

**FACULTAD DE INGENIERIA ARQUITECTURA Y
URBANISMO**

**ESCUELA PROFESIONAL DE INGENIERIA
MECANICA ELECTRICA**

TESIS

**ESTUDIO MICROESTRUCTURAL Y
COMPORTAMIENTO AL CREEP DE DIFERENTES
REGIONES DE UNA UNIÓN SOLDADA DE ACERO
ASTM A335-P91 A 600°C**

**PARA OPTAR EL TÍTULO PROFESIONAL DE
INGENIERO MECÁNICO ELECTRICISTA**

Autor

Bach. Llempen Cubas Eber Jackson

ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-4311-1918>

Asesor

Mg. Polo Briseño Elmer Ronaldo

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-5831-8818>

Línea de Investigación

Infraestructura, Tecnología y Medio Ambiente

Pimentel – Perú

2024

**ESTUDIO MICROESTRUCTURAL Y COMPORTAMIENTO AL CREEP DE
DIFERENTES REGIONES DE UNA UNIÓN SOLDADA DE ACERO ASTM A335-
P91 A 600°C**

Aprobación del jurado

Mtro. VIVES GARNIQUE JUAN CARLOS

Presidente del Jurado de Tesis

MSc. ROJAS CORONEL ANGEL MARCELO

Secretario del Jurado de Tesis

Mg. POLO BRICEÑO ELMER ROLANDO

Vocal del Jurado de Tesis


DECLARACIÓN JURADA DE ORIGINALIDAD

Quien suscribe la DECLARACIÓN JURADA, soy egresado del Programa de Estudios de Ingeniería Mecánica Eléctrica de la Universidad Señor de Sipán S.A.C, declaro bajo juramento que soy autor del trabajo titulado:

ESTUDIO MICROESTRUCTURAL Y COMPORTAMIENTO AL CREEP DE DIFERENTES REGIONES DE UNA UNIÓN SOLDADA DE ACERO ASTM A335-P91 A 600°C

El texto de mi trabajo de investigación responde y respeta lo indicado en el Código de Ética del Comité Institucional de Ética en Investigación de la Universidad Señor de Sipán (CIEI USS) conforme a los principios y lineamientos detallados en dicho documento, en relación a las citas y referencias bibliográficas, respetando al derecho de propiedad intelectual, por lo cual informo que la investigación cumple con ser inédito, original y autentico

En virtud de lo antes mencionado, firmo:

| | | |
|----------------------------|---------------|---|
| LLeppen Cubas Eber Jackson | DNI: 75802319 |  |
|----------------------------|---------------|---|

Pimentel, 19 de Marzo de 2024

Dedicatoria

A JEOVA MI DIOS

Quien es mi guía, para llegar a lograr mis metas, mi refugio y fortaleza en mis momentos difíciles, por el amor infinito que me brinda cada día.

A MI MADRE

María E. Cubas Vázquez. Por su gran apoyo y consejos de los buenos valores que me a inculcado (honradez, honestidad, respeto, amor y humildad), una madre luchadora y ejemplar, te amo madre.

A MI PADRE

Llempen Peralta Feliberto J, quien cada día me apoyarme a lograr mis metas, con mucho sacrificio, amor y esfuerzo al cual es mi admiración y fortaleza en mi vida.

A MIS HERMANAS

Katia y Naomy Judith por el apoyo y amor que me brindaron, agradecido de sus aprecio y esmero que pusieron para darme aliento para lograrlo.

A MI PAREJA

Maryleisy V. G. por apoyarme y aconsejarme a ser una mejor persona, por darme aliento para seguir adelante y lograr mi meta propuesta. Te amo.

Llempen Cubas Eber Jackson

Agradecimientos

A mis padres, que siempre me apoyan, quienes están siempre a mi lado en las buenas y en las malas me apoyaron y me guiaron por el camino del bien.

A mis hermanas, por quienes me brindaron su amor incondicional y motivación para salir adelante y cumplir mis metas.

A mi pareja por brindarme amor, cariño y apoyarme en todo momento, por darme ese valor de que, si se puede lograr, por estar conmigo en los buenos y malos momentos.

A mi tutor, el Mg. Ing. Polo Briceño Elmer Rolando, por brindarme su apoyo en todo momento, y sus enseñanzas que cada día fueron productivos.

Llempen Cubas Eber Jackson

Índice

| | |
|---|----|
| Dedicatoria..... | 4 |
| Agradecimientos..... | 5 |
| Índice de figuras..... | 7 |
| Índice de tablas..... | 9 |
| RESUMEN..... | 10 |
| ABSTRACT..... | 11 |
| I. INTRODUCCIÓN | 12 |
| 1.1 Realidad problemática..... | 12 |
| 1.2. Formulación del problema | 25 |
| 1.3 Hipótesis | 25 |
| 1.4 Objetivos | 25 |
| 1.5 Teorías relacionadas al tema | 26 |
| II. MATERIALES Y MÉTODOS | 55 |
| 2.1 Tipo y Diseño de Investigación | 59 |
| 2.2 Variables, Operacionalización..... | 59 |
| 2.3. Población de estudio, muestra, muestreo y criterios de selección | 61 |
| 2.4. Procedimientos de análisis de datos..... | 61 |
| 2.5 Criterios éticos | 61 |
| III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN | 63 |
| 3.1 Resultados..... | 63 |
| 3.2 Discusión | 74 |
| IV. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES | 78 |
| 4.1. Conclusiones | 78 |
| 4.2. Recomendaciones | 79 |
| REFERENCIAS | 80 |
| ANEXOS | 86 |

Índice de figuras

| | |
|---|----|
| <i>Figura 1.2 Las imágenes TEM que muestran los límites de grano de austenita previa desaparecidos en un acero al 10% Cr sometido a creep a 210 MPa y 600 °C durante 8350 h [8].</i> | 15 |
| <i>Figura 1.3. Esquemas que ilustran la evolución de la martensita en subgranos [9].</i> | 16 |
| <i>Figura 1.4. Microestructuras de acero P91 a como se recibieron y b después de la creep a 600 ° C durante 113.431 h (calibre). c Espectros EDS típicos para carburos M23C6, fase de Laves y matriz, respectivamente [16].</i> | 18 |
| <i>Figura 1.5. Las partículas rectangulares de la fase de Laves distribuidas a lo largo del límite del listón en un acero al 10% Cr se deslizaron a 600 ° C: a 250 MPa durante 3230 h; b 300 MPa durante 720 h [21].</i> | 19 |
| <i>Figura 1.6. Esquema de la nucleación y crecimiento de la fase de Laves [21].</i> | 21 |
| <i>Figura 1.7. Dos posibles modelos de nucleación en fase Z [27].</i> | 23 |
| <i>Figura 1.8. (a) Esquema de una central eléctrica de carbón, (b) Esquema del generador de vapor de recuperación de calor [29].</i> | 26 |
| <i>Figura 1.9. Diagrama tendencia en parámetros operativos P-T de las centrales térmicas [29].</i> | 28 |
| <i>Figura 1.10. Aumento de la eficiencia neta de plantas de energía subcríticas a A-USC [32].</i> | 29 |
| <i>Figura 1.11. Temperatura y presión máxima de funcionamiento de los diferentes materiales [33].</i> | 29 |
| <i>Figura 1.12. Materiales utilizados en calderas SC, USC y A-USC [33].</i> | 30 |
| <i>Figura 1.13. Reducción de las emisiones de CO₂ de la generación de energía a base de carbón pulverizado [33].</i> | 31 |
| <i>Figura 1.14. El impacto de las tecnologías HELE en las emisiones de CO₂ [33].</i> | 32 |
| <i>Figura 1.15. Diagrama esquemático de las sub-zonas de la zona afectada por el calor y su correspondencia con el diagrama de equilibrio de fase del acero P91 [35].</i> | 39 |
| <i>Figura 1.16. Diagrama esquemático de las diferentes sub-zonas dentro del metal de</i> | |

soldadura con (i) un único pase de soldadura y (ii) soldadura de múltiples pasadas [38]. 45

Figura 1.17. Diagrama de Schaeffler [42]..... 46

Fig.1.18. curva típica de fluencia lenta 47

Fig. 1.19. Representación esquemática del efecto del esfuerzo en las curvas de fluencia lenta a temperatura constante 50

Fig. 1.20. Temperatura Equicohesiva..... 51

Fig. 1.21. Representación esquemática de la formación de grietas tipo W iniciadas por el deslizamiento de los límites de grano 52

Fig. 1.22. Cavidades tipo r en los límites de grano de un Nimonic 80A ensayado a 750 °C (320 X) 52

Fig. 1.23. Método de Zener para la formación de cavidades en forma de cuña.... 53

Figura 2.1. Microestructura de la muestra en condición de suministro, martensita revenida. 55

Figura 2.2. Geometría de la junta de soldadura en acuerdo con la norma ASME B31.3. 56

Figura 2.3. Proceso de soldadura 57

Figura 2.4. Geometría del corte de la junta soldada..... 58

Figura 2.5. Máquina de creep 58

Figura 3.1. Micrografías electrónicas de barrido del acero P91. Las partículas de segunda fase precipitan en los LGAP y en el interior de los granos austenita previa. 63

Figura 3.2. Micrografías electrónicas de barrido del metal de soldadura del acero P91. Soldado con calor de aporte de 1.2 kJ/mm. 65

Figura 3.3. Micrografías electrónicas de barrido del acero P91 en la condición de soldado con un calor de aporte de 1.2 kJ/mm..... 67

Figura 3.4. Micrografía óptica del metal de soldadura del acero P91 soldado con calor de aporte de 1.2 kJ/mm y tratamiento térmico post soldadura de (a) 1 h y (b) 4 h a 760 °C..... 68

| | |
|--|----|
| <i>Figura 3.5. Micrografía de la zona afectada por el calor de grano grueso del acero P91 soldado con calor de aporte de 1.2 kJ/mm y tratamiento térmico post soldadura de 1 h a 760 °C.</i> | 68 |
| <i>Figura 3.6. Micrografías electrónicas de barrido del acero P91 en la condición de soldado con un calor de aporte de 1.2 kJ/mm y tratado térmicamente post soldadura a 760 °C por 2 horas.</i> | 69 |
| <i>Figura 3.7. Micrografías electrónicas de barrido del acero P91 en la condición de soldado con un calor de aporte de 1.2 kJ/mm y tratado térmicamente post soldadura a 760 °C por 4 horas.</i> | 71 |
| <i>Figura 3.8. Perfil de dureza medido en la parte media de la junta soldada del acero P91, con calores de aporte de 1.12 kJ/mm y con diferentes tiempos del TTPS. (programa origin 2020)</i> | 72 |
| <i>Figura 3.9. Curvas de creep de las uniones soldadas con un calor de aporte de 1.12 kJ/mm y diferentes tiempos de tratamiento post soldadura. (a) Curvas de creep estándar, (b) velocidad de creep frente al tiempo.</i> | 75 |
| <i>Figura 3.10. Microscopia óptica de las probetas ensayadas a creep</i> | 76 |

Índice de tablas

| | |
|--|----|
| <i>Tabla 1.1. Composición de aceros al cromo comerciales y experimentales (% peso)</i> | 34 |
| <i>Tabla 1.2. Evolución de los aceros ferrítico-Martensítico para industria de Generación de energía [34]</i> | 34 |
| <i>Tabla 2.1. Composición química del acero P91</i> | 55 |
| <i>Tabla 2.2. Composición química del material de aporte clasificación AWS ER90S-B9 (% en peso)</i> | 56 |
| <i>Tabla 3.1. Resultados de los ensayos de creep de la soldadura con diferentes tiempos de tratamiento post soldadura, a 600 °C y 190 MPa.</i> | 76 |

RESUMEN

En la industria termoeléctrica y nuclear los aceros de alta resistencia a presiones y temperaturas son muy utilizados, para ello se Realizó un estudio microestructural y comportamiento al creep de diferentes regiones de una unión soldada de acero ASTM-A335 grado P91 a 600 °C. El proceso de soldadura de las probetas fue sometidas a un tratamiento térmico post soldadura a 760 °C por tiempos de 1 h, 2 h, 4 h y 8 h. La transformación que ocurrió durante el tratamiento térmico post soldadura estuvo en función de la microestructura que presentó el material en cada región de la zona afectada por el calor después del proceso de soldadura. Se observó los precipitados presentes en el acero P91, el cual pasó por procesos de normalización y revenido, fueron el $M_{23}C_6$ (carburos) y el MX.

La zona afectada por calor de grano grueso presentó la más alta dureza, con picos de dureza cerca del límite de fusión. Los picos de dureza disminuyeron con el incremento del tiempo de tratamiento térmico post soldadura a 760 °C ocasionado por la recuperación de la martensita de listones y el crecimiento de las partículas de segunda fase. Los ensayos de creep mostraron que la degradación que ocurre en la zona afectada por calor de grano fino durante el proceso de soldadura y tratamientos térmicos post soldadura conduce a la falla tipo IV en estos aceros. Todos los ensayos de creep realizados fallaron en la ZACGF, a excepción del tiempo de 8 horas de tratamiento térmico post soldadura. Estos parámetros de tratamiento térmico post soldadura optimizados deberían poder generar la propiedad deseada de las juntas soldadas.

Palabras clave: Creep, Temperatura, Post soldadura, acero, calor.

ABSTRACT

In the thermoelectric and nuclear industry, steels with high resistance to pressures and temperatures are widely used. For this purpose, a microstructural study and creep behavior of different regions of a welded joint of ASTM-A335 grade P91 steel at 600 °C was carried out. The welding process of the specimens was subjected to a post-welding heat treatment at 760 °C for times of 1 h, 2 h, 4 h and 8 h. The transformation that occurred during the post-welding heat treatment was a function of the microstructure that the material presented in each region of the heat-affected zone after the welding process. The precipitates present in the P91 steel, which went through normalization and tempering processes, were $M_{23}C_6$ (carbides) and MX.

The coarse-grained heat-affected zone had the highest hardness, with hardness peaks near the melting limit. The hardness peaks decreased with the increase in the post-weld heat treatment time at 760 °C caused by the recovery of the lath martensite and the growth of the second phase particles. Creep tests showed that the degradation that occurs in the fine-grained heat-affected zone during the welding process and post-welding heat treatments leads to type IV failure in these steels. All creep tests carried out failed in the ZACGF, except for the 8-hour post-welding heat treatment time. These optimized post-welding heat treatment parameters should be able to generate the desired property of the welded joints.

Keywords: Creep, Temperature, Post welding, steel, heat.

I. INTRODUCCIÓN

1.1 Realidad problemática

En la industria termoeléctrica y nuclear los aceros de alta resistencia a presiones y temperaturas son muy utilizados. Como uno de los aceros ferríticos resistentes al calor con alto contenido de cromo, los aceros ASTM A335-P91 tiene una excelente resistencia mecánica a altas temperaturas y una alta resistencia a la fluencia [1]. Se busca obtener una resistencia a la fluencia por deformación lenta (creep) a través de una junta soldada de acero P91 mediante proceso (GMAW) Gas Metal Arc Welding, que permita el estudio de las irregularidades del procedimiento de soldadura en el acero P91.

Debido a su resistencia a altas temperaturas, alta conductividad térmica, baja expansión térmica y buena resistencia a corrosión, al acero 9Cr-1Mo modificado (ASME Grado 91, en adelante "Gr. 91") es un material candidato principal para componentes como generadores de vapor [2]. La alta entrada de calor durante la soldadura por fusión modifica significativamente la microestructura térmicamente sensible del acero P91 y se producen variaciones significativas en la zona afectada por el calor (HAZ) de la soldadura de acero P91, como resultado de la exposición de temperatura variable durante el proceso de soldadura [3]. Para el acero P91 también ofrece la microestructura homogenizada en una gran sección por ello homogenizar la microestructura resulta en una menor variación en las propiedades mecánicas [4]. El proceso de tratamiento térmico industrial convencional de estos aceros consiste en un austenizado, seguido de normalizado y posterior revenido. Durante la etapa de normalización se forma una estructura de finos listones de martensita con una alta densidad de dislocaciones (en el orden de 10^{14} a 10^{15} m⁻²) [5]. Para minimizar las pérdidas económicas causadas por el tiempo de inactividad no planificado, es muy necesario evaluar los estados de daño por fluencia y predecir la vida residual resultante de esos componentes. Los mecanismos de fortalecimiento predominantes durante la fluencia pueden variar debido a la evolución de la microestructura por ejemplo hay movimientos de disolución y engrosamiento

de $M_{23}C_6$ Carburos durante la fluencia a corto plazo [6]. La prueba de fluencia del acero austenico y la soldadura diferente de aleaciones de níquel mostró que se produjo una falla en la parte HAZ del acero austenico debido al mecanismo de cavitación en los límites de grano de la HAZ [7]. El acero P91 pertenece a estas categorías y las resistencias a altas temperaturas de este material depende del estado de precipitación, las subestructuras y el endurecimiento por la solución sólida [8]. Teniendo en cuenta sus propiedades mecánicas, se utilizan para fabricar o reparación de componentes de centrales térmicas, industrias petroquímicas y en plantas de generación de energía [1, 9].

El objetivo es caracterizar los cambios microestructurales y evolución de fases precipitadas en las diferentes zonas de la junta soldada en el acero ASTM A335-P91, también se determinará los cambios de dureza que ocurren a través de la junta soldada de ASTM A335 grado P91 final mente se evaluara la influencia de los cambios microestructurales y estado de precipitación producido en la junta soldada sobre el comportamiento al creep del P91.

El comportamiento a creep de los aceros resistentes al calor está influenciado principalmente por la estabilidad térmica de la microestructura original. La evolución microestructural en aceros ferríticos resistentes al calor 9%Cr incluye: (a) ensanchamiento de listones de martensita, (b) desaparición del límite de grano de austenita previa (LGAP), (c) aparición de subgranos, (d) crecimiento y engrosamiento de precipitados $M_{23}C_6$ y MX, y (e) formación de nuevos precipitados, concretamente la fase de Laves y la fase Z.

La evolución de la martensita revenida inicial se produce bajo la condición de alta temperatura y alta tensión durante un periodo prolongado en servicio; esto ocurre debido a que la martensita revenida termodinámicamente no es una fase de equilibrio. La fuerza impulsora del ensanchamiento de los listones es la deformación acumulada por la transformación martensítica y la deformación por creep [7]. Por lo general, los límites de los listones y los límites de los granos se encuentran decorados por partículas $M_{23}C_6$ de gran

tamaño. Cuando ocurre el desplazamiento del límite del listón, penetrará en el interior del listón adyacente, que solo contiene pequeñas partículas de MX. Estas partículas son de tamaño muy pequeño por lo que no son obstáculo para el movimiento del límite del listón. Por lo tanto, la expansión del listón no se detendrá hasta que encuentre otras barreras, como otro límite de listón o un límite de grano.

Después del creep en un periodo largo en servicio, los límites de los granos de austenita previa se volverían gradualmente invisibles y solo podrían detectarse rastreando los precipitados que se formaron en dichos límites, como se muestra en la Figura 1.2. Sin embargo, a pesar del papel eficiente de $M_{23}C_6$ para impedir el desplazamiento de los límites de grano de austenita previa, la formación de partículas de la fase Laves en estos límites es inevitable debido a la tendencia de Mo y W a segregarse en los límites de grano de austenita previa. La formación de la fase Laves está asociada a dos consecuencias distintas. En primer lugar, conduce al consumo de los carburos $M_{23}C_6$ mediante el proceso de nucleación y crecimiento posterior de la fase de Laves [8]. En segundo lugar, da como resultado la agrupación de partículas grandes de la fase Laves a lo largo de los límites de grano de austenita previa, como se muestra en la Figura 1.2. Este comportamiento durante la formación de la fase de Laves produce la liberación de límites de grano por el consumo de los $M_{23}C_6$, en consecuencia, los límites de los granos de austenita previa finalmente desaparecerán mediante el proceso de migración de dislocaciones. Como se ve en la micrografía izquierda de la Figura 1.2, el LGAP, que está indicado por la presencia de grandes partículas de fase Laves de aproximadamente $0,4 \mu\text{m}$ de diámetro, desapareció por completo [9].

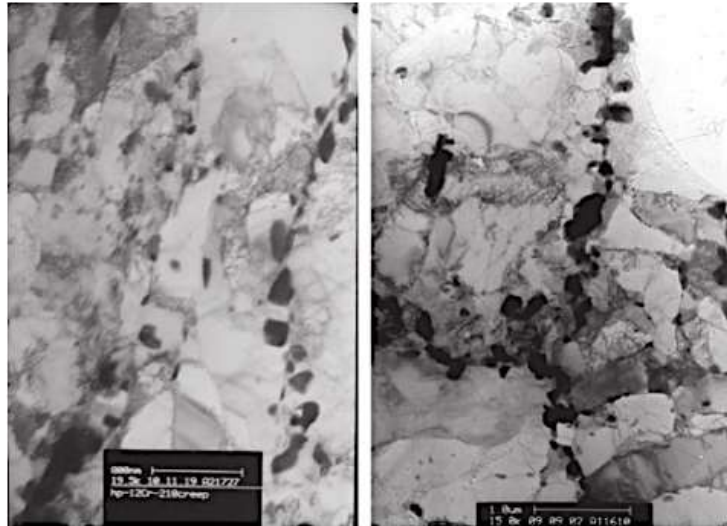


Figura 1.2 Las imágenes TEM que muestran los límites de grano de austenita previa desaparecidos en un acero al 10% Cr sometido a creep a 210 MPa y 600 °C durante 8350 h [8].

La martensita revenida evoluciona a subgranos. Los subgranos suelen tener un tamaño de 1 μm y una forma poligonal. La microestructura inicial es una estructura de listones de martensita. La formación de subgranos se genera durante el creep debido a la deformación por creep y la temperatura. La deformación por creep aumentaría el número de dislocaciones móviles mientras que la temperatura de envejecimiento promueve la movilidad de las dislocaciones. Ambos factores mejorarían la cantidad y el movimiento de las dislocaciones, facilitando así la interacción entre ellas. Se observa diferencia en la densidad de dislocaciones dentro de los subgranos [10]. Este fenómeno puede atribuirse a variaciones en la movilidad de las dislocaciones. La deformación por creep facilita el movimiento rápido de las dislocaciones, permitiendo su interacción y la posterior creación de límites de subgrano. A pesar de la presencia de precipitados MX, estos no pudieron anclar las dislocaciones de manera efectiva.

Se observa que los subgranos se generan dentro de la microestructura de los listones martensíticos. El movimiento de dislocaciones a temperaturas elevadas, particularmente a través de mecanismos de trepado y deslizamiento, da como resultado la formación de estructuras poligonizadas y la creación de paredes de dislocaciones, que son esencialmente límites de subgrano [11].

Se observó que los precipitados en contacto con los límites de los subgranos crecían más rápido que los que perdían este contacto debido al crecimiento de los subgranos [12]. Esto se relacionó con la mayor difusión que existe a través de los límites de subgranos. La deformación por creep promoverá el crecimiento y engrosamiento de partículas. La deformación por creep acelerará el crecimiento y el engrosamiento de los precipitados y los precipitados más grandes perderán el efecto de anclaje de los límites de subgrano, lo que provocará su crecimiento. En resumen, los listones de martensita revenida eventualmente evolucionarán hacia la estructura de subgranos durante el creep, como se ilustra esquemáticamente en la Figura 1.3.

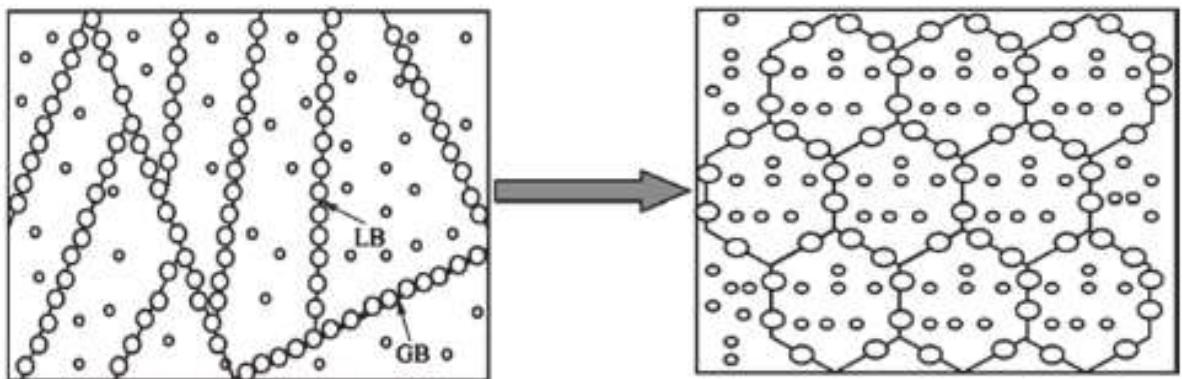


Figura 1.3. Esquemas que ilustran la evolución de la martensita en subgranos [9].

El refuerzo del subgrano es significativo para la resistencia al creep de los aceros. Para garantizar el fortalecimiento del subgrano, es importante estabilizar los límites del subgrano. La migración del límite del subgrano se controla mediante la fuerza de fijación debida a las partículas [13]. Las partículas dispersas a lo largo de los límites de los subgranos actúan como obstáculos para la migración de los límites de los subgranos, manteniendo estructuras de subgranos finas. La estabilidad térmica de los subgranos se basa en las partículas $M_{23}C_6$ y MX en los límites de los subgranos [13].

La estabilización de los límites de los subgranos se debió principalmente a la presencia de pequeñas partículas de $M_{23}C_6$ cerca de los límites. Se observó que el $M_{23}C_6$ fija límites de subgranos [14]. Los precipitados de tipo MX rara vez se observan en los límites de los subgranos para proporcionar el efecto de fijación. Los límites de los subgranos son en realidad

paredes alineadas de dislocaciones. Los carbonitruros de tipo MX son tan pequeños que no ejercen anclaje a los límites de subgrano y son atravesados fácilmente. Sin embargo, las partículas de $M_{23}C_6$ tienen un tamaño similar al grosor de los límites de los subgranos, por lo que son difíciles de cruzar para los límites de los subgranos y podrían proporcionar una fijación eficaz de los límites de los subgranos [12]. Con respecto al tamaño de las partículas $M_{23}C_6$, debe haber un rango de tamaño óptimo. Las partículas de $M_{23}C_6$ muy grandes son perjudiciales. Por lo tanto, es importante tomar medidas para evitar el engrosamiento de las partículas de $M_{23}C_6$ con el fin de aprovechar al máximo su efecto estabilizador en los límites del subgrano.

El subgrano es importante en la resistencia al creep debido al efecto de fortalecimiento. Se ha sugerido que el inicio de una migración significativa de los límites de los subgranos, que causa el crecimiento de los subgranos, está estrechamente correlacionado con el inicio del creep acelerado [15]. Existe una relación entre el crecimiento del subgrano y la densidad de dislocaciones. La densidad de dislocaciones es menor en los subgranos más grandes. Debido a que la densidad de dislocación disminuye, la dureza disminuirá considerablemente. El acero perderá su resistencia mecánica a la tensión a alta temperatura. Esto ayudará a la deformación por creep, engrosando las partículas $M_{23}C_6$ y subgranos. Este proceso quedará atrapado en un círculo vicioso. Por lo tanto, la estabilidad del subgrano es fundamental para la resistencia a la creep de los aceros termorresistentes ferríticos/martensíticos al 9-12% Cr [15].

Los carburos $M_{23}C_6$ en los aceros se pueden formar inmediatamente después del revenido en la microestructura inicial por nucleación en los límites de grano con alta densidad de dislocación. Los carburos $M_{23}C_6$ son importantes para proporcionar un efecto de fijación a los subgranos. Estos carburos presentan una alta velocidad de engrosamiento. El evidente engrosamiento de los carburos $M_{23}C_6$ en el acero P91 después de más de 100.000 h de exposición a la creep a 600 ° C, como lo muestran los análisis de espectroscopía de rayos X

de dispersión de energía (EDS) en la Figura 1.4 [16]. Se observó que el diámetro medio equivalente de los carburos $M_{23}C_6$ aumentaba de 0,15 - 0,18 μm a 0,3 μm . La velocidad de engrosamiento de los $M_{23}C_6$ no es considerablemente alta; sin embargo, el tamaño de estos que son efectivos para fijar los límites de sub grano están en rango de 0.1–0.2 μm . El engrosamiento de los carburos $M_{23}C_6$ debe controlarse en caso de que sean demasiado gruesos para fijar los límites del subgrano. El engrosamiento de los carburos $M_{23}C_6$ podría ser retrasado por Co [17, 18].

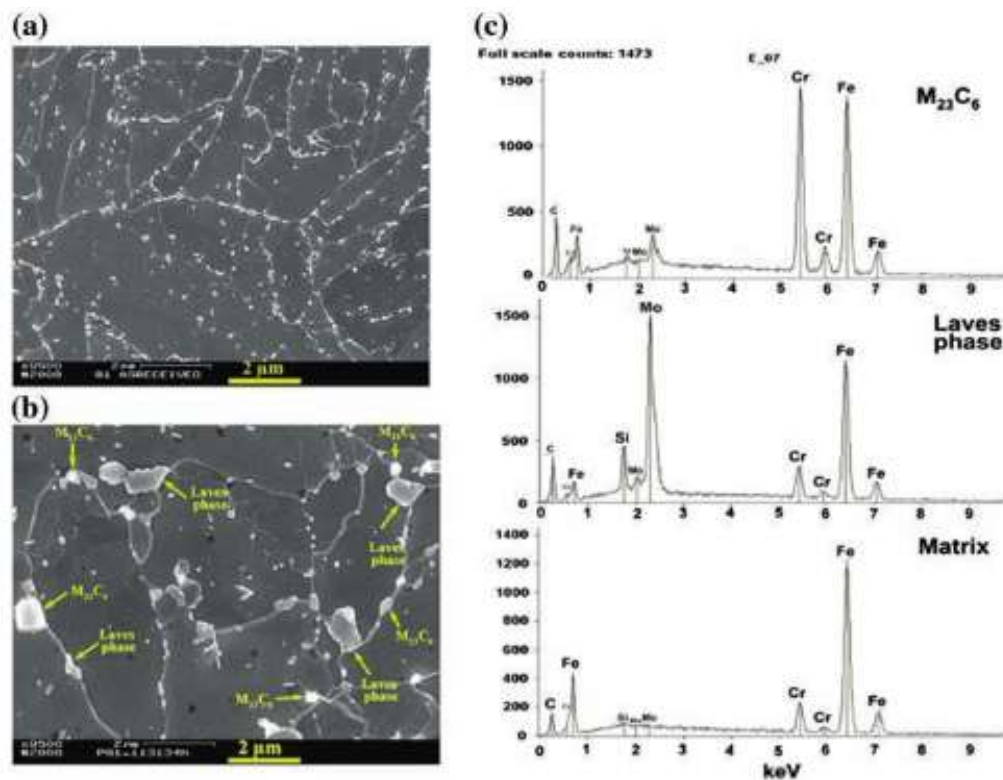


Figura 1.4. Microestructuras de acero P91 a como se recibieron y b después de la creep a 600 ° C durante 113.431 h (calibre). c Espectros EDS típicos para carburos $M_{23}C_6$, fase de Laves y matriz, respectivamente [16].

A diferencia de los carburos $M_{23}C_6$, los carbonitruros MX pequeños son mucho más estables. No muestran cambio significativo después de un largo tiempo de envejecimiento a 650 °C. Incluso en condiciones de creep, se informó que su fracción de volumen se mantuvo constante y no se encontraron cambios significativos en el tamaño y la composición química [12]. No se observó cambios significativos en el coeficiente de forma de los precipitados de MX carbonitruros, ya sea después de una creep prolongada o una exposición térmica a 600 °

C [19]. La nueva generación de aceros de baja aleación para altas temperaturas, por ejemplo, 2.25Cr – 1Mo modificados, que aprovecha el endurecimiento VX, tiene una muy buena resistencia a la creep hasta 550 ° C. Esto está relacionado con la alta estabilidad de los carburos pequeños. Sin embargo, el crecimiento de los precipitados de carbonitruros MX también podría acelerarse por la deformación por creep [20]

A diferencia de los $M_{23}C_6$ y los MX, la fase de Laves y las partículas de la fase Z, no existen en la microestructura inicial de martensita revenida. Precipitan durante la exposición prolongada y a altas temperaturas. Las partículas de la fase Laves en los aceros suelen ser ricas en W o Mo y se reconocen como Fe_2W , Fe_2Mo o $(Fe, Cr)_2(W, Mo)$ en aceros resistentes al calor ferríticos/martensíticos al 9-12% Cr [16]. Tienen forma de barra corta cuando simplemente se precipitan de la matriz de la martensita revenida, que se encuentra a lo largo de los límites del listón, y luego crecen en forma cuadrada con un tamaño grande. Por lo tanto, después de una exposición prolongada a la temperatura, las partículas de la fase de Laves generalmente se presentan como partículas rectangulares negras grandes con un lado estrechamente unido a los límites del listón o los límites del grano en la matriz martensítica revenida de los aceros, como se muestra en la Figura 1.5.

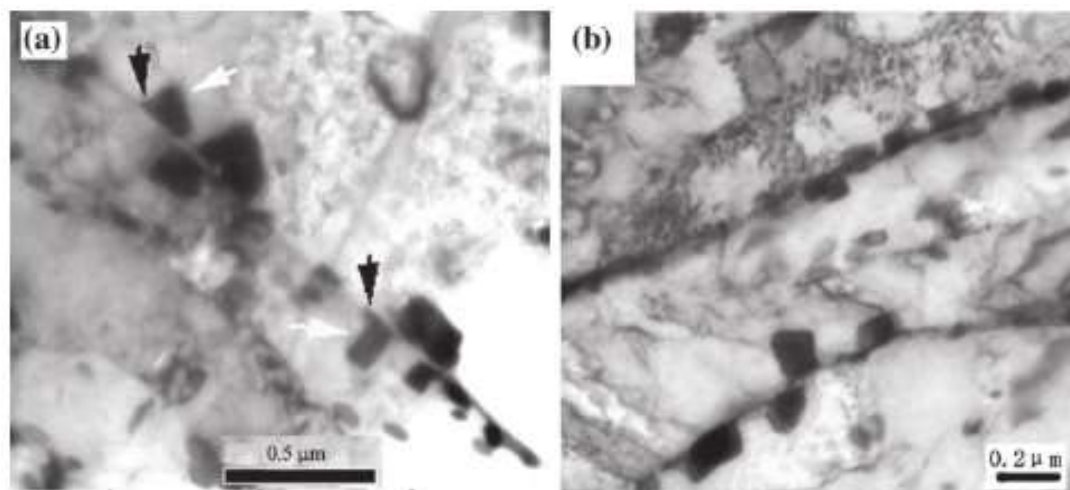


Figura 1.5. Las partículas rectangulares de la fase de Laves distribuidas a lo largo del límite del listón en un acero al 10% Cr se deslizaron a 600 ° C: a 250 MPa durante 3230 h; b 300 MPa durante 720 h [21].

Dado que W y Mo son los átomos de mayor número atómico, las partículas de la fase

de Laves siempre son brillantes en las imágenes de BSE. Además, W y Mo tienden a segregarse a lo largo de los límites del listón y los límites del grano, por lo que las partículas de la fase de Laves se distribuyen preferentemente a lo largo de los límites, especialmente en los límites de grano austenita previa. Estas características son útiles para identificar las partículas de la fase de Laves.

Uno es que los sitios de nucleación favorables para la fase de Lave son los límites del listón, y el otro es que las partículas de la fase de Laves se distribuyen de manera no homogénea a lo largo de los límites, como se muestra en la Figura 1.5. Como se discutió anteriormente, W y Mo en los aceros se segregarán a lo largo de los límites del grano y los límites del listón durante el tratamiento de revenido. Cuando están muy concentrados y más allá del límite de acomodación de esos límites a una temperatura dada, la fase de Laves comenzará a precipitar. Sin embargo, los límites son siempre los sitios favoritos para las partículas $M_{23}C_6$, como se ve en la microestructura inicial de los aceros resistentes al calor ferríticos/martensíticos al 9-12% Cr. Estas partículas facilitarán la formación de la fase de Laves proporcionando sitios de nucleación. En la Figura 1.4a, las flechas negras apuntan a las partículas de $M_{23}C_6$ y las flechas blancas apuntan a las partículas de la fase de Laves. Se observa que las partículas de la fase de Laves crecen sobre partículas $M_{23}C_6$ [21]. También se ha observado que la fase de Laves se encuentra principalmente cerca de los carburos $M_{23}C_6$ ricos en Cr. Después de la exposición a altas temperaturas, se observó una precipitación pronunciada de la fase de Laves sobre el grano de austenita previa y los límites del subgrano, en contacto con $M_{23}C_6$ en todos los aceros; esto explicaría el contenido de Cr en la fase de Laves.

Teniendo en cuenta la evolución de la morfología de las partículas de la fase de Laves, se propuso un mecanismo de crecimiento, como se muestra en la Figura 1.6. Como se ve observa en esta misma figura, la fase de Laves nuclea en los límites del listón de martensita, y crece en el listón adyacente, de qué lado crecerán las partículas de la fase de Laves es básicamente al azar [22].

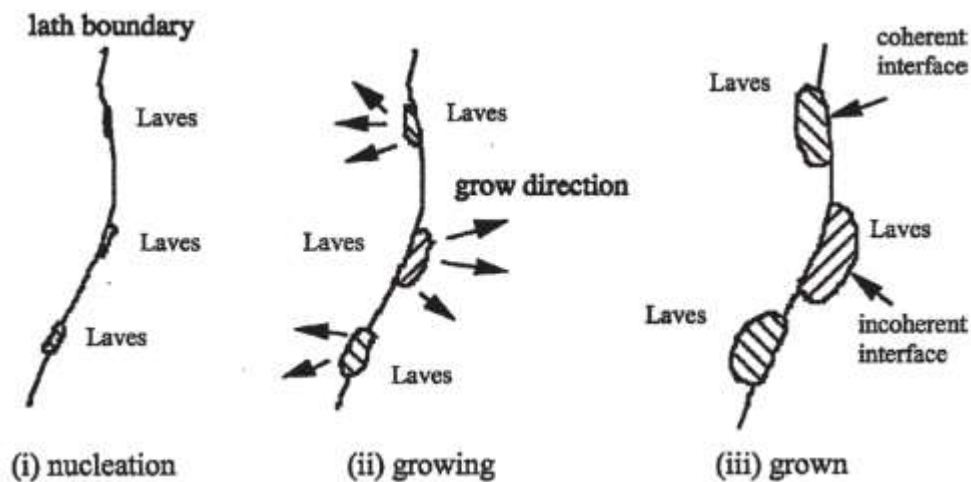


Figura 1.6. Esquema de la nucleación y crecimiento de la fase de Laves [21].

Los contenidos de W, Mo, Si y Co pueden influir positivamente en el comportamiento de crecimiento de los precipitados de fase de Laves. La velocidad de crecimiento de las partículas de la fase de Laves aumentará con el aumento de los contenidos de W y Mo. Dado que ambos son los elementos formadores de la fase de Laves, un aumento en su contenido aumentará la fuerza impulsora para el crecimiento.

Una temperatura de 650 °C genera la precipitación de la fase de Laves en un tiempo más corto. Temperaturas menores a 550 °C se requiere tiempo más largos para que la fase de Laves precipite, esto debido a la baja movilidad de los átomos. Por otro lado, si la temperatura es alta, cercana a los 700 °C, que está cerca de la temperatura de la solución de la fase de Laves, donde la velocidad de disolución de la fase de Laves es mayor que la velocidad de precipitación, es imposible que se forme. Sin embargo, la temperatura de servicio del acero resistente al calor está en torno a la temperatura de 650 °C. Por lo tanto, la precipitación de la fase de Laves ocurrirá rápidamente durante la exposición a la creep para aceros resistentes al calor de 9-12% Cr ferríticos/martensíticos con altos contenidos de Mo o W.

La fase de Laves no es deseable y debe evitarse en aceros termorresistentes ferríticos/martensíticos al 9-12% Cr. La formación de la fase de Laves es a expensas del W y Mo disueltos en la matriz de acero, reduciendo el efecto de endurecimiento por solución sólida.

La estructura cristalina de la fase Z de CrNbN es tetragonal, idéntica a la estructura de CrTaN. En la fase Z modificada la mitad del Nb fue reemplazada con V, con una composición química de Cr (V, Nb) N y una estructura cristalina cubica con un parámetro ligeramente más pequeño de la celda unitaria, 0.286 nm en comparación con 0.304 nm de la fase Z original. La estructura de la fase CrVN es idéntica a la fase Z modificada. La fase Z modificada se comporta de manera diferente a la fase Z original. Precipita solo después de una exposición prolongada, y luego se convierte en muy pocas partículas y partículas más gruesas [23,24,25]. Se determinó que la temperatura de la solución de la fase Z modificada con Cr (V, Nb) N y CrVN es cercana a 800 °C en aceros martensíticos con 11-12% Cr, significativamente más baja que la de la fase Z original CrNbN y CrTaN [25], que se ha informado que llega a 1200-1250 °C [23,24]. Es interesante que cuando la temperatura es superior a 800 °C, la fase Z modificada sería reemplazada por nitruros MX. La fase Z es termodinámicamente el nitruro más estable en aceros ferríticos/martensíticos resistentes al calor al 9-12% Cr, mientras que se cree que la fase Z modificada con Cr (V, Nb) N y CrVN son metaestables.

La presencia de la fase Z no se ha detectado en ninguno de los aceros inmediatamente después del revenido durante varias horas dentro del rango de temperatura típico de 650 a 800 °C. Incluso en aceros con alto contenido de Cr, donde la fase Z se forma más rápidamente, la formación generalizada de la fase Z solo se ha observado después de una exposición bastante prolongada de 1000 h o más a 650 °C. Los estudios experimentales de la fase Z han revelado que la precipitación más rápida ocurrió a 650 °C [26]. Con base en los resultados, finalmente se propuso que el mecanismo de nucleación era una transformación controlada por difusión de átomos de Cr en MX para formar la fase Z cúbica o tetragonal, lo que explica la velocidad de precipitación bastante baja de la fase Z. En la Figura 1.7 se muestran dos posibles modelos de nucleación [27].

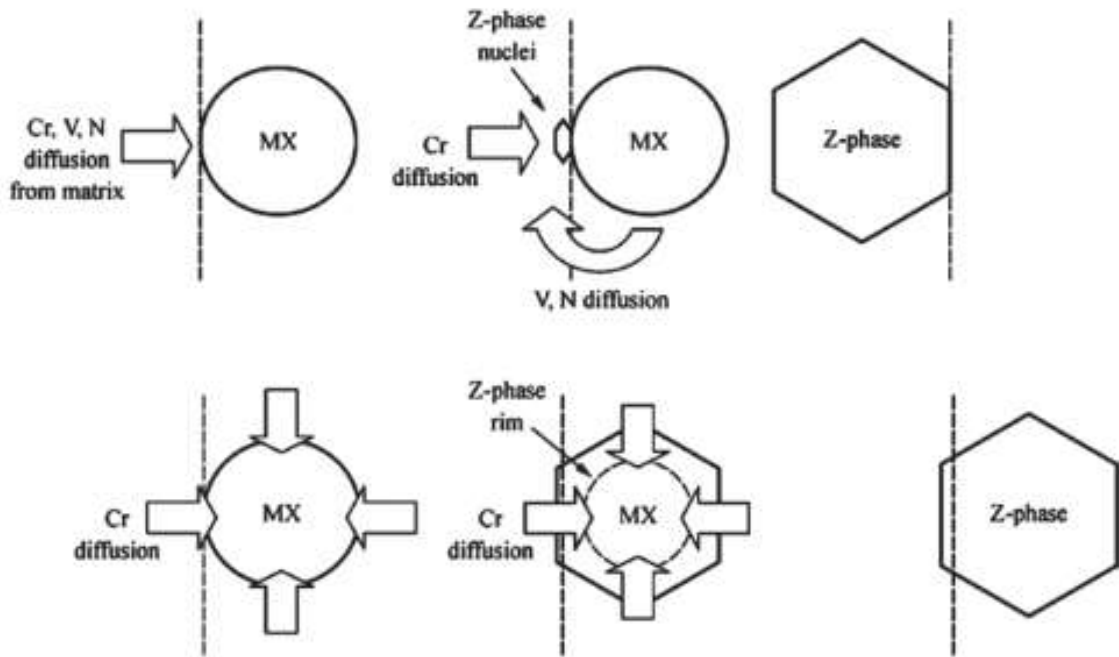


Figura 1.7. Dos posibles modelos de nucleación en fase Z [27].

Una vez que la fase Z se ha nucleado, puede crecer rápidamente y se pueden observar partículas grandes de la fase Z después de exposiciones relativamente cortas. La fase Z, Cr(V,Nb)N, crece mediante la disolución de los precipitados MN, que proporcionan V, Nb y N, y al recoger Cr de la matriz de acero [25]. Esta observación sugiere que la nucleación de la fase Z ocurre gradualmente y a un ritmo lento, lo que implica que el proceso de nucleación es factor controlante de la velocidad formación de la fase Z [28]. Los sitios de nucleación de la fase Z se prefieren en los límites de los listones y los límites de los granos de austenita previa, donde también se encuentran las ubicaciones de las partículas MX [25]. Cr es el elemento más influyente para la fuerza impulsora de la fase Z. En aceros con un contenido de Cr de aproximadamente 9%, la precipitación de la fase Z es demasiado lenta, pero en aceros con un contenido de Cr superior al 10.5%, la precipitación de la fase Z se acelera fuertemente. El nitrógeno es otro elemento influyente, ya que es otro elemento principal en la fase Z.

En cuanto al efecto de la fase Z sobre la propiedad de creep, es seguro que la fase Z precipita a expensas de las partículas MX beneficiosas [16] lo que suprime total o parcial el endurecimiento por precipitación de los MX. Por esta razón, la precipitación de la fase Z podría

ser perjudicial para la vida útil de los aceros ferríticos/martensíticos resistentes al calor al 9-12% Cr. De hecho, dado que la fase Z se precipita como partículas gruesas, que no contribuyen a la resistencia a la creep de la misma manera que los nitruros de MN finos, se sugirió que la precipitación de la fase Z es la principal causa de pérdida prematura de la resistencia a la creep [25].

En [10] se tuvo como objetivo comprender la influencia de las regiones constituyentes individuales de la soldadura P91 en el rendimiento general de la soldadura real en condiciones de carga CFI. Este procedimiento tubo como resultado que los anchos de los bucles de histéresis (deformación plástica) pertenecientes a diferentes regiones microestructurales y la soldadura P91 real aumentan marginalmente desde el primer ciclo hasta la vida media. Por otro lado, aunque las vidas cíclicas son mucho menores bajo CFI en comparación con LCF, la duración total de la prueba es un orden de magnitud mayor en el primer caso para condiciones idénticas.

En su objetivo de evaluar la modificación superficial con láser de recubrimientos protectores de Fe-Al, se considera la rugosidad de la superficie como un indicador de la calidad del acabado de la superficie. Además, sirve como indicador del grado de desarrollo de las grietas superficiales, que son la vía preferida de las especies corrosivas hacia el sustrato [11]. Como resultado de este procedimiento, la velocidad de barrido del haz está directamente relacionada con la penetración del efecto térmico del tratamiento láser. De esta manera, con una velocidad de barrido de haz más baja, se genera una mayor cantidad de energía por superficie. En modo de barrido de haz lineal, una menor velocidad de avance del porta muestras (similar a la velocidad del frente de fusión o resolidificación) aumenta el aporte térmico en profundidad. En el modo de barrido de haz, la velocidad del barrido es la principal responsable del aporte térmico del procesado láser, seguido del porcentaje de solapamiento. Se llegó a la conclusión de que no se han identificado cambios en términos de textura, microestructura o composición como resultado del modo de barrido de haz lineal en

comparación con el barrido de haz tradicional.

En lo epistemológicos, estos resultados de esta investigación experimental y descriptiva como velocidad y resistencia al creep servirán para recomendar el sector industrial de los riesgos de fisuraciones en las tuberías de hacer 9 % Cr en componentes en servicio. En lo teórico, busca conocer el daño por fatiga a alta temperatura en tuberías teniendo en cuenta el tipo de acuerdo de PWHT, la dureza, tiempo velocidad mínima de creep, el tiempo de rotura y energía de activación en las condiciones planteadas, estos datos pueden ayudar a entender mejor las fallas por creep.

1.2. Formulación del problema

¿Cuál es la variación de la resistencia al creep a través de una junta soldada del acero ASTMA335-P91 soldado proceso GMAW?

1.3 Hipótesis

El incremento de tiempo de tratamiento térmico post soldadura acero P91 GMAW producirá una disminución en la dureza de diferentes regiones de la ZAC, la dureza disminuirá con el incremento del tiempo de PWHT ocasionados por la recuperación de la martensita de listones y crecimiento de las partículas de segunda fase, esto producirá una disminución en su resistencia al creep con una mayor velocidad de creep mínimo y un menor tiempo de rotura sometido a una condición de 600 °C.

1.4 Objetivos

Objetivo general

Realizar un estudio microestructural y comportamiento al creep de diferentes regiones de una unión soldada de acero ASTM-A335 grado P91 a 600 °C

Objetivos específicos

- a. Caracterizar los cambios microestructurales y evolución de las fases precipitadas en las diferentes zonas de la junta soldada en el acero P91.

- b. Determinar los cambios de dureza que ocurren a través de la junta soldada del ASTM A335 grado P91
- c. Evaluar la influencia de los cambios microestructurales y estado de precipitación producidos en la junta soldada sobre el comportamiento al creep del P91

1.5 Teorías relacionadas al tema

Centrales térmicas

Las centrales térmicas se pueden clasificar por la fuente de energía utilizada para generar vapor. Las cuales pueden ser: Centrales térmicas de combustibles fósiles que utilizan turbinas de vapor o de gas. (a) La central térmica de carbón, Figura 1.8 (a) produce energía quemando carbón en una caldera de vapor, el vapor impulsa una turbina acoplada a un generador que produce energía eléctrica. El gas natural produce energía mediante la combustión en turbinas de gas, los gases de escape calientes generan vapor en un intercambiador, para luego ir a un "generador de vapor de recuperación de calor", Figura 1.8(b), este vapor va a una turbina de vapor, agregando así otro 50% a la generación de electricidad. Este concepto es el "ciclo combinado" el obtiene eficiencias de hasta un 60% [29].

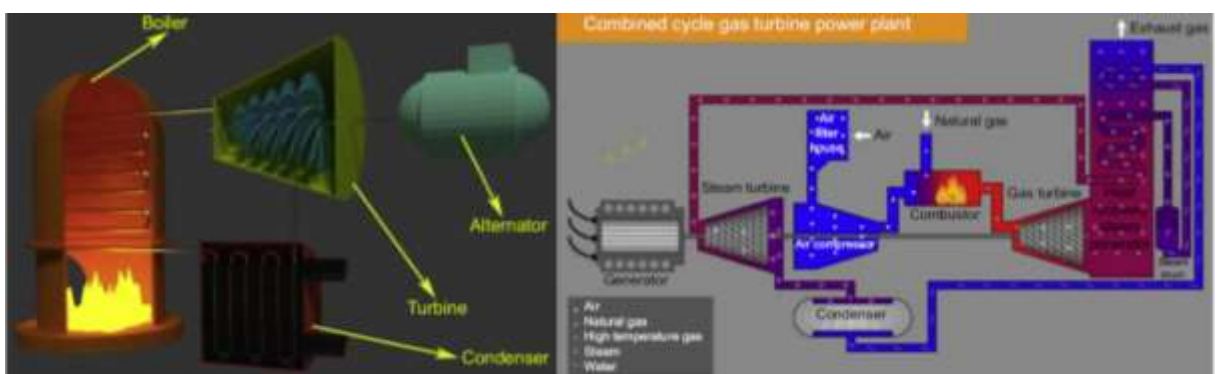


Figura 1.8. (a) Esquema de una central eléctrica de carbón, (b) Esquema del generador de vapor de recuperación de calor [29].

Este tipo de plantas son actualmente las dominantes para la generación de producción de

energía en todo el mundo.

Categorías de las centrales térmicas

La eficiencia energética de una central térmica convencional, considerada energía vendible producida como porcentaje del poder calorífico del combustible consumido, es típicamente del 33% para las plantas subcríticas hasta el 48% para las plantas ultra-supercríticas más recientes. A nivel mundial, las centrales térmicas de combustibles fósiles producen una gran parte de las emisiones de CO₂ antropogénicas a la atmósfera, y los esfuerzos para reducirlas son variados y generalizados. En las centrales térmicas de carbón este es pulverizado y estas se dividen en cuatro categorías, con temperaturas y presiones de funcionamiento en función de la temperatura y la presión del vapor: Las plantas de carbón pulverizado subcrítico (Subcapa), por debajo del punto crítico del agua (540 °C y 170–220 bar), tienen una eficiencia operativa <38% [29]. Las plantas de carbón pulverizado supercrítico (SCPC) operan por encima del punto crítico, a 250 bar y 600/615 °C, con una eficiencia de hasta el 42%. Las plantas de carbón pulverizado ultra-supercrítico (USC) operan por encima del punto crítico, a 300 bar y 620 °C con una eficiencia en el rango del 42 al 46%. El carbón pulverizado ultra-supercrítico avanzado (PC A-USC) es la próxima generación, y tiene como objetivo una eficiencia operativa > 50% con una temperatura del vapor en el rango de 700–760 °C y una presión de hasta 350 bar. La Figura 9 resume la tendencia en los parámetros operativos de las centrales eléctricas enumeradas anteriormente. Las plantas de energía SC estaban en servicio a fines de la década de 1950. Pero la tecnología realmente no despegó debido a problemas de confiabilidad, especialmente desde el aspecto metalúrgico. Dinamarca fue la primera en construir plantas ultra-supercríticas (USC), Alemania le siguió muy poco después y más tarde también Italia. La planta de la USC con temperaturas de vapor de alrededor de 600 °C ahora se considera de vanguardia en Europa, Japón y China, mientras que Estados Unidos aún no ha implementado este concepto. Fue el desarrollo de los grados de acero 91 y posterior 92 para componentes tubulares de sección pesada y derivados para

los componentes fundidos y forjados lo que lo hizo posible [30].

La principal ventaja entre las unidades subcríticas, supercríticas y USC / A-USC y el motivo de una operación de mayor presión es el aumento de la eficiencia termodinámica del ciclo Rankine, como se muestra simplemente en la Figura 10. Desde lo subcrítico hasta el estado actual de la USC, el aumento de la eficiencia es de aproximadamente el 7%, con un objetivo de aproximadamente el 16% con el proyecto A-USC más optimista.

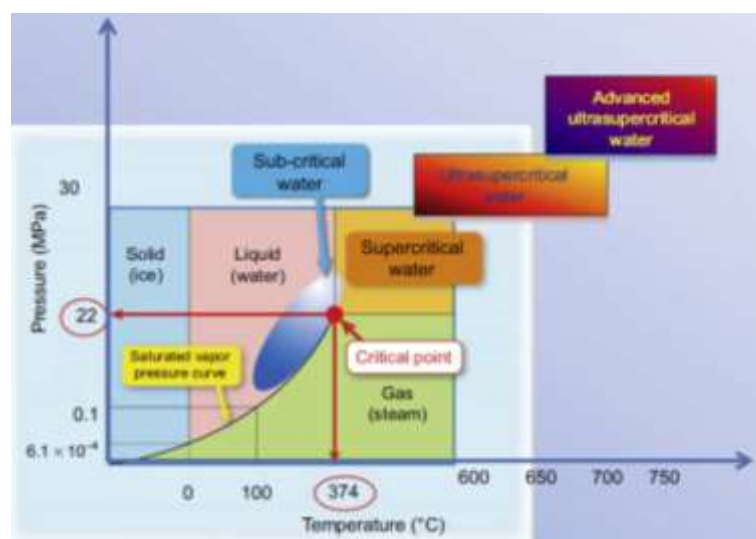


Figura 1.9. Diagrama tendencia en parámetros operativos P-T de las centrales térmicas [29]

El factor más importante que determina el uso de presiones y temperaturas cada vez más altas es la disponibilidad de materiales para resistir estas condiciones. Los aumentos de la presión y las temperaturas de funcionamiento deben ir de la mano de los avances en la metalurgia [31].

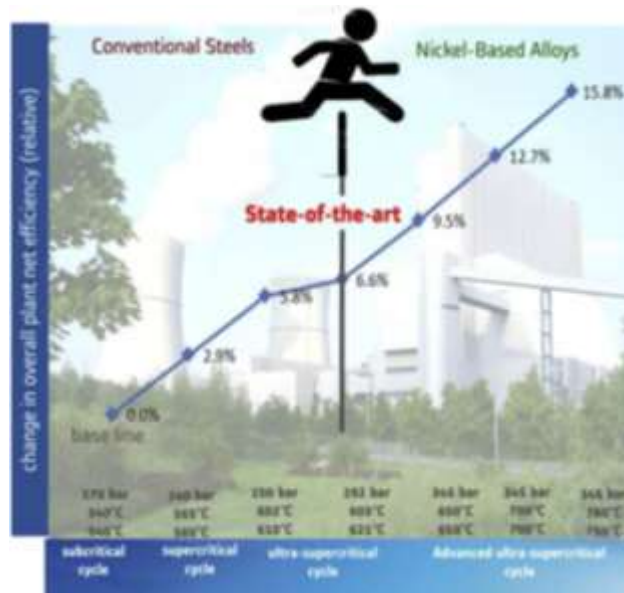


Figura 1.10. Aumento de la eficiencia neta de plantas de energía subcríticas a A-USC [32].

La última planta de energía de USC basada en acero tiene como objetivo una temperatura de vapor en el rango de 650 °C. Para el A-USC, el uso de aleaciones a base de níquel es obligatorio para alcanzar una temperatura del vapor superior a 700 °C, tanto para propiedades de fluencia como de corrosión/oxidación. La Figura 11, resume la temperatura y la presión de funcionamiento de las diferentes clases de materiales disponibles, y la Figura 12 muestra la vista esquemática de la caldera modificada para una central eléctrica A-USC propuesta por Babcock y Wilcox [32,33].

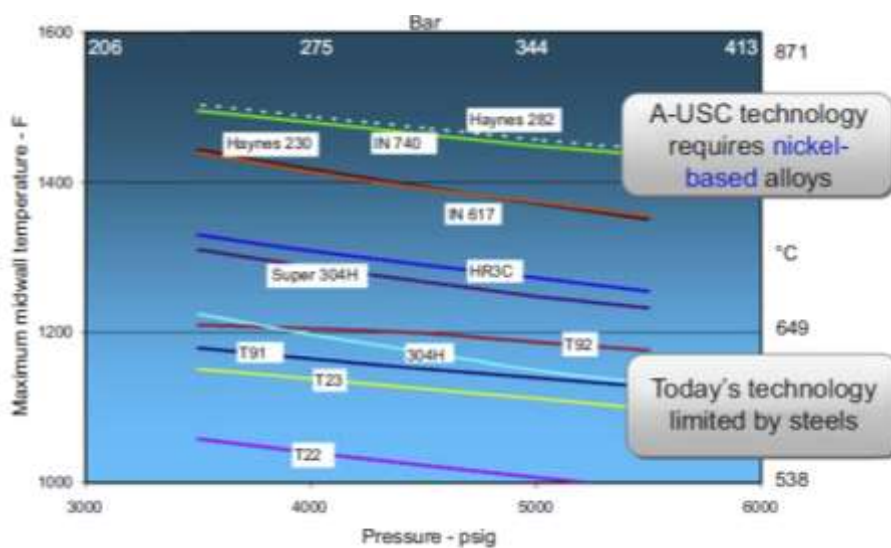


Figura 1.11. Temperatura y presión máxima de funcionamiento de los diferentes materiales [33].

La Figura 12 muestra cómo la relación entre materiales ferríticos, austeníticos y basados en Ni para los componentes de la caldera está cambiando cuando se pasa de las plantas de energía supercríticas a las ultra-supercríticas avanzadas. Los otros capítulos de este libro brindarán información detallada sobre los materiales actualmente disponibles para la construcción de las plantas de USC y las actividades de I+D de materiales en todo el mundo para el desarrollo y fabricación de componentes que se puedan utilizar en la próxima generación de plantas A-USC.

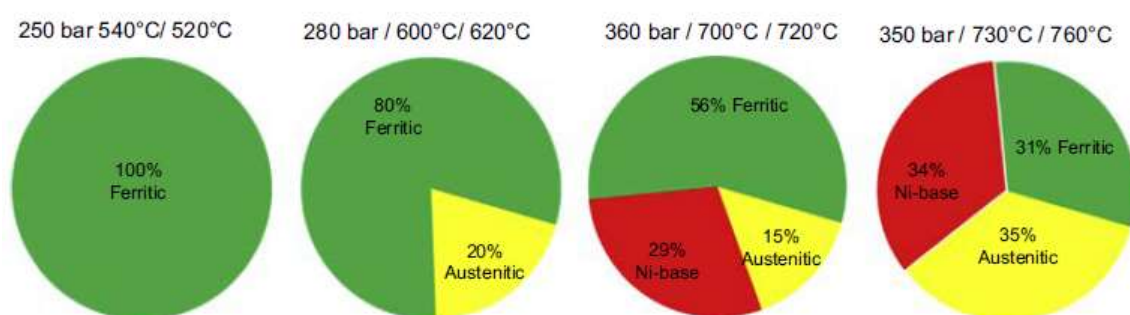


Figura 1.12. Materiales utilizados en calderas SC, USC y A-USC [33].

Operar con menor eficiencia significa que se deben usar cantidades relativamente grandes de carbón para producir cada unidad de electricidad. A medida que aumenta el consumo de carbón, también aumentan los niveles de CO₂ y otras emisiones. La mejora de las plantas existentes y la construcción de nuevas plantas de energía de carbón de alta eficiencia y bajas emisiones (HELE) abordan las preocupaciones sobre el cambio climático de dos maneras importantes. A corto plazo, las emisiones se pueden reducir mejorando las plantas existentes o construyendo nuevas plantas HELE. Estas plantas emiten casi un 20% menos de CO₂ que una unidad subcrítica que opera con una carga similar. A más largo plazo, las plantas HELE pueden facilitar aún más las reducciones de emisiones porque las plantas de carbón que operan con las eficiencias más altas también son la opción más apropiada para la actualización de CCS. Por estas razones, existe un interés global considerable en las tecnologías HELE. La Figura 13 ilustra el impacto de emplear tecnologías HELE y CCS cada

vez más eficaces en la reducción de CO₂ [presentado en términos de valor calorífico inferior (LHV) a plena carga con carbón duro [33].

Las plantas supercríticas se pueden encontrar en 18 países y ahora son la norma para las nuevas plantas en las naciones industrializadas; Los ciclos de vapor de USC son ahora lo último en tecnología. Una planta de carbón actual que opera con un ciclo de vapor USC de alta eficiencia no solo tiene una eficiencia mejorada, sino que también es más confiable y tiene una esperanza de vida más larga [33].

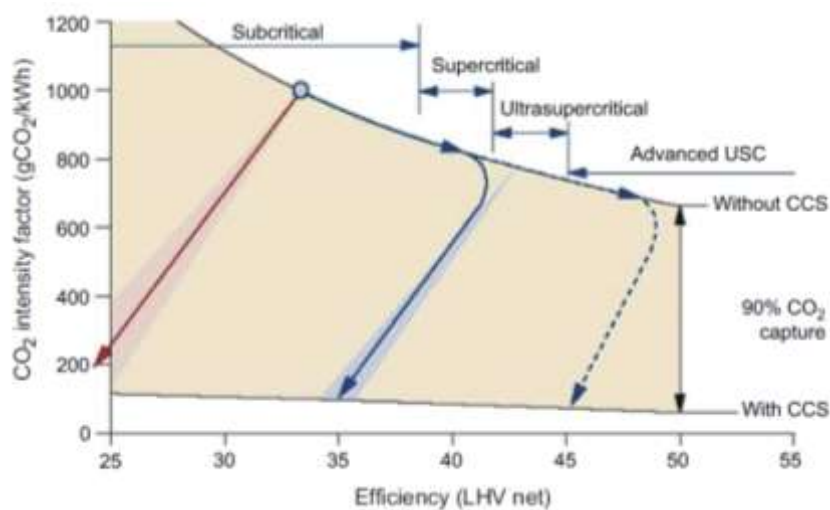


Figura 1.13. Reducción de las emisiones de CO₂ de la generación de energía a base de carbón pulverizado [33].

Una planta de energía de combustión fósil pulverizada con la mejor tecnología disponible estaría equipada con reducción catalítica selectiva de alta calidad para la reducción de NO_x, desulfuración de gases de combustión para la reducción de SO₂ y un precipitador electrostático o filtro de mangas, según corresponda, para la eliminación de partículas.

Se espera que los desarrollos en los ciclos de vapor A-USC continúen esta tendencia. Las plantas de carbón A-USC están diseñadas con una temperatura de entrada de vapor a la turbina de 700–760 ° C. Las temperaturas medias del metal del sobrecalentador final y del recalentador final podrían ser más altas, hasta aproximadamente 815°C. Se necesitan materiales de aleación a base de níquel para cumplir con este exigente requisito. Se están llevando a cabo varios programas de investigación para desarrollar plantas A-USC. Si tiene

éxito, se esperaría que una planta comercial basada en A-USC logre eficiencias en el rango de 45 a 52% (LHV [neto], carbón duro). Una planta que opera con una eficiencia del 48% (HHV) emitiría hasta un 28% menos de CO₂ que una planta subcrítica y hasta un 10% menos que una planta correspondiente de la USC. Las plantas comerciales A-USC podrían estar ampliamente disponibles para 2025, y las primeras unidades estarán en línea en un futuro cercano.

Para ilustrar el potencial de las tecnologías HELE, la Figura 14 resume el impacto de diferentes condiciones del ciclo de vapor en una caldera de una central eléctrica de 800 MW que quema carbón duro y opera a un factor de capacidad del 80%. Tal unidad generaría 6 TWh de electricidad anualmente y emitiría las cantidades de CO₂ que se muestran en la figura, dependiendo de las condiciones del ciclo de vapor y la eficiencia correspondiente. Así, la sustitución de una unidad de este tipo que funciona con un ciclo de vapor subcrítico por una unidad basada en la tecnología A-USC (en desarrollo) supondría un ahorro de CO₂ del orden del 30% [33].

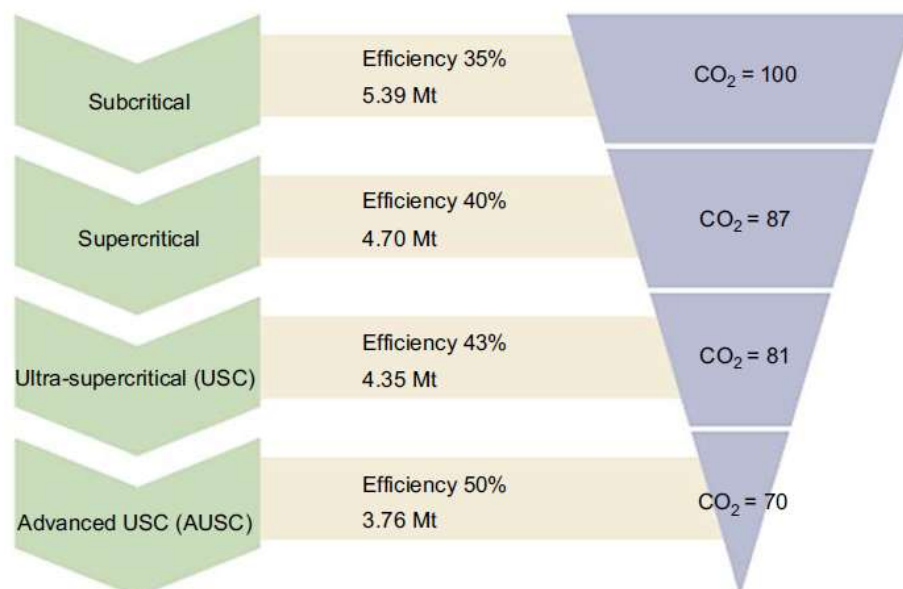


Figura 1.14. El impacto de las tecnologías HELE en las emisiones de CO₂ [33].

Requerimientos de materiales en las centrales térmicas.

El factor más importante en el diseño de los componentes de las nuevas plantas de energía es la selección del material que puede ser operado a las más altas presiones y temperaturas de vapor posible. Los aceros que son fuertemente requeridos en la actualidad en el campo de generación de energía, deben tener propiedades a creep muy estables, buena soldabilidad y alta resistencia a la oxidación por vapor. Para incrementar la resistencia al creep de los aceros para las plantas de potencia, se debe mejorar su estabilidad a elevada temperatura. La adición de los elementos aleantes tiene el principal objetivo para obtener este mejoramiento. Algunos de estos elementos son adicionados para el mecanismo de endurecimiento por solución sólida tales como Mo, W y Co. Otros son adicionados para la formación de carburos, nitruros y carbonitruros los cuales contribuyen fuertemente en el endurecimiento de estos aceros mediante el mecanismo de endurecimiento por precipitación, estos son, Nb, V, Ta y B. Estos elementos producen partículas muy pequeñas las cuales precipitan durante el revenido de estos aceros. Estos precipitados contribuyen en el endurecimiento de los aceros a través del impedimento al movimiento de las dislocaciones en la estructura cristalina de los aceros.

Evolución de los aceros al cromo utilizados en las centrales térmicas.

Los primeros aceros Cr-Mo, fueron usados para plantas de generación de energía convencionales en la década de 1920. El acero 2 1/4 Cr-1Mo (11CrMo910), designado por ASTM como T22, fue introducido en la década de 1940 y en la actualidad es ampliamente usado. Junto con el grado T22, las composiciones X11CrMo 91 (T9), y Fe-9.0Cr-1.0Mo-0.6Si-0.45Mn-0.12C, los cuales fueron desarrollados tempranamente, se le adicionó mayor contenido de Cr para su resistencia a la corrosión. Desde entonces, ha existido un continuo desarrollo para incrementar la temperatura de operación de las plantas convencionales de generación de energía por quemado de combustible fósil. Esto condujo al desarrollo de varias generaciones de aceros con mejores resistencias a elevada temperatura, la Tabla 1.1 muestra ejemplos de diferentes grados de aceros al Cromo.

Tres generaciones de acero han sido desarrolladas desde la introducción del T22 y T9, y una cuarta generación está bajo la etapa de desarrollo (Tabla 1.2). Los aceros, después de la generación cero, tienen principalmente 9-12%Cr para mejorar la resistencia a la corrosión y oxidación para condiciones de operación de elevada temperatura [34]. Estas generaciones son descritas como sigue

Tabla 1.1. Composición de aceros al cromo comerciales y experimentales (% peso)

| Acero | C | Sr | Mn | Cr | Mo | W | V | Nb | B | N | Otros |
|----------------------|------|------|------|------|------|-----|------|------|-------|------|---------------------|
| 2.25Cr-1Mo (T22) | 0.15 | 0.3 | 0.45 | 2.25 | 1.0 | | | | | | |
| 2.25Cr-1.6WVNb (T23) | 0.06 | 0.2 | 0.45 | 2.25 | 0.1 | 1.6 | 0.25 | 0.05 | 0.003 | | |
| 2.25Cr-1MoVTi (T24) | 0.05 | 0.3 | 0.50 | 2.25 | 1.0 | | 0.25 | | 0.004 | 0.03 | 0.07Ti |
| ORNL 3Cr-WVTa | 0.10 | 0.14 | 0.50 | 3.00 | | 3.0 | 0.25 | | | | 0.1Ta |
| 9Cr-1Mo (T9) | 0.12 | 0.6 | 0.45 | 9.00 | 1.0 | | | | | | |
| Mod 9Cr-1Mo (T91) | 0.10 | 0.4 | 0.40 | 9.00 | 1.0 | | 0.20 | 0.08 | | 0.05 | |
| E911 | 0.11 | 0.4 | 0.40 | 9.00 | 1.0 | | 0.20 | 0.08 | | 0.07 | |
| NF616 (T92) | 0.07 | 0.06 | 0.45 | 9.00 | 0.5 | | 0.20 | 0.05 | 0.004 | 0.06 | |
| MANET 1 | 0.14 | 0.4 | .75 | 10.0 | 0.75 | | 0.20 | 0.15 | 0.009 | 0.02 | 0.9Ni |
| 12Cr-1MoV (HT91) | 0.20 | 0.4 | 0.60 | 12.0 | 1.0 | | 0.25 | | | | 0.5Ni |
| 12Cr-1MoWV (HT9) | 0.20 | 0.4 | 0.60 | 12.0 | 1.0 | 0.5 | 0.25 | | | | 0.5Ni |
| HCM 12 | 0.10 | 0.3 | 0.55 | 12.0 | 1.0 | 1.0 | 0.25 | 0.05 | | 0.03 | |
| TB12 | 0.10 | 0.06 | 0.50 | 12.0 | 0.5 | 1.8 | 0.20 | 0.05 | | 0.06 | 0.1Ni |
| TB12M | 0.13 | 0.25 | 0.50 | 110. | 0.5 | 1.8 | 0.20 | 0.06 | | 0.06 | 1.0 Ni |
| HCM12A (T122) | 0.11 | 0.1 | 0.60 | 12.0 | 0.4 | 2.0 | 0.25 | 0.05 | 0.003 | 0.06 | 1.0Cu 0.3Ni |
| NF12 | 0.08 | 0.2 | 0.50 | 11.0 | 0.2 | 2.6 | 0.20 | 0.07 | 0.004 | 0.05 | 2.5Co |
| SAVE12 | 0.10 | 0.3 | 0.20 | 11.0 | | 3.0 | 0.20 | 0.07 | | 0.04 | 3.0Co-0.07Ta-0.04Nd |

Tabla 1.2. Evolución de los aceros ferrítico-Martensítico para industria de Generación de energía [34]

| Generación | Periodo aplicación | Modificación del acero | Resistencia a la rotura 10 ⁵ h-600°C (MPa) | Grados aceros | Temperatura aplicación máx. (°C) |
|------------|--------------------|---|---|-------------------------|----------------------------------|
| 0 | 1940-60 | | 40 | T22, T9 | 520-538 |
| 1 | 1960-70 | Adición de Mo, Nb, V a los aceros Cr-Mo simples | 60 | EM12, HCM 9M, HT9, HT91 | 565 |
| 2 | 1970-85 | Optimización de C, Nb, V, N. | 100 | HCM12, T91, HCM25 | 593 |
| 3 | 1985-95 | Sustitución parcial del Mo Por W y adición de Cu, N, B. | 140 | T92, E911 HCM12A | 620 |
| 4 | Futuro | Incremento de W, adición de Co | 180 | NF12 SAVE12 | 650 |

a. Primera generación

Junto con el incremento del contenido de cromo respecto a los aceros T22 y T9 (generación cero), estos aceros fueron aleados con Nb y V formadores de carburos para mejorar su endurecimiento por precipitación. En algunos casos, fue realizada una pequeña adición de W para aumentar su endurecimiento por solución sólida en adición al que es proporcionado por el Mo. Estos aceros, que se introdujeron en la década de 1960 para uso a 565°C, incluyen 2.25Cr-1MoV, HT9 (x20CrMoW_{NiV}121), HT91 (X20CrMoNiV121) y EM12 (X10Cr-MoMnNbV921).

Estos aceros, que se pensaban para usar en reactores nucleares en la década de 1970, aumentaron la resistencia hasta 60 MPa para 10⁵h - 600°C. Generalmente, la microestructura de los aceros 9-12%Cr están diseñados mediante estabilizadores de ferrita y austenita para producir 100% de austenita durante la austenización y 100% de martensita durante el tratamiento de normalizado, aunque una pequeña cantidad de ferrito δ (< 1%) podría estar presente en algunos casos, especialmente en los aceros 12%Cr [34].

b. Segunda generación

Esta generación desarrollada entre 1970 -1985, fue optimizado el carbono, niobio y vanadio y fue adicionado nitrógeno (0.03-0.05%) y la temperatura de operación máxima incrementó hasta 593°C. Los nuevos aceros incluyeron el T91 (x10CrMoVNb91) y el HCM12, este último tiene una estructura dúplex (martensita revenida y ferrita δ). Estos aceros tienen una resistencia para 10⁵h - 600°C de alrededor de 100MPa. De estos últimos aceros, el T91 ha sido usado más ampliamente en la industria de generación de energía en todo el mundo [34].

c. Tercera generación

Esta generación fue desarrollada basada en la generación previa, principalmente mediante la sustitución del molibdeno por el wolframio, aunque también fue utilizado boro y nitrógeno. Estos aceros, son tipificados mediante NF616 designado

por P92 (X10CrWMoVNb 92) E911 (X11CrMoW VNb 911), TB12(x10CrWNiMoVNbN 1221), y HCM12A designado mediante P122(x12CrWCuMoVNbN 1121). Ellos fueron desarrollados e introducidos en la década de 1990 para operaciones a 620° con una resistencia 10⁵h - 600°C de alrededor de 140MPa.

d. Cuarta generación

Esta siguiente generación de aceros está siendo desarrollada en el presente, donde la intención es desarrollar temperaturas de operación hasta 650°C. Estos aceros de cuarta generación, SAVE12 y NF12), difieren desde la generación previa principalmente por el uso de hasta 3.0% Co; ellos tienen proyectados una resistencia para 10⁵h - 600°C de 180MPa. Los aceros 9%Cr de la tercera generación –NF616 (T92), desarrollado en Japón, y el E911, desarrollado en Europa- ambos son modificaciones simples del T91. En el NF616, la mitad del molibdeno fue reemplazado por wolframio, mientras que, en el E911, 1% W fue adicionado a la composición del T91 [34]. Ambos aceros contienen ligeramente más N (0.06-0.07%) respecto al T91 (\cong 0.05%), y el NF616 contiene una adición de boro (0.004%). Para la cuarta generación de aceros martensíticos de alto cromo, dos composiciones de 12%Cr (12% Cr es considerado necesario para operaciones superiores 600-620 °C), designados como NF12 y SAVE12, están en la etapa de desarrollo en Japón. En estos aceros con alrededor de 0.1% C, el Mo ha sido además reducido o eliminado, y el W (2.6-3.0%) ha sido incrementado, en comparación a las composiciones de la tercera generación. Debido al efecto adverso del Ni sobre el creep, el Co (2.5-3%) ha sido usado como un estabilizador de austenita en lugar de Ni. Otra razón para el uso del Co en lugar del Ni para aceros con 0.1%C es que el Ni baja la temperatura A1 [34].

Soldadura del acero 9%Cr

Los aceros ferríticos 9% Cr son bien reconocidos por su importante uso en la producción de componentes de la industria termoeléctrica. Estos aceros encuentran aplicación en la fabricación de componentes de calderas, incluidas paredes de refrigeración, así como tuberías y cabezales de vapor en las plantas de energía ultra súper crítica (USC). La soldadura, en sus múltiples formas, sirve actualmente como método principal para unir y reparar componentes de centrales eléctricas. Ya sea para la reparación por soldadura de defectos de fundición, en la soldadura de fabricación, en las uniones de grado de aceros similares y diferentes, en las conexiones con pequeñas secciones transversales, por ejemplo, soldaduras tubo a tubo, o en las de gran sección transversal por ejemplo soldaduras caño a caño, o caño a fundición. Asimismo, las características microestructurales del componente soldado se ven significativamente modificadas por el procedimiento de soldadura, lo que resulta en modificaciones en sus propiedades mecánicas.

Los resultados de los ensayos de creep de larga duración realizadas en estructuras soldadas han demostrado que la zona afectada por el calor (ZAC), que corresponde a la pequeña región del material base adyacente a la línea de fusión de la soldadura y afectada por el ciclo térmico de soldadura, presenta la menor resistencia en el componente soldado. En las últimas décadas, ha cobrado importancia el conocimiento del comportamiento a creep en estructuras soldadas. En la década de 1990 diversas fallas en sistemas de tuberías de vapor soldadas, algunas de ellas en una manera catastrófica, respaldaron la necesidad de la investigación sobre el comportamiento a creep de las estructuras soldadas. En aquel entonces, esas fallas fueron consideradas una anomalía resultante de una incorrecta fabricación o instalación o condiciones de servicio inapropiados. Sin embargo, con el aumento del tiempo en servicio, ocurrieron otras grietas, fugas e incluso rupturas de tuberías y la industria realizó un estudio sistemático de los problemas causados por la utilización de componentes de acero ferríticos soldados. Es decir, esas fallas actuaron como una fuerza de impulso para el incremento de la investigación sobre la caracterización de fallas, la utilización

de los métodos de ensayos no destructivos, los métodos de predicción de vida residual, la tecnología de reparación, así como el desarrollo de nuevos tipos de acero mejorados y nuevos procedimientos de soldadura. La razón por la que muchas centrales termoeléctricas estén operando más allá de su vida de diseño ha vuelto a impulsar los esfuerzos de investigación tanto de los fabricantes y operadores, así como de los académicos.

Efecto del proceso de soldadura sobre la microestructura en aceros 9% Cr.

La soldadura por fusión, que es el método de unión más importante en los trabajos de construcción de centrales termoeléctricas, tiene un impacto significativo en las propiedades de la unión. Como resultado del ciclo térmico de la soldadura, no solo se deposita un nuevo material como es el metal de soldadura, sino que también el material base se ve afectado por tratamientos térmicos localizados y extremadamente no homogéneos.

La optimización de la microestructura y propiedades del material base, establecidos mediante técnicas precisas de fusión, control del proceso de producción y de un apropiado tratamiento térmico durante su manufactura, son cambiados completamente dentro la ZAC mediante el ciclo térmico de soldadura. Además, las tensiones residuales generadas durante el rápido enfriamiento, los cuales están alrededor de la tensión de fluencia del material, suman al sistema tensiones aplicados en el servicio.

La Figura 1.15 ilustra el impacto del procedimiento de soldadura en las características metalúrgicas dentro de la zona afectada por el calor (ZAC), al tiempo que proporciona un análisis comparativo con el diagrama de fases de equilibrio del acero P91. Vale la pena señalar que el comportamiento del acero P91 se parece mucho al del T/P92. La microestructura del material base en la zona afectada por la soldadura sufrirá modificaciones en función del procedimiento de soldadura elegido. La microestructura resultante estará influenciada por varios factores, incluyendo la velocidad de calentamiento producido por el ciclo térmico del proceso de soldadura, la temperatura más alta alcanzada durante el proceso

(T_p), el tiempo que el material permanece a temperaturas elevadas (tiempo de permanencia), la velocidad a la que se enfría el material, el impacto potencial de la soldadura de múltiples pasadas y los parámetros del tratamiento térmico posterior a la soldadura (PWHT).

La velocidad de calentamiento en los procesos de soldadura por arco puede ser tan alta como 200 – 300 °C/s. En consecuencia, las temperaturas de transformación exhiben un cambio notable hacia temperaturas más altas en comparación con los valores anticipados en el diagrama de equilibrio de fases (T_0). Por ejemplo, un calentamiento a una velocidad de 100 °C/s, la transformación de la fase ferrita (α) a austenita (γ) puede ocurrir a una temperatura de alrededor de 100 °C mayor que el calculado T_0 , resultando en un considerable sobrecalentamiento de la ferrita antes de su transformación. La velocidad de calentamiento afecta varios parámetros, incluyendo: (a) la temperatura de recrystalización, (b) la velocidad a la que los carburos y nitruros se engrosan, (c) la temperatura a la que los carburos y nitruros se disuelven, y (d) el crecimiento de granos.

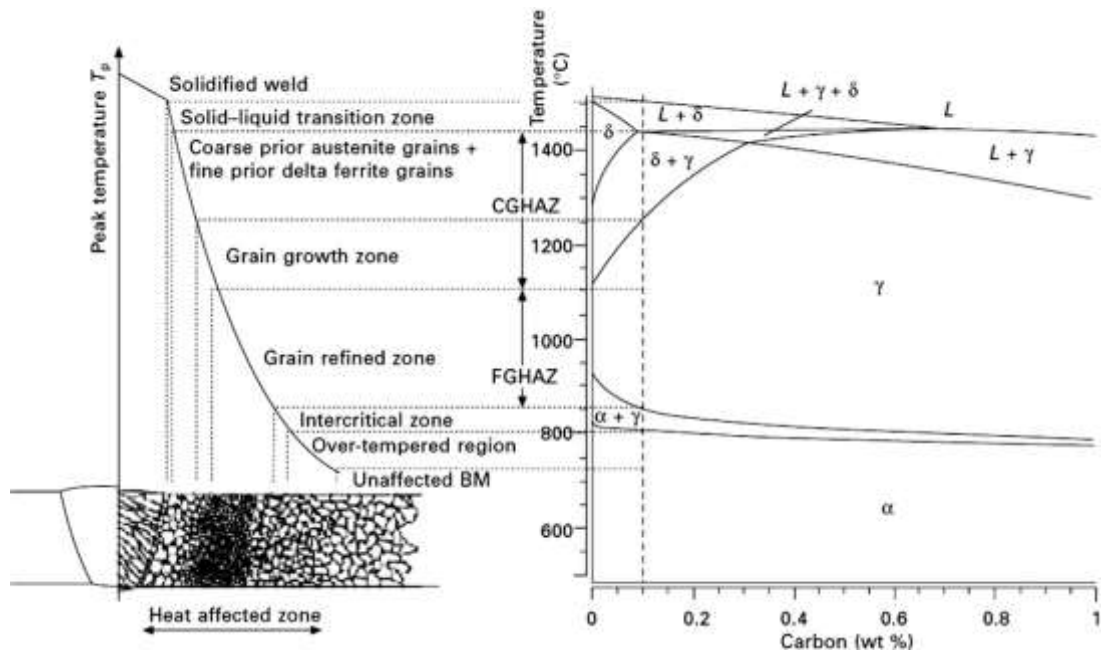


Figura 1.15. Diagrama esquemático de las sub-zonas de la zona afectada por el calor y su correspondencia con el diagrama de equilibrio de fase del acero P91 [35].

El endurecimiento por precipitación es ampliamente reconocido como un mecanismo muy eficiente empleado para mejorar la resistencia al creep en los aceros ferríticos. Por lo tanto, la estabilidad del precipitado juega un papel crucial tanto en el material base como en

la zona afectada por el calor de la soldadura. A altas velocidades de calentamiento, no solo las temperaturas de transformaciones de fase son desplazadas a altas temperaturas, sino también las temperaturas de solución de los precipitados. En la mayoría de casos el equilibrio no es alcanzado a altas velocidades de calentamiento y tiempos cortos de mantenimiento y ocurre sobrecalentamientos. Es de gran importancia estimar cómo esto puede afectar el comportamiento del crecimiento de grano, el cual está fuertemente influenciado por su anclaje con los precipitados. Cuando se realiza la soldadura de un acero resistente al creep endurecidos por precipitación, se debe considerar tres argumentos: (a) Durante el ciclo térmico de soldadura los precipitados sufren una disolución total, lo que resulta en la eliminación del anclaje de los límites del grano y el posterior desarrollo excesivo del grano. (b) Los precipitados no se ven afectados significativamente por la baja temperatura máxima (T_p). (c) Durante el ciclo térmico de soldadura, las partículas experimentan una disolución parcial; sin embargo, existe una tendencia a que partículas específicas preferidas experimenten un engrosamiento.

Además del endurecimiento por precipitación, el tamaño del grano es muy importante ya que juega un papel crucial en la determinación de propiedades mecánicas favorables, incluida la resistencia a la tracción, la tenacidad, la resistencia al creep y la susceptibilidad a diferentes mecanismos de daño, como fisuración en frío y fisuración tipo IV. Completada la transformación $\alpha \rightarrow \gamma$, en la región en donde la mayoría de los precipitados han sido disueltos por el ciclo térmico de soldadura, puede tomar lugar un excesivo crecimiento de grano austenítico. La microestructura de grano grueso obtenida, generalmente muestra características de baja tenacidad.

En aceros 9% Cr, según el diagrama de fases de equilibrio, la austenita comienza a transformarse a ferrita delta (δ) a las temperaturas pico más altas. La formación de granos de ferrita delta ocurre en los límites de los granos de austenita, lo que resulta en una reducción en el tamaño promedio de los granos. El carbono y otros elementos estabilizantes de austenita presentan baja solubilidad en la ferrita y por lo tanto durante la transformación $\gamma \rightarrow \delta$, estos

elementos se difunden fuera de la ferrita delta a las regiones remanentes de austenita. Por otro lado, los elementos formadores de ferrita, como el cromo, son enriquecidos en las regiones ferríticas. Así, esto origina regiones segregadas localmente con diferente composición química, tal que pueden producir durante el enfriamiento una incompleta transformación a austenita ($\delta \rightarrow \gamma$), resultando en ferrita delta retenida.

En segundo lugar, altas velocidades de enfriamiento, que predominan en los procesos de soldadura de bajo calor de aporte, como soldadura por haz de electrones (EB), soldadura por láser, y soldadura por arco con electrodo de tungsteno y protección gaseosa (GTAW), y componentes de espesores gruesos puede también resultar en una transformación incompleta de ferrita delta en austenita ($\delta \rightarrow \gamma$). Por lo tanto, es posible que existan trazas de ferrita delta dentro de la microestructura, incluso a temperatura ambiente en condiciones ambientales. Se han observado cantidades residuales de ferrita delta en la matriz martensítica de aceros con 9% Cr, lo que produce efectos adversos sobre los valores de impacto y la resistencia al creep y por lo tanto son indeseables en estos tipos de acero [36]. Técnicas de soldadura de multipasadas ofrecen mayor tiempo para la difusión para compensar los procesos segregacionales y resultar en una transformación completa y homogéneas de ferrita delta a austenita [37]. A continuación, se describe con mayor detalle la ZAC de los aceros al cromo resistentes al creep.

Zona afectada por el calor (ZAC)

Como se ha señalado anteriormente, el proceso de soldadura influye fuertemente en la microestructura y propiedades del material base. Como resultado del severo ciclo térmico causado por el proceso de soldadura, la microestructura original es alterada y se forma una zona denominada zona afectada por el calor (ver Figura 1.15). La ZAC puede ser dividida en un número de sub zonas. Ningún límite visible entre las diferentes regiones es reconocible; esto es más un gradiente continuo desde la línea de fusión hasta el material base no afectado. Cada sub zona está representada por su microestructura característica y sus propiedades.

Como se señaló anteriormente, se ha observado que el proceso de soldadura tiene un impacto significativo en la microestructura y las características del material base. Debido a los intensos ciclos de temperatura inducidos por el procedimiento de soldadura, la microestructura inicial sufre modificaciones, lo que lleva a la formación de una región conocida como zona afectada por el calor.

La ZAC se subdivide en varias subzonas. La demarcación entre las distintas subzonas no es fácilmente discernible, ya que existe una transición gradual desde la línea de fusión hasta el material base no afectado. La microestructura y las características de cada subzona son indicativas de sus características distintivas.

Zona de grano grueso ($T_p \gg A_{c3}$)

Esta zona adyacente a la línea de fusión alcanza temperaturas muy por encima de la temperatura de transformación A_{c3} . Los precipitados, que sirven de como anclaje de los límites de grano a baja temperatura, se disuelven, lo que origina el crecimiento de los granos y la formación de granos gruesos de austenita. Se ha observado que los granos de ferrita delta en aceros con 9% Cr nuclean a temperaturas superiores a 1250°C, lo que resulta en una reducción en el tamaño total del grano. Durante el enfriamiento, estos aceros forman una microestructura martensítica. La zona de grano grueso (ZACGG) presenta el mayor nivel de dureza de la ZAC. Normalmente, esta zona se caracteriza por niveles relativamente bajos de tenacidad. La zona de grano grueso puede ser vulnerable a la fisuración en recalentamiento durante la carga a creep en servicio.

Zona de grano fino ($T_p > A_{c3}$)

Las temperaturas picos menores de 1100 °C, pero mayores al A_{c3} , resulta en un desarrollo de la austenita, después de completada la transformación $\alpha \rightarrow \gamma$ durante el calentamiento, produciendo granos austeníticos pequeños (ZACGF). Adicionalmente, la temperatura pico podría no ser lo suficientemente altas para disolver completamente los

precipitados, limitando el crecimiento de grano mediante el anclaje de los límites de grano de la austenita. Posteriormente, se genera una estructura martensítica en los aceros 9% Cr durante todo el proceso de enfriamiento. La ZACGF es la región de la ZAC que presenta la menor resistencia al creep. En un servicio de largo tiempo y bajos niveles de tensiones, la mayor parte de los componentes soldados fabricados de aceros ferríticos resistentes a creep, fallan en la ZACGF mediante el mecanismo denominado tipo IV.

ZAC intercrítica- zona parcialmente transformada ($Ac_1 < T_p < Ac_3$)

En la ZACIC, los picos de temperatura durante el calentamiento del acero caen dentro del rango de Ac_1 y Ac_3 . Esto genera una transformación parcial de $\alpha \rightarrow \gamma$. La nucleación de nuevos granos de austenita se produce en lugares favorables, como en los listones de martensita o en los límites de grano de austenita previa. Por otro lado, la martensita revenida sin transformar se somete a un proceso de revenido secundario mediante el ciclo térmico del proceso de soldadura. En esta región de la ZAC puede ocurrir una disolución parcial de los precipitados, como también un engrosamiento de los precipitados no disueltos.

El engrosamiento de los precipitados es más notorio tras el tratamiento térmico post-soldadura (PWHT). Después del enfriamiento, coexiste una doble microestructura compuesta de martensita recién formada y la martensita sobre revenida. La ZACIC se caracteriza por una estructura de grano fino y tiene los niveles más bajos de dureza dentro de la soldadura. La susceptibilidad a la fisuración tipo IV en ZACIC exhibe una susceptibilidad comparable al observado en la ZACGF.

Región sobrevenido

Con temperaturas máximas experimentadas por debajo Ac_1 , la microestructura no sufre transformaciones de fase. No obstante, las temperaturas son más altas que la temperatura a la cual fue revenido el material suministrado. Esto ocasiona que en esta región la microestructura sufra un sobre revenido. Como resultado, puede incrementar el

engrosamiento de los precipitados mediante un coeficiente de difusión más alto a esta temperatura.

Zona de material base sin cambios

La zona del material base sin cambios involucra temperaturas de hasta aprox. 700°C, en la que no ocurren cambios en la morfología de los constituyentes. Sin embargo, en esta región puede ocurrir efectos de sobrevenido los cuales pueden debilitar la resistencia al creep de aceros de baja aleación templados y revenidos (Q + T) soldados, tal como aceros 1% CrMoV.

Soldadura de múltiples pasadas.

La microestructura de las soldaduras de múltiples pasadas sufren cambios significativos en comparación con las soldaduras de una sola pasada. Esto ocurre debido a la introducción calores de aporte adicionales tanto en el metal de soldadura como en la zona afectada por el calor del material base. En la condición de solidificada, el metal de soldadura de una soldadura de múltiples pasadas exhibe una amplia gama de microestructuras, que surgen del efecto que tiene cada pasada de soldadura individual sobre el material depositado previo.

El pase inicial solidifica rápidamente, debido al gradiente de temperatura entre la soldadura y el material base. Esto crea una estructura direccional de grano de austenita previa columnar. Los granos columnares parten desde la base del depósito de soldadura hacia fuera. Cuando se aplica un nuevo pase de soldadura, el nuevo metal de soldadura normaliza la región del depósito anterior que se encuentra en contacto con él. Conforme la distancia incrementa lejos del metal fundido, es posible alguna recrystalización, produciendo granos finos de austenita previa. Estas estructuras que se generan por efecto térmico dentro del metal de soldadura son en efecto análogo a la zona afectada por calor creada entre el metal de soldadura y el metal base. Una ilustración esquemática es dada en la Figura 1.16. En realidad,

el metal de soldadura se convierte en una estructura compleja y dentro de esto se puede esperar diferentes respuestas a creep.

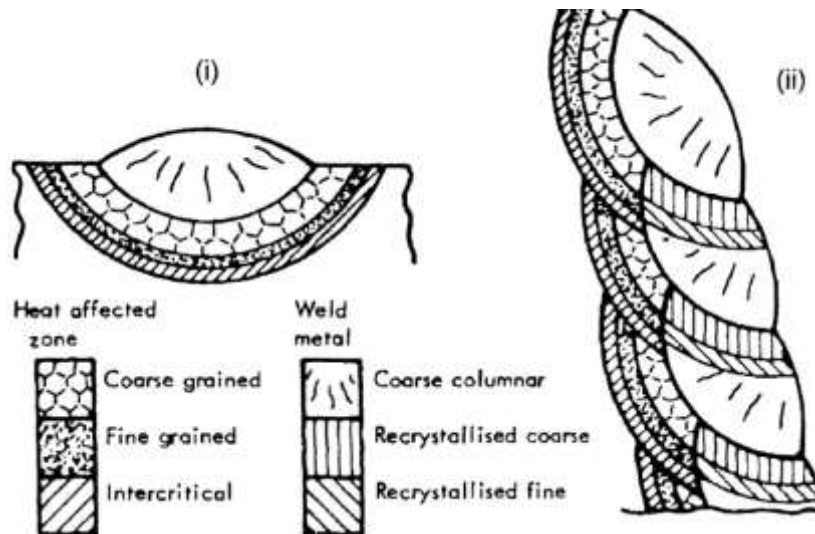


Figura 1.16. Diagrama esquemático de las diferentes sub-zonas dentro del metal de soldadura con (i) un único pase de soldadura y (ii) soldadura de múltiples pasadas [38].

Debido a la naturaleza de la exposición térmica a la cual está sometido el metal de soldadura, su resistencia al creep en la condición soldada es a menudo mucho más alta que el metal base, si sus composiciones químicas son las mismas. Por otra parte, la estructura del metal de soldadura, a diferencia del metal base, es esencialmente martensita sin revenir, en su condición de soldado. El resultado de un desajuste en la resistencia al creep y ductilidad, puede resultar en una disminución en la vida a creep de la estructura transversal a la soldadura. Se han detectado inclusiones no metálicas en el metal de soldadura del acero P91 [39]. Hay evidencia que sugiere que estas inclusiones podrían servir como sitios de nucleación de cavidades, acelerando así el proceso de creep terciario.

Otro problema que plantea el proceso de soldadura, es la probabilidad de retención de ferrita- δ durante el proceso de soldadura. A pesar de que su presencia no se cree que tenga un efecto adverso en la subsiguiente secuencia de precipitación [40], grandes cantidades de ferrita- δ puede tener consecuencias indeseables en las propiedades mecánicas, en especial en la resistencia al creep. La retención de ferrita-d puede ser evaluada en base a la composición química. Se ha sugerido que un cromo equivalente (Cr_{eq}) superiores a 10 hace

probable la retención de ferrita- δ durante la solidificación [41]. El cromo equivalente, Creep, de una aleación puede determinarse a partir de su composición de la siguiente manera:

$$Cr_{eq} = \%Cr + 2\%Si + 1.5\%Mo + 5\%V + 5.5\%Al + 1.75\%Nb + 1.5\%Ti + 0.75\%W \text{ (\% peso)}$$

La dependencia de la formación de ferrita- δ sobre la composición se pone también de manifiesto claramente por el diagrama Schaeffler, Figura 1.17, que es esencialmente una gráfica del níquel equivalente, Ni_{eq} contra Cr_{eq}. En el caso del acero P91, [42] mostraron que su composición se encontró dentro del campo de estabilidad de la martensita, pero muy cerca del campo de martensita + ferrita-d. Lo que indicaría un alto potencial de formación de ferrita- δ , bajo muy ligeras variaciones composicionales reflejadas en los valores del Cr_{eq} y Ni_{eq}.

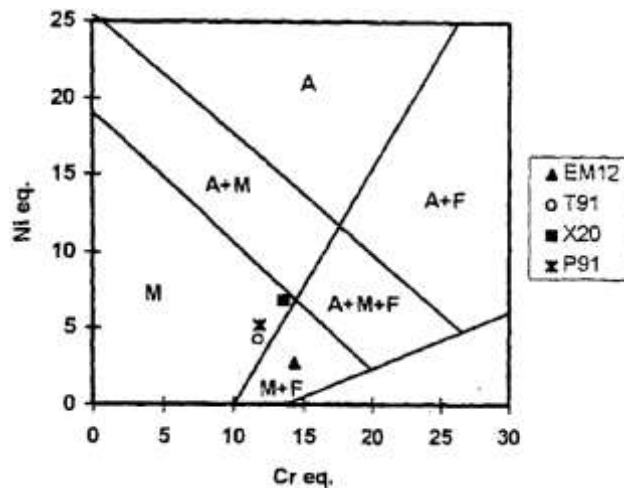
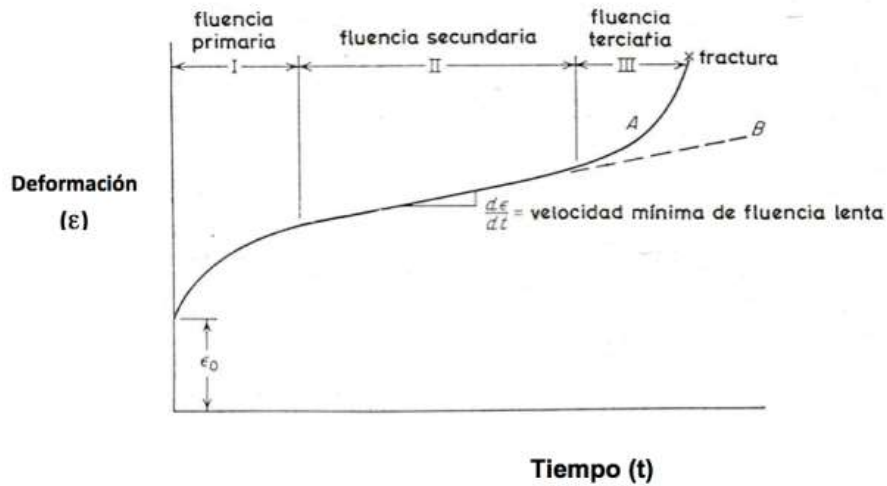


Figura 1.17. Diagrama de Schaeffler [42]

Curvas y velocidades del creep.

La figura 1.18 muestra una representación gráfica del alargamiento de una probeta de tracción a una carga constante y la medición de la deformación (elongación) en función del tiempo, a una temperatura específica, bajo condiciones constantes o esfuerzo real, obteniendo un cambio dinámico en el comportamiento del material. En situaciones de alta temperatura o esfuerzo, el fenómeno de fluencia lenta se vuelve crucial en ingeniería.

Fig.1.18. curva típica de fluencia lenta



Etapas del creep.

Creep Transitorio o primario

A veces se le llama creep transiente. Ocurre a temperaturas bajas o altas y puede suceder sin activación térmica a 4 °K. Zona donde la velocidad de fluencia lenta disminuye, muchas dislocaciones trepan y se deslizan, lo que deforma el metal; hay endurecimiento por deformación.

Creep Estacionario o Secundario

La fluencia lineal, también conocida como fluencia en estado estacionario, se refiere a una situación en la que la velocidad de deformación es constante. Significa el equilibrio entre el fortalecimiento de un material debido a la deformación y la posterior recuperación que tiene lugar sólo a temperaturas elevadas.

Esta etapa es crucial ya que es responsable de la mayor parte de la deformación por fluencia que ocurre en componentes expuestos a altas temperaturas y tensiones, como turbinas de gas y reactores atómicos. Esta etapa está caracterizada por una elevada tasa de deformación debido a:

- Apilamiento de dislocaciones causadas por carburos submicroscópicos.

- El calor promueve el engrosamiento de estos carburos, lo que conduce a una disminución del impacto de las dislocaciones y, por tanto, a una reducción de la resistencia a la fluencia.
- El contenido de carburo en la matriz disminuye, lo que resulta en la formación de elementos metaestables.
- Este proceso continúa hasta que los carburos inestables son disueltos para convertirse en carburos estables.
- La acumulación de dislocaciones disminuye continuamente, mientras que la velocidad de fluencia aumenta correspondientemente. Esta asociación significa la progresión a la tercera etapa.
- El apilamiento de dislocaciones está en constante declive mientras la velocidad de fluencia lenta aumenta. Esta relación muestra el paso a la tercera etapa.

Creep Terciario

Es la etapa más evitada en la práctica, ya que representa una zona donde la tasa de deformación aumenta rápidamente y, en última instancia, conduce a la fractura. El estrechamiento, que es la disminución de la sección transversal, inicia el proceso. A medida que se desarrolla la tensión, se produce una fractura al comienzo de esta etapa debido al crecimiento, extensión y apertura de las cavidades en los bordes de los granos. El deslizamiento de los límites de los granos contribuye aún más a la fractura intergranular causada por la fluencia. Se rige por una fluencia rápida, que puede atribuirse a dos factores principales:

- La reducción de la resistencia a la fluencia del material debido a factores microestructurales.
- La sección de la muestra disminuye como resultado de una fluencia gradual, estricción y microfisuras internas. El inicio de las microfisuras está precedido por el desarrollo de huecos en las interfaces entre los granos a través del proceso de crecimiento y unión de la cavidad. Estas microfisuras luego progresan hasta convertirse en macrofisuras, que

pueden provocar fracturas por fluencia.

Andrade (1911) estableció una de las correlaciones matemáticas iniciales que describió con precisión la relación entre las variables que afectan la fluencia.

$$\epsilon = \epsilon_0 \left(1 + b t^{\frac{1}{3}} \right) \exp \exp kT$$

Donde.

ϵ es la deformación de la muestra en un tiempo, t.

ϵ_0 , β y k son constantes.

La ecuación expresa la contribución de dos tipos de flujo al incrementar en longitud la muestra. Primeramente, el flujo β , el cual cuando $k=0$, puede expresarse como

$$\epsilon = \epsilon_0 \left(1 + b t^{\frac{1}{3}} \right)$$

Esta contribución disminuye rápidamente con el tiempo y describe la fluencia lenta primario. Seguidamente cuando $\beta = 0$

$$\epsilon = \epsilon_0 e^{kt}$$

Garofalo (1965) formuló una ecuación que incluye tres componentes: la deformación instantánea, ϵ_0 (la deformación en el momento de la extensión de la carga), una función lineal del tiempo $\epsilon_s t$ (que corresponde a la fluencia secundaria) y un término exponencial que representa la fluencia primaria.

$$\epsilon_t = \epsilon_0 + \epsilon (1 - \exp \exp (-mt)) + \epsilon_s t$$

ϵ_t = deformación total de creep.

ϵ_0 = deformación en creep estacionario.

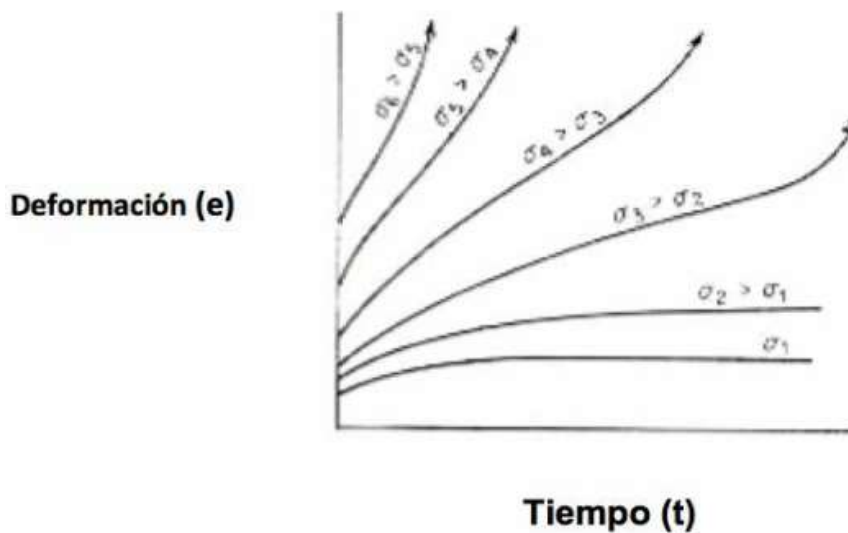
ϵ_s = deformación en creep estacionario.

m = constante del material

Las teorías de creep buscan encontrar la velocidad mínima de creep mediante los modos de deformación micromecánica. Tendríamos una secuencia similar a la de la ecuación si la temperatura cambia y la carga permanece constante. Cuando la temperatura aumenta también lo hace la velocidad de creep, $\dot{\epsilon}$.

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \left(1 + bt^{\frac{1}{3}} \right)$$

Fig. 1.19. Representación esquemática del efecto del esfuerzo en las curvas de fluencia lenta a temperatura constante



$$\dot{\epsilon} = A\sigma^n e^{-\frac{Q_c}{RT}}$$

Donde,

$\dot{\epsilon}$ = Velocidad de creep

Q_c = Energía de activación a creep

σ = tensión

A, n, R = constantes.

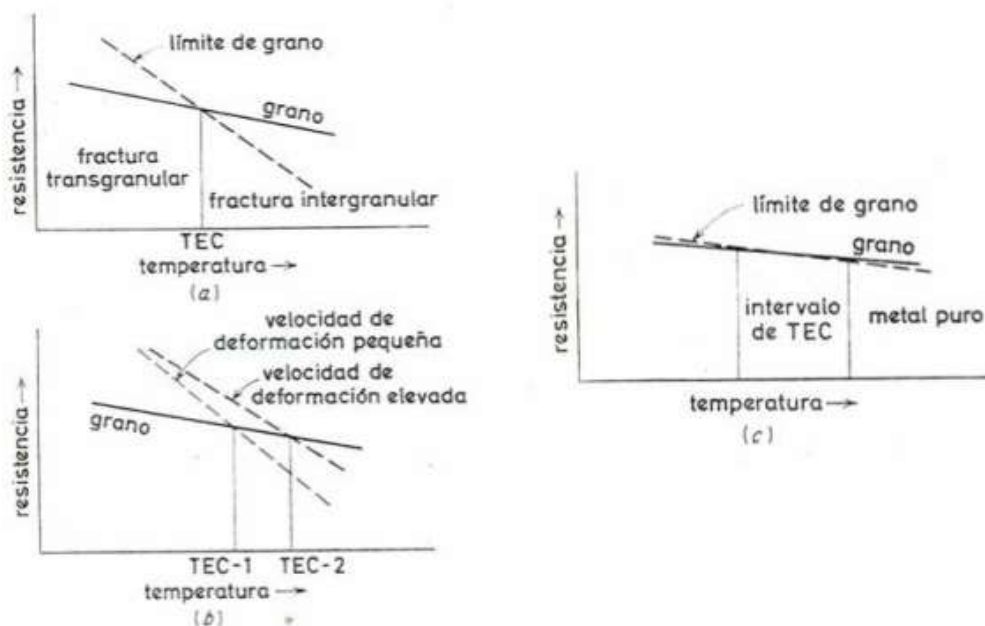
Fractura a Temperaturas Elevadas

Rosenhain y Ewen (1913) demostraron que los metales sufren un cambio de fractura transgranular a intergranular a medida que aumenta la temperatura. La fractura transgranular

se caracteriza por el debilitamiento de los bordes de los granos debido a los planos de deslizamiento, mientras que la fractura intergranular es causada principalmente por el debilitamiento de los propios límites de los granos.

Jeffries (1919) propuso por primera vez la noción de temperatura equicohesiva (ECT), que se refiere a la temperatura a la que tanto el grano como los bordes del grano exhiben el mismo nivel de resistencia. Las modificaciones en la tensión, la temperatura y la tasa de deformación ejercen un impacto significativo en la ECT. El gráfico resistencia-temperatura, específicamente el gráfico 1.20b, demuestra que una caída en la tasa de deformación conduce a un aumento en la probabilidad de fractura intergranular debido a la influencia de la ECT.

Fig. 1.20. Temperatura Equicohesiva.



La ECT para aleaciones y metales comerciales de alta pureza se produce dentro de un rango limitado de intervalos de temperatura. Las fuerzas que experimentan los granos y los bordes de los granos son similares, ya que la fractura transgranular puede ocurrir a bajas temperaturas en lugar de a altas. La tercera etapa de creep se caracteriza por la formación de fracturas intergranulares y cavidades. Hay dos formas de agrietamiento intergranular que pueden ocurrir entre los procesos de creep y de trabajo en caliente: grietas en cuña y la

creación de huecos esféricos en los bordes entre los granos. Las grietas en cuña, denominadas w, a menudo se originan en sitios triples y se extienden a lo largo del límite de grano, que son perpendiculares a las elevadas tensiones aplicadas. La presencia de esta fractura está ligada a circunstancias de fluencia caracterizadas por creep a temperaturas moderadas y altos niveles de tensión. La Figura 1.21 ilustra la formación de cavidades redondeadas o elípticas en los límites de los granos como resultado de temperaturas de fluencia elevadas y tensiones reducidas. La iniciación de estas cavidades requiere el deslizamiento de los límites de grano, lo cual es esencial para el desarrollo de cavidades tipo r. Figura 1.21.

Fig. 1.21. Representación esquemática de la formación de grietas tipo W iniciadas por el deslizamiento de los límites de grano

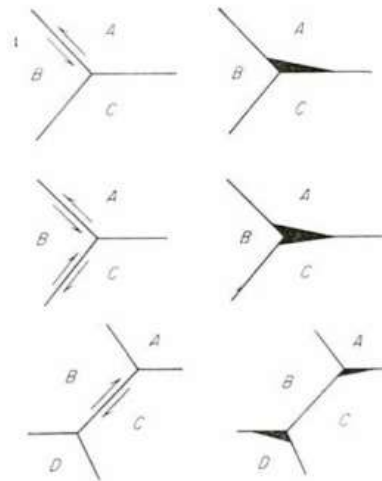
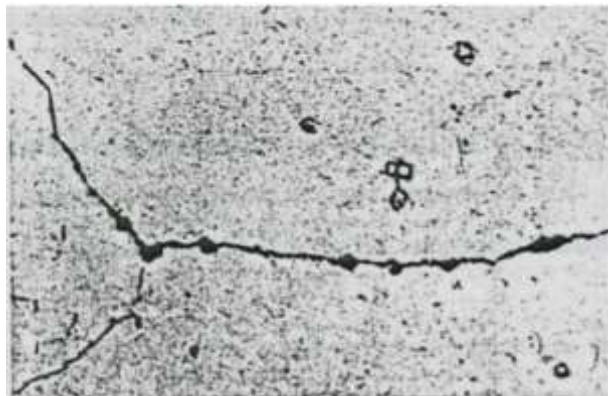


Fig. 1.22. Cavidades tipo r en los límites de grano de un Nimonic 80A ensayado a 750 °C (320 X)

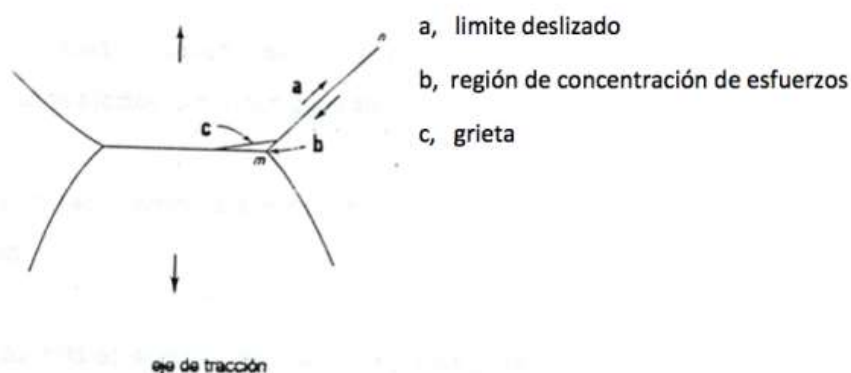


Zener (1961) postuló en el pasado un método para la creación de huecos en forma de

cuña. Cuando se produce deslizamiento a lo largo del límite del grano, disminuye el esfuerzo cortante a lo largo del límite y aumenta la tensión en la esquina del grano. Este aumento de tensión es suficiente para crear una microfisura (como se ve en la Figura 1.22). Los pliegues, que son deformaciones plásticas en el grano adelante del límite deslizante, pueden aumentar la concentración de esfuerzo en una esquina de grano. El doble pliegue también existe.

Un posible método alternativo para evitar la propagación de grietas en una esquina del límite de grano implica el movimiento del borde de la región tensionada antes del punto en el que la concentración de tensión es suficiente para generar un poro. Cualquier condición que mejore la resistencia al corte dentro de los granos individuales en comparación con la de los bordes de los granos e impida el movimiento de los límites, contribuye a la aparición de fractura de los límites de los granos. El deslizamiento en el interior de los granos puede verse obstaculizado por varios mecanismos, como el endurecimiento por deformación, el endurecimiento por solución sólida y el endurecimiento por precipitación. El endurecimiento por solución sólida y por precipitación pueden impedir significativamente el movimiento fronterizo.

Fig. 1.23. Método de Zener para la formación de cavidades en forma de cuña



El tiempo, la temperatura y la tensión afectan la deformación del metal. Sin embargo, otra variable que debe tenerse en cuenta es la estructura interna del metal, la velocidad de deformación bajo tensión y la temperatura, ya que el metal se ve afectado por varios factores,

incluida la (a) densidad de dislocaciones, (b) el tipo de átomos sustitucionales e intersticiales, (c) tamaño forma y distribución de los precipitado y tamaño del grano.

, la velocidad de deformación bajo un esfuerzo y temperatura, dado que es sensitiva a factores tales como: La densidad y disposición de dislocaciones en el metal, el número de vacantes y átomos intersticiales, la concentración y clases de átomos de impurezas, el tamaño y distribución de partículas de precipitado y finalmente el tamaño de grano. Lamentablemente, estas variables estructurales están influenciadas de manera compleja por historia térmica y de deformación plástica del metal.

II. MATERIALES Y MÉTODOS

Material de estudio

El material base empleado en este estudio fue el acero P91, el cual es ampliamente utilizado en aplicaciones comerciales y cumple con la norma ASTM A335. El acero fue sometido a un proceso de tratamiento térmico que consistió en un normalizado a una temperatura de 1040 °C durante 20 minutos, seguido de un revenido a una temperatura de 780 °C durante 40 minutos. La composición química del material base se presenta en la Tabla 2.1.

Tabla 2.1. Composición química del acero P91.

| C | Si | Mn | P | S | Cr | Mo | Ni | Nb | V | N |
|------|------|------|-------|------|-----|-----|------|------|------|------|
| 0.11 | 0.24 | 0.36 | 0.014 | 0.01 | 8.4 | 0.9 | 0.15 | 0.07 | 0.21 | 0.06 |

El material en su estado de entrega exhibe una morfología de martensita revenida, como se ve en la figura 2.1.

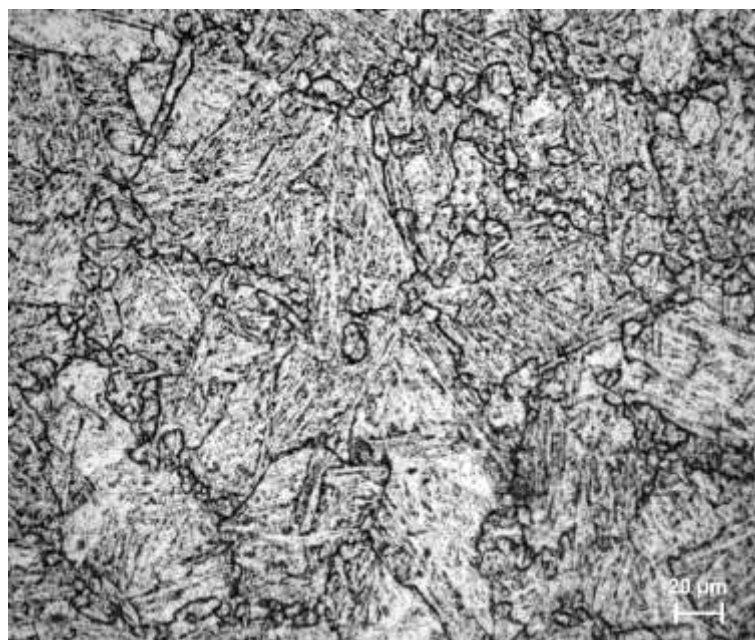


Figura 2.1. Microestructura de la muestra en condición de suministro, martensita revenida.

Durante el procedimiento de soldadura se empleó un material de aporte en forma de alambre sólido, según norma AWS ER90S-B9 y de 1,2 mm de diámetro. El alambre específico utilizado en esta operación fue proporcionado por SOLDEX S.A. Perú, empresa especializada en insumos para soldadura. La Tabla 2.2 muestra la composición química del material de aporte.

Tabla 2.2. Composición química del material de aporte clasificación AWS ER90S-B9 (% en peso)

| C | Si | Mn | P | S | Cr | Mo | Ni | V |
|-----------|-----------|------|------|------|---------|----------|-----|-----------|
| 0.07-0.13 | 1.50-0.30 | 1.25 | 0.01 | 0.01 | 8.0-9.5 | 0.8-1.10 | 1.0 | 0.15-0.25 |

Preparación de la junta soldada para el proceso de soldadura

El diseño de la Figura 2.2 muestra la forma seleccionada para mecanizar las uniones a soldar, concretamente la correspondiente al lado derecho. La selección de este esquema se alinea con las pautas descritas en la norma ASME B31.3, que recomienda variar las geometrías de mecanizado de juntas en función del espesor del tubo destinado a soldar.

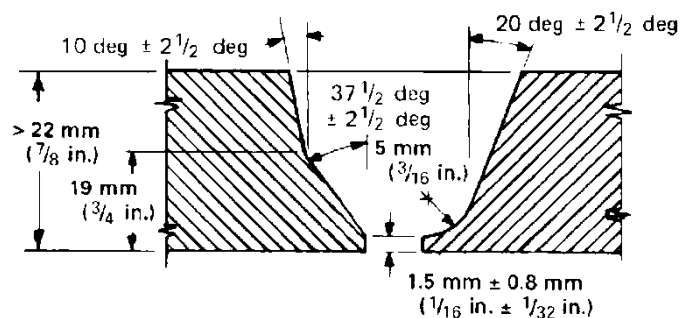


Figura 2.2. Geometría de la junta de soldadura en acuerdo con la norma ASME B31.3.

Proceso de soldadura

El proceso de soldadura se realizó en la empresa Soldexa. Se empleó la técnica de soldadura por arco metálico con gas de protección (GMAW), con un aporte de calor de 1.2 kJ/mm, Figura 2.3. La temperatura de precalentamiento y entre pasadas osciló entre 200 y 260 °C. Una vez finalizada la operación de soldadura, se realizó un tratamiento térmico post-

soldadura a una temperatura de 760 °C durante 1, 2, 4 y 8 horas. Terminado el proceso de soldadura y tratamiento post soldadura, se procedió a seccionar la muestra para obtener una muestra de cada tiempo de tratamiento post soldadura para realizar los ensayos de creep. La figura 2.4 muestra la probeta plana utilizada para el ensayo de creep.

Ensayos de creep

El propósito de los ensayos de creep es evaluar el impacto del área de la junta soldada sobre las propiedades de resistencia al creep del acero P91. Los experimentos de creep se realizaron con las probetas expuestas a una temperatura de 600°C y una tensión de 190 MPa. Todos los ensayos fueron sometidos a la rotura.



Figura 2.3. Proceso de soldadura





Figura 2.4. Geometría del corte de la junta soldada



Figura 2.5. Máquina de creep

Modelo experimental

Se empleó un diseño unifactorial para recolectar datos con el objetivo de probar la hipótesis y alcanzar los objetivos. Las variables consideradas en el presente estudio son las siguientes:

Variable Independiente:

Tiempo de tratamiento térmico post soldadura a 760 °C: 1h, 2 h, 4 h y 8 h.

Variabes dependientes:

- Resistencia al creep medida a partir de la velocidad mínima de creep
- Tiempo de rotura

Las variables que fueron mantenidas constantes durante el ensayo de creep son:

- Tensión: 190 Mpa
- Temperatura: 600°C

2.1 Tipo y Diseño de Investigación

Experimental

2.2 Variables, Operacionalización

En la operacionalización de las variables, presentar el proceso de transformación de la variable (conceptual) a una Operativa, a través de indicadores que permitirán cuantificar la variable:

Operacionalización de la variable

| Variable de estudio | Definición conceptual | Definición operacional | Dimensiones | Indicadores | Ítems | Instrumento | Valores finales | Tipo de variable | Escala de medición |
|---|---|--|--|--|--|--|---|---|---|
| (Es una característica, un atributo, propiedad o cualidad que puede estar o no presente en los individuos, grupos o sociedades) | (Es una definición acordada por comunidad científica o profesional y resulta de la revisión de la literatura de la misma) | (Es un conjunto de procedimientos, técnicas y métodos para medir una variable directamente de la realidad, problema o fenómeno a investigar) | Aplicable si corresponde (Es un componente significativo de una variable. Es un agregado de elementos que dan un producto único, de carácter sintético). | (Son los parámetros utilizados para medir las variables o sus dimensiones) | Aplicable si corresponde (Colocar el número de ítems según cada indicador) | (Es donde se plasma la información, según la técnica de recolección de datos a utilizar) | (Expresa la unidad de medida o categorías en que se mide la variable) | (Es determinada por el dato que representa. Esta puede ser categórica o numérica) | (Asignar números o marcadores a los atributos. Esta puede ser para variables categóricas: nominal u ordinal y para las variables numéricas de intervalo o de razón) |

2.3. Población de estudio, muestra, muestreo y criterios de selección

No procede

2.4. Procedimientos de análisis de datos

Métodos de caracterización

La caracterización de las muestras se realizó mediante microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido. La microscopía óptica se realizó en un microscopio óptico Karl Zeiss Axio Observer Z1m y la microscopía electrónica de barrido en un microscopio electrónico de barrido Tescan Vega 3.

Las muestras que se sometieron a tratamientos posteriores a la soldadura de varias duraciones, se prepararon mediante el proceso metalográfico estándar. Esto implicó un desbaste inicial con papeles abrasivos con tamaños de grano de 220, 320, 400, 600 y 1000, seguido de un pulido con paños que contenían partículas de alúmina de 5 y 1 μm (unidades de millones de mol). El ataque metalográfico se realizó utilizando el reactivo Villela con una duración que osciló entre 40 y 60 segundos. Este reactivo ataca la matriz y deja en relieve los precipitados para ser observados mediante el microscopio electrónico de barrido.

2.5 Criterios éticos

El Código de Ética en Investigación de la Universidad de Sipán (USS) tiene como objetivo proteger el bienestar, la privacidad, la vida, la innovación, la dignidad y el bienestar vinculados a las actividades tecnológicas, innovadoras o de investigación científica. Se deben seguir las directrices éticas establecidas por las normativas nacionales e internacionales, así como los tratados que nuestro país haya ratificado en este ámbito.

Los ingenieros tienen el deber de mantener y promover el honor, la dignidad y la integridad de su profesión. Deben fomentar la confianza pública mediante su conducta y respetar plenamente a su profesión y a sus colegas. Por lo tanto, deben actuar con neutralidad

y sinceridad. Su objetivo es ofrecer un servicio constante al público, a sus empleadores y clientes, mejorando la calidad, las habilidades de ingeniería y la reputación, a la vez que apoyan a sus instituciones profesionales y académicas. Esto es esencial.

III. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Resultados

El acero P91 fue suministrado con un tratamiento térmico de normalizado 1040 °C por 20 minutos, seguido de un revenido a 780 °C por 40 minutos. La Figura 3.1 presentan fotomicrografías electrónicas de barrido que representan la microestructura del acero P91. Se observa que los precipitados de diversos tamaños y morfologías decoran los límites de grano de los límites de grano de austenita previa (LGAP), como se muestra en la Figura 3.1 (a). Además, también se observa que la precipitación de las partículas tiene lugar dentro de los granos de austenita previa, como se ilustra en la Figura 3.1 (b). Estas precipitaciones ocurren en los límites de listones y dentro de ellos.

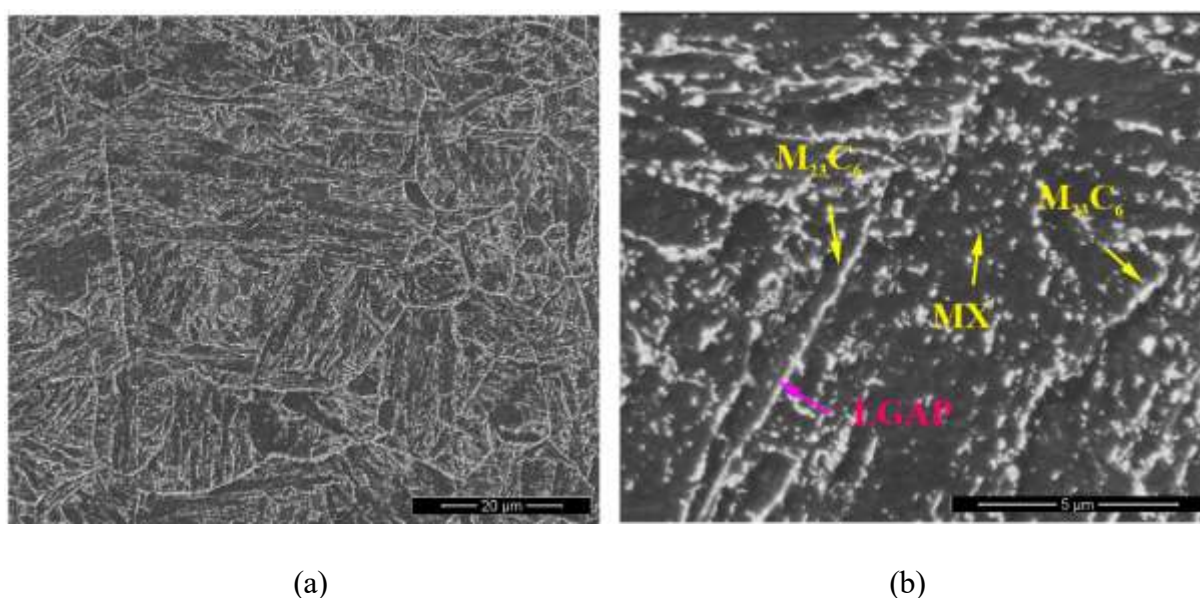


Figura 3.1. Micrografías electrónicas de barrido del acero P91. Las partículas de segunda fase precipitan en los LGAP y en el interior de los granos austenita previa.

Se observó que los precipitados presentes en el acero P91 suministrado, el cual pasó por procesos de normalización y revenido, fueron el $M_{23}C_6$ (carburos) y el MX. Los carburos $M_{23}C_6$ corresponden a la fase mayoritaria presente en el acero P91. Precipitaron principalmente en los límites de grano de austenita previa y en los límites de los listones de martensita. La morfología de estos precipitados fue variada, Figura 3.3 (b). Los precipitados MX, donde M representa niobio (Nb) o vanadio (V) y X representa carbono (C) y/o nitrógeno (N), es la siguiente fase en fracción en volumen en el acero P91 normalizado y revenido.

Condición de soldado

Después del proceso de soldadura con un calor de aporte de 1.2 kJ/mm el componente soldado muestra microestructuras características en cada región de la zona afectada por el ciclo térmico del proceso de soldadura. La soldadura de los aceros P91 está conformada de tres principales áreas: (a) El metal de soldadura el cual es depositado durante la operación de soldadura; (b) la zona afectada por el calor la cual es una zona donde la microestructura del metal base es afectada por el ciclo térmico del proceso de soldadura; y (c) El metal base, que se ve afectado por el tratamiento térmico post-soldadura. Las alteraciones microestructurales observadas en la zona afectada por el calor dependen principalmente de la temperatura máxima alcanzada en diferentes regiones durante el proceso de soldadura [120, 121]. La zona afectada por el calor se divide en tres zonas principales: (a) la zona afectada por el calor de grano grueso (ZACGG), que se refiere a la región adyacente a la línea de fusión y experimentó temperaturas significativamente más altas que A_{c3} ; b) la zona afectada por el calor de grano fino (ZACGF), región donde las temperaturas superaron ligeramente a A_{c3} ; y (c) la zona afectada por calor intercrítico (ZACIC), región donde las temperaturas estuvieron en el rango de A_{c3} y A_{c1} .

El metal de soldadura presenta una estructura de granos columnares, producida por el crecimiento del grano austenítico a lo largo del gradiente térmico impuesto por el ciclo térmico de la soldadura. Durante el enfriamiento se transforma a martensita con las partículas precipitadas predominantes en esta estructura son del tipo M_3C , caracterizadas por su forma acicular [122]. Estos se observaron dentro de los densos listones de martensita de los granos columnares mostrados en la Figura 3.2. La existencia de M_3C (carburos) en aceros martensíticos normalizados con alto contenido de Cr también ha sido documentada por otras investigaciones [23, 28]. Otra característica microestructural importante a remarcar es la presencia de los límites de grano de austenita previa y límites de listones sin presencia de precipitados.

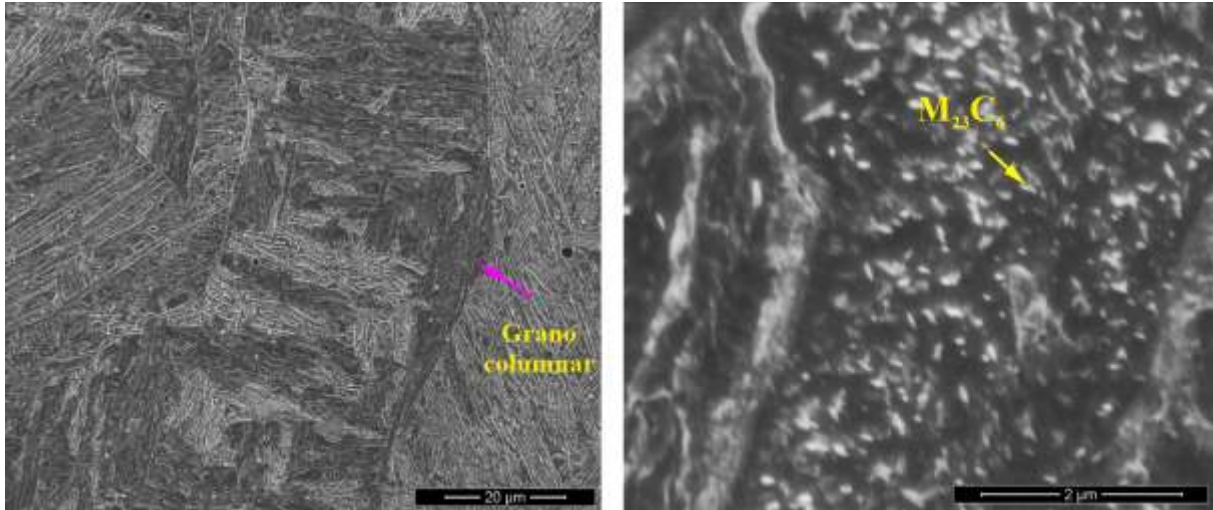


Figura 3.2. Micrografías electrónicas de barrido del metal de soldadura del acero P91. Soldado con calor de aporte de 1.2 kJ/mm.

La **ZACGG** muestra una estructura martensítica, Figura 3.3 (ZACGG-S). En esta zona, similar al MS, se muestran principalmente partículas M_3C que precipitaron durante el enfriamiento, con una morfología acicular.

La **ZACGF** está compuesta de granos de austenita previa muy finos, hasta 5 μm , Figura 3.3 (ZACGF-S), con una estructura martensítica. Presenta un alto grado de precipitación de partículas $M_{23}C_6$ y MX que no se disolvieron durante el proceso de soldadura. No se observó la presencia de partículas M_3C .

La **ZACIC** presenta regiones transformadas con una estructura martensítica y regiones no transformadas con una estructura de martensita revenida, Figura 3.3 (ZACIC-S). En esta zona, similar a la ZACGF, presenta un alto grado de precipitación de partículas de segunda fase. No se observaron precipitados M_3C dentro de las regiones transformadas.

Condición tratado térmicamente post soldadura

Después del proceso de soldadura las probetas fueron sometidas a un tratamiento térmico post soldadura a 760 °C por tiempos de 1 h, 2 h, 4 h y 8 h. La transformación que ocurrió durante el tratamiento térmico post soldadura estuvo en función de la microestructura que presentó el material en cada región de la zona afectada por el calor después del proceso

de soldadura.

Durante el tratamiento térmico post soldadura a 760 °C, el metal de soldadura conserva su morfología columnar, Figura 3.4. El metal de soldadura presenta una microestructura de martensita revenida cuya morfología de listones se hizo más gruesa conforme incrementó el tiempo del tratamiento térmico post soldadura, Figura 3.4 (a) y (b). La morfología columnar de los granos de austenita previa a bajos aumento, no se vio afectada por el tratamiento térmico post soldadura.

Dentro de la zona afectada por el calor de grano grueso el ciclo térmico inducido por la soldadura provoca la disolución de los precipitados y facilita el desarrollo del grano. En consecuencia, los elementos de aleación, después del procedimiento de soldadura, se encontrarán en su mayor proporción como elementos en solución sólida. En esta zona, durante el tratamiento térmico post soldadura a 760 °C, ocurre una re-precipitación de partículas $M_{23}C_6$ y MX.

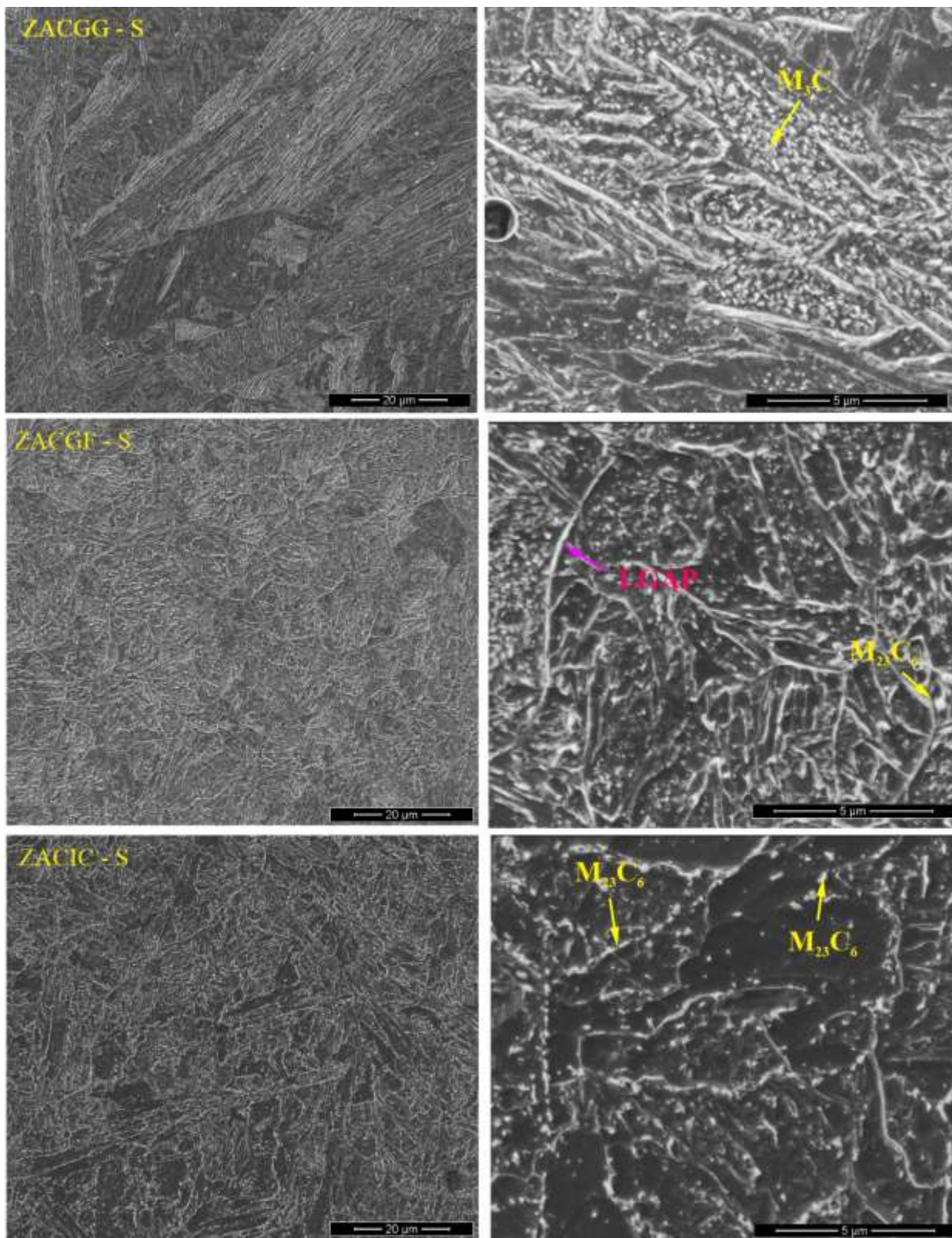
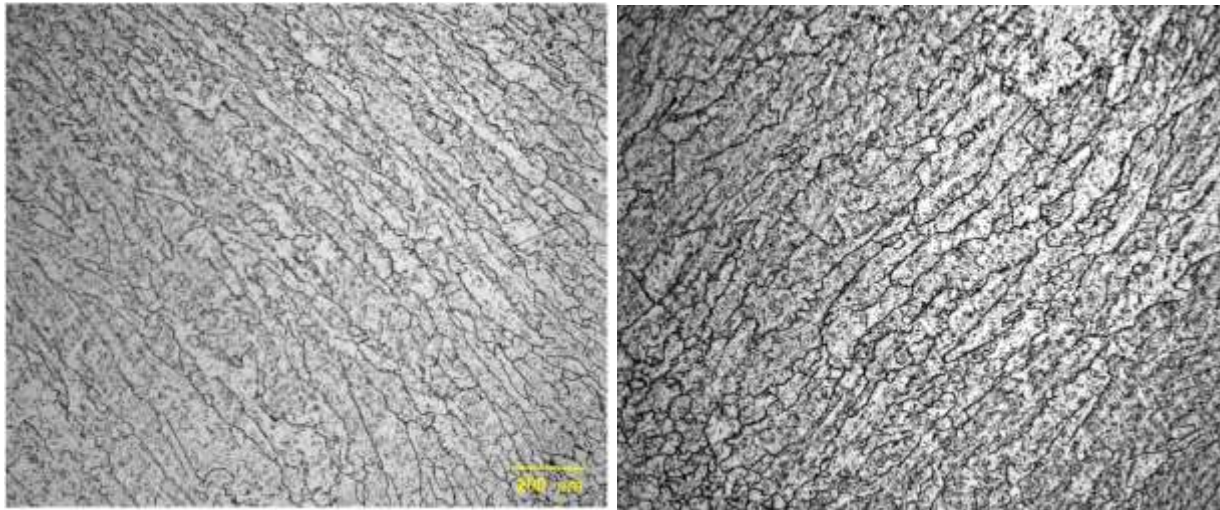


Figura 3.3. Micrografías electrónicas de barrido del acero P91 en la condición de soldado con un calor de aporte de 1.2 kJ/mm.



(a)

(b)

Figura 3.4. Micrografía óptica del metal de soldadura del acero P91 soldado con calor de aporte de 1.2 kJ/mm y tratamiento térmico post soldadura de (a) 1 h y (b) 4 h a 760 °C.

El tamaño de la zona afectada por el calor de grano grueso fue muy pequeño de alrededor de 470 μm , Figura 3.5. El tamaño promedio de grano de austenita previa fue alrededor de 55 μm , Figura 3. 5.

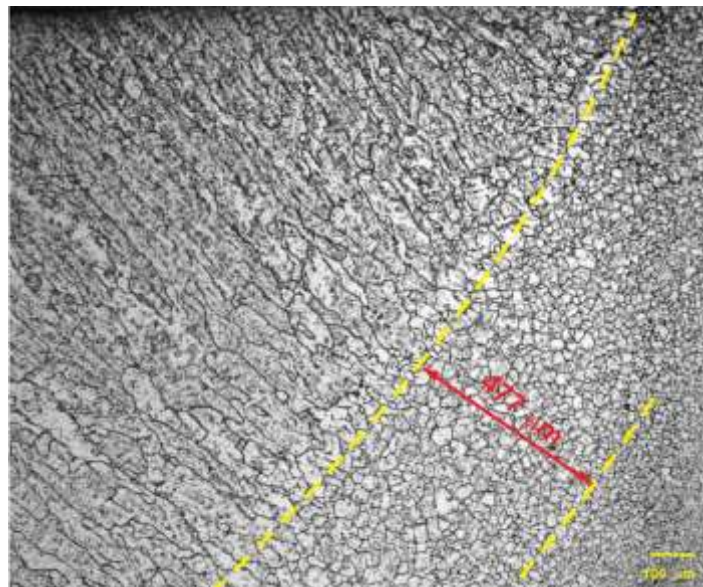


Figura 3.5. Micrografía de la zona afectada por el calor de grano grueso del acero P91 soldado con calor de aporte de 1.2 kJ/mm y tratamiento térmico post soldadura de 1 h a 760 °C.

En la comparación de la figura 3.3 (ZACGG-S) con la figura 3.6 (ZACGG-2h) se hace evidente el efecto del tratamiento térmico post soldadura mediante la formación de martensita

revenida. De igual manera, nos muestra que durante el tratamiento térmico post soldadura los precipitados M_3C son disueltos para formar los precipitados $M_{23}C_6$, y MX.

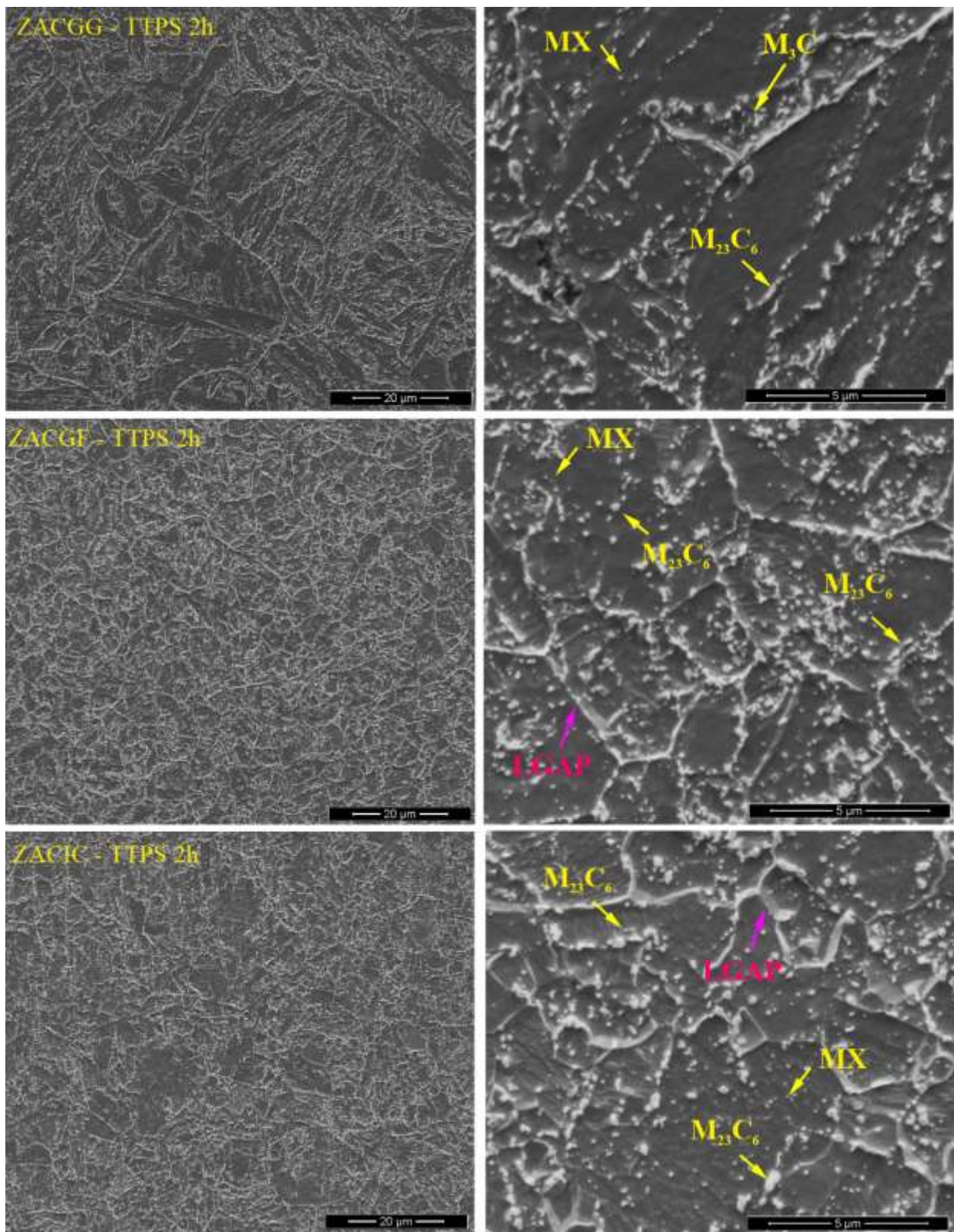


Figura 3.6. Micrografías electrónicas de barrido del acero P91 en la condición de soldado con un calor de aporte de 1.2 kJ/mm y tratado térmicamente post soldadura a 760 °C por 2 horas.

Con el incremento del tiempo de tratamiento térmico post soldadura la martensita se recupera y los precipitados formados sufren un engrosamiento, como se observa en las Figura 3.6 (ZACGG-2h) y 3.7 (ZACGG-4h).

Durante el ciclo térmico de soldadura, en la zona afectada por el calor de grano fino se alcanzan temperaturas mayores a A_{c3} , lo que permite la transformación completa a austenita. En esta región, durante el tratamiento térmico post soldadura ocurre una mínima re-precipitación debido a la poca cantidad de elementos aleantes en solución sólida. Los límites de granos de austenita previa presentarán poca precipitación de partículas $M_{23}C_6$ y MX, siendo mayor su presencia en el interior de los granos de austenita previa, Figuras 3.6 (ZACGF-2h). Estos precipitados sufren engrosamiento conforme aumenta el tiempo de tratamiento térmico post soldadura, Figura 3.7 (ZACGF-4h). La zona afectada por el calor de grano fino es la zona más amplia en la ZAC y presenta un tamaño de grano de austenita previa de alrededor de $4\ \mu\text{m}$, como se muestra en la Figura 3.6 (ZACGF-2h).

Durante la soldadura, en el rango de temperaturas de la ZACIC ocurren una transformación parcial a austenita, un sobre revenido de la zona no transformada a austenita y un engrosamiento de los precipitados. Todo esto origina una estructura muy heterogénea, que se ve acrecentada aún más su heterogeneidad con el aumento del tiempo de tratamiento térmico post-soldadura, Figuras 3.6 (ZACIC-2h). Esta zona presentó los precipitados $M_{23}C_6$ y MX con mayor tamaño respecto a las otras zonas correspondientes a la zona afectada por el calor. La morfología de estos precipitados fue principalmente globular e incrementaron con el tiempo de tratamiento post soldadura, Figuras 3.6 (ZACIC-2h) y Figura 3.7 (ZACIIC-4h).

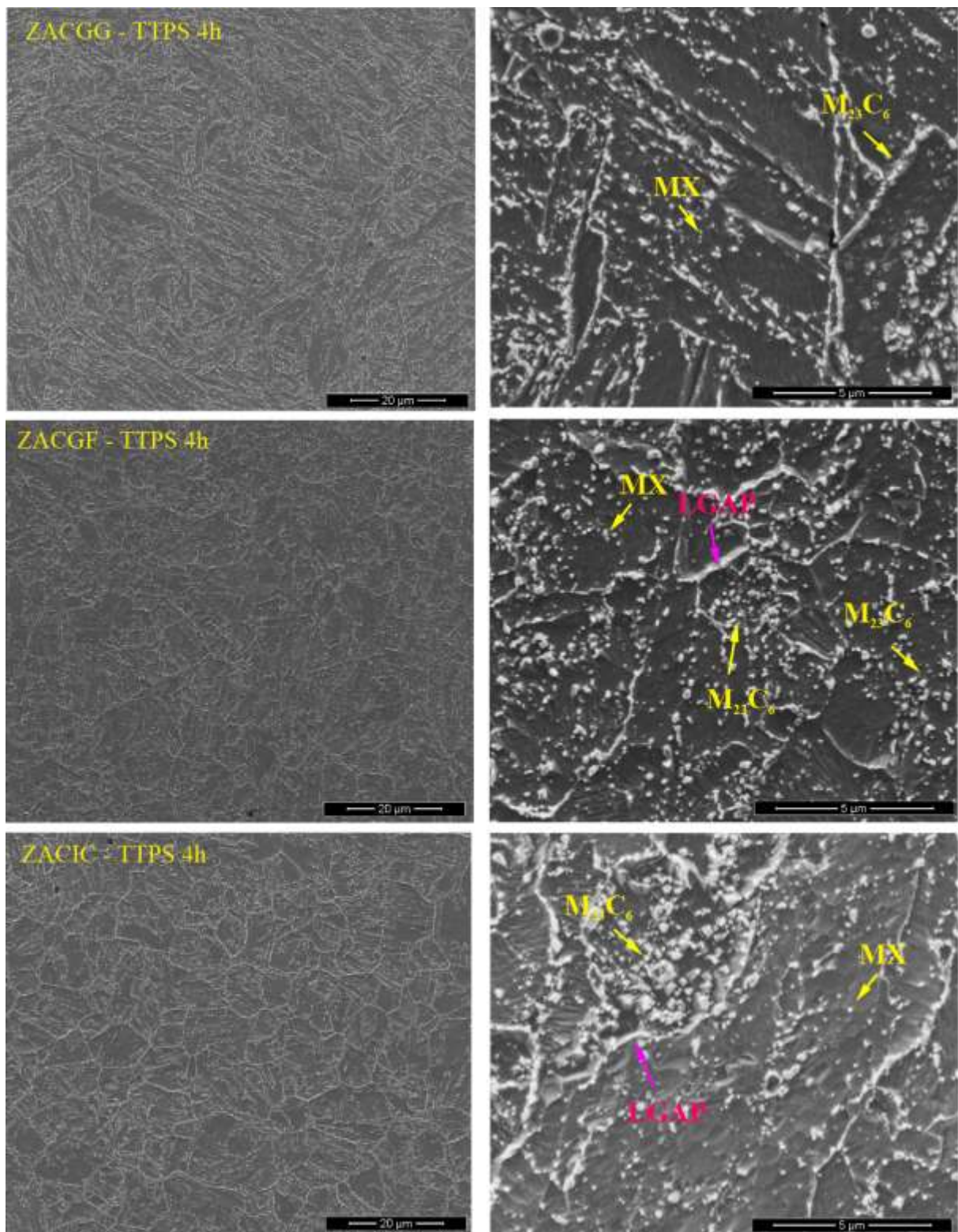


Figura 3.7. Micrografías electrónicas de barrido del acero P91 en la condición de soldado con un calor de aporte de 1.2 kJ/mm y tratado térmicamente post soldadura a 760 °C por 4 horas.

Perfil de dureza de la junta soldada y sometido a tratamiento térmico post-soldadura

La Figura 3.8 muestra los perfiles de dureza obtenidos en la parte media de la junta soldada con los calores de aporte de 1.2 kJ/mm sin y con diferentes tiempos de tratamiento térmico post soldadura.

En la condición soldada con calores de aporte de 1.12 kJ/mm la junta soldada generó una alta dureza en el metal de soldadura como se muestra en la Figura 3.8. Las mediciones de dureza realizadas en la parte media de la junta soldada reportaron para el MS valores promedios de 426.0 ± 16.6 HB, para el calor de aporte de 1.12 kJ/mm. La variación de la dureza a través del MS refleja la amplia variación microestructural que ocurre en esta zona cuando el proceso de soldadura se realiza con múltiples pasadas, es decir, por la presencia dentro del MS de regiones columnares con presencia de martensita y otras con martensita revenida.

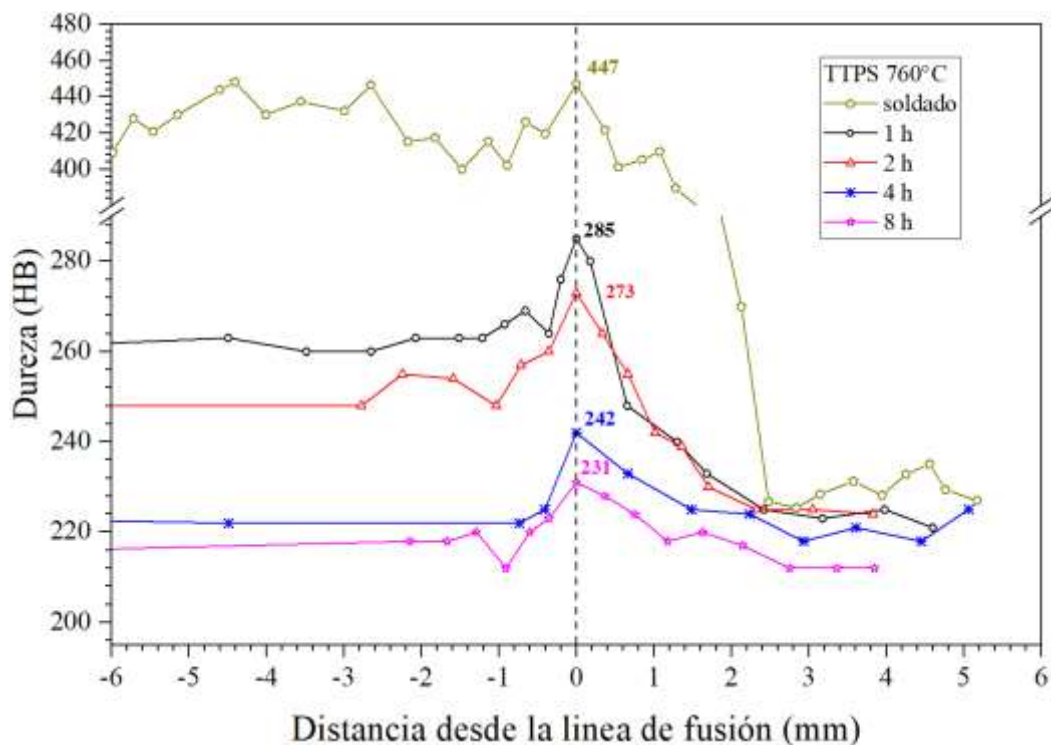


Figura 3.8. Perfil de dureza medido en la parte media de la junta soldada del acero P91, con calores de aporte de 1.12 kJ/mm y con diferentes tiempos del TTPS. (programa origen 2020)

Con lo que respecta a la zona afectada por el calor de grano grueso y la zona afectada por el calor de grano fino, durante el proceso de soldadura estas zonas alcanzaron temperaturas mayores a AC_3 por lo que sufrieron una transformación a martensita durante el enfriamiento. Esto le confiere la alta dureza observada en estas zonas que fueron mayores al MS.

Durante el proceso de tratamiento térmico post soldadura realizado a una temperatura de 760 °C, se observa que la dureza del metal de soldadura presenta una reducción con el aumento del tiempo de tratamiento térmico post soldadura. La disminución de la dureza observada se puede atribuir a la recuperación de la martensita revenida y al engrosamiento de los precipitados MX y $M_{23}C_6$. Los resultados indican que un tiempo de tratamiento térmico post soldadura de 4 horas restaura de manera efectiva la tenacidad del MS, mediante el revenido de la martensita, con una dureza mayor a 220 HB correspondiente al material base. Sin embargo, la determinación de la duración adecuada del tratamiento térmico post soldadura dependerá de la dureza lograda en la zona debilitada de la zona afectada por el calor, que corresponde a la interfase zona afectada por el calor de grano fino/zona afectada por el calor intercrítica.

En la zona afectada por el calor de grano grueso durante el tratamiento post soldadura ocurre la transformación de la martensita en martensita revenida con su posterior recuperación con el incremento del tiempo de tratamiento post soldadura, lo que produce la disminución de su dureza desde 447 a 231 HB, como se observa en la figura 3.8. El pico de dureza en la zona afectada por el calor de grano grueso es menos marcado con el aumento del tiempo de tratamiento post soldadura, esto probablemente por una mayor recuperación de la martensita con un engrosamiento de los precipitados $M_{23}C_6$.

La zona afectada por el calor de grano fino es la zona más amplia respecto al total de la ZAC. Se observó una fuerte caída en dureza con el incremento del tiempo de tratamiento térmico post soldadura. Esto se debe a la poca o nada precipitación de partículas en sus límites de grano de austenita previa lo cual disminuye drásticamente el endurecimiento de los

límites de grano con una rápida velocidad de recuperación de la martensita durante el tratamiento térmico post soldadura [126].

Durante el proceso de soldadura, en la zona afectada por el calor intercrítica se produce una transformación parcial en austenita. Además, se produce un sobre revenido en la región que no sufre transformación en austenita, lo que provoca el engrosamiento de los precipitados. Este fenómeno produce una estructura que presenta una fuerte heterogeneidad que se incrementa con el aumento del tratamiento térmico post soldadura. Esto explica la baja dureza de la zona afectada por el calor intercrítica.

Basado en la discusión anterior, es razonable asumir que los cambios microestructurales que ocurren en la zona afectada por el calor de grano fino y zona afectada por el calor intercrítica durante la soldadura y subsiguiente tratamiento térmico post soldadura tienen una marcada influencia sobre la vida en servicio de la junta soldada. Estos cambios microestructurales no pueden ser evitados; sin embargo, la temperatura del tratamiento térmico post soldadura o su duración puede ser variada tal que la extensión del tratamiento térmico post soldadura pueda ser cambiada.

3.2 Discusión

Comportamiento a creep de la junta soldada sometida a tratamiento térmico post-soldadura

La Figura 3.9 muestra las curvas de creep de las uniones soldadas a diversos tiempos de tratamiento térmico post soldadura. En este caso, las muestras de creep se extrajeron mediante mecanizado desde la ubicación central (espesor medio) de las juntas soldadas.

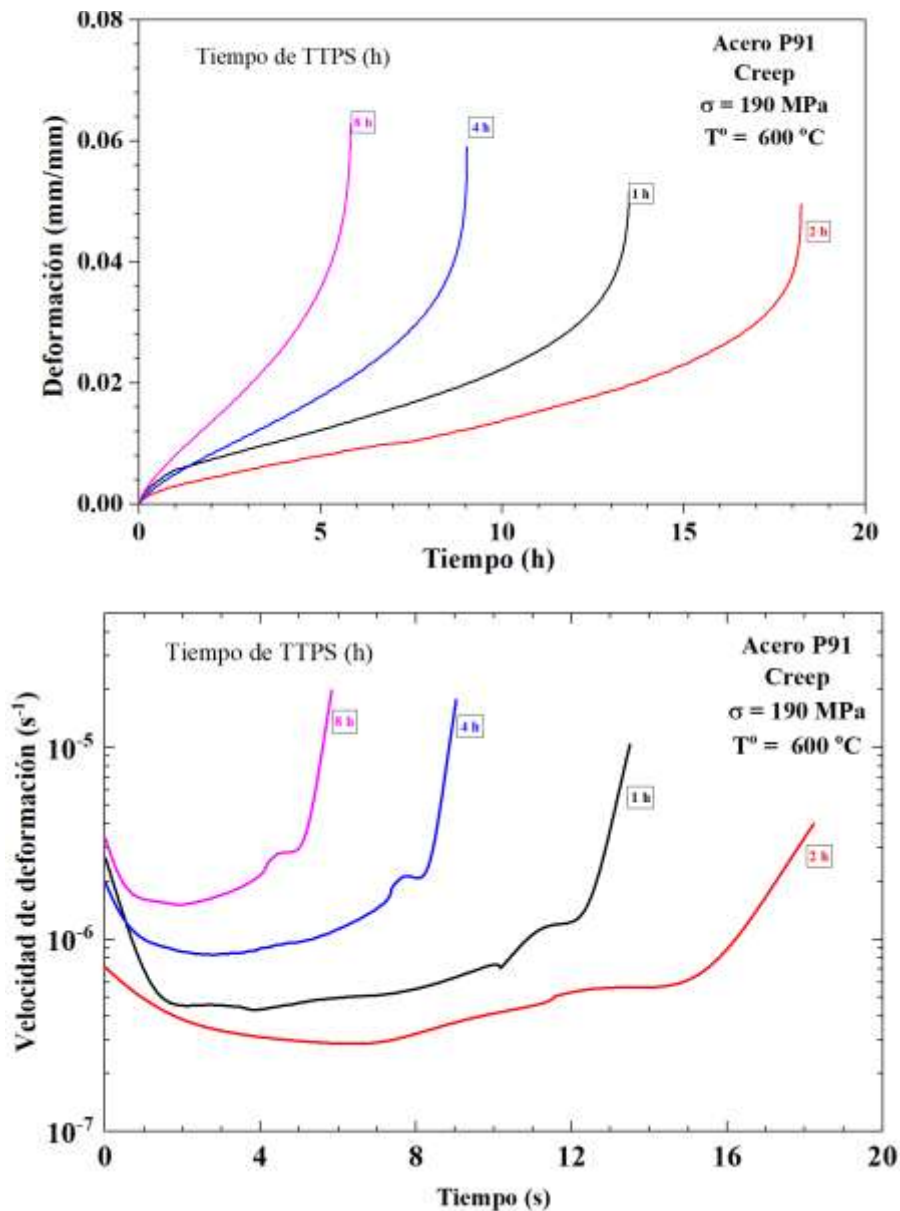


Figura 3.9. Curvas de creep de las uniones soldadas con un calor de aporte de 1.12 kJ/mm y diferentes tiempos de tratamiento post soldadura. (a) Curvas de creep estándar, (b) velocidad de creep frente al tiempo.

Con base en los resultados mostrados en la Figura 3.9, se puede observar que la etapa secundaria exhibe una extensión considerable, pero la etapa terciaria es más bien breve. La Tabla 3.1 presenta un resumen de los resultados de las pruebas de creep realizadas en las soldaduras GTAW con los calores de aporte de 1.12 kJ/mm. En general, según los datos mostrados en la Tabla 3.1, existe una consistencia en el comportamiento a creep observada en las muestras obtenidas con diferentes tiempos de tratamiento post soldadura. Para un calor de aporte de 1.12 kJ/mm, un tiempo de 2 horas de tratamiento térmico post soldadura a 760

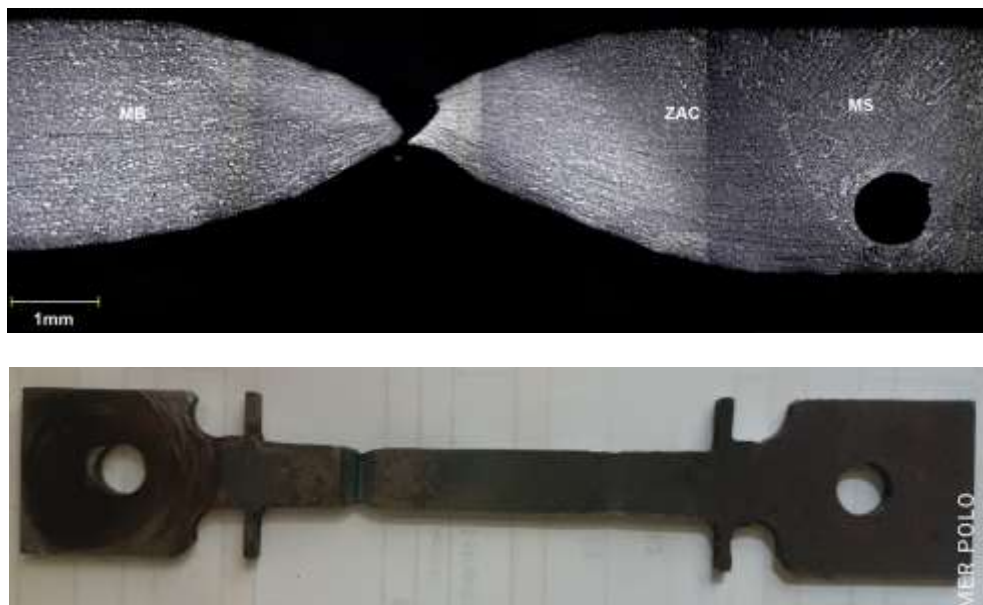
°C, permite obtener la más alta resistencia al creep de la junta soldada del acero P91 con una velocidad de creep de $2.85 \times 10^{-7} \text{ s}^{-1}$, y un tiempo de rotura al creep de 18.23 h.

Tabla 3.1. Resultados de los ensayos de creep de la soldadura con diferentes tiempos de tratamiento post soldadura, a 600 °C y 190 MPa.

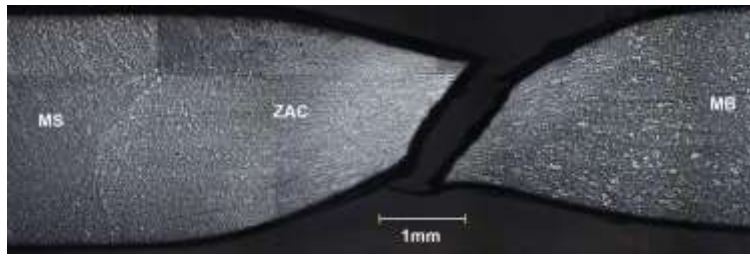
| Calor de aporte HI (kJ/mm) | Tiempo TTPS $t_{TTPS}(h)$ | Tiempo de fractura $t_f(h)$ | Velocidad mínima de creep $\dot{\epsilon}_m (s^{-1})$ |
|----------------------------|---------------------------|-----------------------------|---|
| 1.12 | 1 | 13.50 | 4.30×10^{-7} |
| 1.12 | 2 | 18.23 | 2.85×10^{-7} |
| 1.12 | 4 | 9.03 | 8.35×10^{-7} |
| 1.12 | 8 | 5.83 | 1.52×10^{-6} |

Una vez finalizados los ensayos de creep, las muestras fracturadas se sometieron a análisis. El examen del daño por creep se realizó en las secciones metalográficas longitudinales de las muestras que tenían fracturas por creep a lo largo de la junta soldada. Esta investigación utilizó técnicas de metalografía óptica y se muestra en la figura 3.10. En todas las probetas ensayadas a creep la fractura ocurre en la ZACGF, a excepción de la probeta con tratamiento post soldadura de 8 h que fallo en el metal de soldadura.

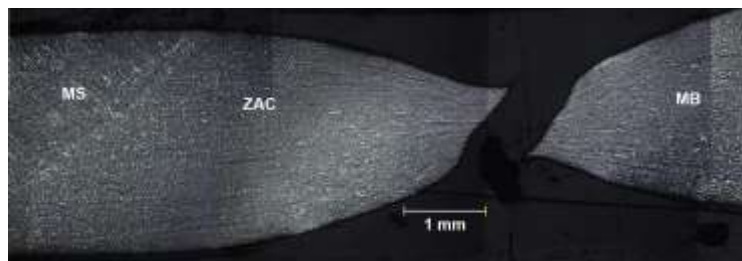
Figura 3.10. Microscopía óptica de las probetas ensayadas a creep.



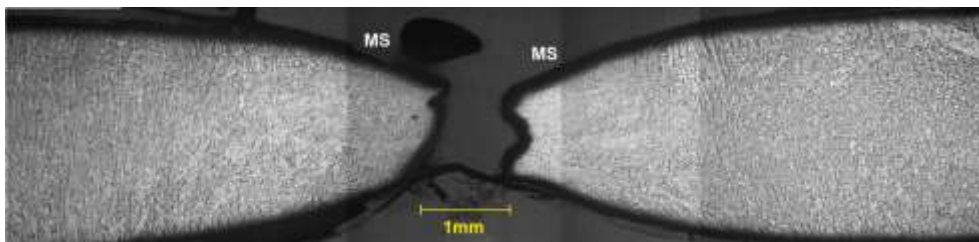
(a) Tratamiento térmico post soldadura de 1 h a 760°C



(b) Tratamiento térmico post soldadura de 2 h a 760 °C



(c) Tratamiento térmico post soldadura de 4 h a 760 °C



(d) Tratamiento térmico post soldadura de 8 h a 760 °C

IV. CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

4.1. Conclusiones

En esta investigación se ha estudiado la soldadura del acero P91 con diferentes tiempos de tratamientos térmicos post soldadura. Las principales conclusiones extraídas de este estudio son las siguientes:

1. El tamaño de la zona afectada por el calor fue de 5 mm. Dentro de la zona afectada por el calor, la región más pequeña correspondió a la zona afectada por el calor de grano grueso de 477 μm .
2. El ciclo térmico del proceso de soldadura generó una heterogeneidad microestructural en la junta soldada, que se manifestó en el tamaño de grano de austenita previa y en el estado de precipitación de las partículas de segunda fase. En el caso de los precipitados, su heterogeneidad se vio incrementada con el aumento del tiempo del tratamiento térmico post soldadura.
3. La zona afectada por calor de grano grueso presentó la más alta dureza, con picos de dureza cerca del límite de fusión. Los picos de dureza disminuyeron con el incremento del tiempo de tratamiento térmico post soldadura ocasionado por la recuperación de la martensita de listones y el crecimiento de las partículas de segunda fase.
4. La zona afectada por calor de grano fino presentó un tamaño muy fino de alrededor de 5 μm . Esta región fue la más amplia en la zona afectada por el calor; y presentó una baja dureza.
5. La zona afectada por calor intercrítica presentó un tamaño de grano de austenita previa heterogéneo, que estuvo relacionado a la transformación parcial a austenita.
6. Los ensayos de creep mostraron que la degradación que ocurre en la zona afectada por calor de grano fino durante el proceso de soldadura y tratamientos térmicos post soldadura conduce a la falla tipo IV en estos aceros. Todos los ensayos de creep

realizados fallaron en la ZACGF, a excepción del tiempo de 8 horas de tratamiento térmico post soldadura.

7. Un tiempo de tratamientos térmicos post soldadura de 2 h a 600 °C permite obtener la más alta resistencia al creep de la junta soldada del acero P91.

4.2. Recomendaciones

En la actualidad, los aceros P91 y P92 resistentes a alta temperatura son ampliamente investigados en el mundo debido a su importancia en la industria energética. Basado en ello, se recomienda continuar con los estudios con la finalidad de obtener parámetros optimizados de temperatura y tiempo de tratamiento térmico post soldadura para uniones de juntas soldadas disimiles ferríticas/martensíticas-austeníticas. Estos parámetros de tratamiento térmico post soldadura optimizados deberían poder generar la propiedad deseada de las juntas soldadas

REFERENCIAS

- [1] F. L. Enrique, L. Moro y L. Iurman, «Mechanical resistance of welded joints in steels subjected to high,» Argentina, 2020.
- [2] W. G. Kima, H.-Y. Leea y H.-U. Hongb, «Evaluation of tensile and creep rupture behaviors of steel P91,» *Análisis de fallas de ingeniería*, 2020.
- [3] K. Mariappan y A. Nagesha, «Comportamiento de la interacción fluencia-fatiga de las microestructuras simuladas y,» *Ciencia e ingeniería de materiales A*, 2023.
- [4] C. Pandey, M. Mahapatra, P. Kumar, R. V. y A. S. , «Microstructure-based evaluation of the creep rupture behavior of steel P91 forged by,» *Ciencia e ingeniería de materiales A 695 (2017) 291–301*, 12 Abril 2017.
- [5] N. Emerson, H. D. Cicco y C. A. Danón, Influence of tempering time at 780°C on, vol. 23, Trujillo , Departamento de Minas y Metalurgia- Facultad de Ingeniería-Universidad Nacional de Trujillo, 2017.
- [6] L. Zhua, X. Liua, v. d. pingb, y. yanga, K. Zhanga, KaiWanga y LinWanga, «Evaluation of the degradation of the microstructure during the creep of steel P91,» *Materiales Hoy Comunicaciones*, 26 Noviembre 2022.
- [7] P. Singh y N. Arora, «Improvement of the mechanical properties of the dissimilar weld joints P91 and IN617 for,» *Materiales Cartas*, 29 Agosto 2022.
- [8] S. Yadava, T. Schererb, G. P. Reddya, K. Lahaa, G. Sasikalaa y S. Albertoa, «Creep modeling of P91 steel using a hybrid concept based on,» *Ingeniería mecánica de fracturas*, 17 Julio 2018.

- [9] k. zhang, X. Liua, e. al, v. d. pingb, L. Zhua, KaiWanga, LinWanga y C. ZhaoC, «Characterization of the evolution of geometrically necessary dislocations during creep,» *Caracterización de Materiales*, 18 Noviembre 2022.
- [10] A. N. K. Mariappan*, «Comportamiento de la interacción fluencia-fatiga de las microestructuras simuladas y,» *Ciencia e ingeniería de materiales A*, 25 Enero 2023.
- [11] H. S. BARAHONA, «MODIFICACIÓN SUPERFICIAL POR LÁSER DE,» Madrid, 2017.
- [12] Sawada K, Taneike M, Kimura K, Abe F. (2003). *In situ observation of recovery of lath structure in 9 % chromium creep resistant steel*. Mater Sci Technol. 19:739–742. doi:[10.1179/026708303225010696](https://doi.org/10.1179/026708303225010696)
- [13] Dimmler G, Weinert P, Kozeschnik E, Cerjak H. (2003). *Quantification of the Laves-phase in advanced 9–12 %Cr steels using a standard SEM*. Mater Charact 51:341–352. doi:[10.1016/j.matchar.2004.02.003](https://doi.org/10.1016/j.matchar.2004.02.003)
- [14] Yan W, Wang W, Shan Y, Yang K. (2013). *Microstructural stability of 9–12 %Cr ferrite/martensite heat-resistant steels*. Front Mater Sci 7:1–27. doi:[10.1007/s11706-013-0189-5](https://doi.org/10.1007/s11706-013-0189-5)
- [15] Pešicka J, Dronhofer A, Eggeler G. (2004). *Free dislocations and boundary dislocations in tempered martensite ferritic steels*. Mater Sci Eng A 387–389:176–180. doi:[10.1016/j.msea.2004.03.080](https://doi.org/10.1016/j.msea.2004.03.080)
- [16] Keller C, Margulies MM, Hadjem-Hamouche Z, Guillot I. (2010). *Influence of the temperature on the tensile behaviour of a modified 9Cr–1Mo T91 martensitic steel*. Mater Sci Eng A 527:6758–6764. doi:[10.1016/j.msea.2010.07.021](https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.07.021)

- [17] Aghajani A, Somsen Ch, Eggeler G. (2009a). *On the effect of long-term creep on the microstructure of a 12 % chromium tempered martensite ferritic steel*. Acta Mater 57:5093–5106. doi:10.1016/j.actamat.2009.07.010
- [18] Maruyama K, Sawada K, Koike J. (2001). *Strengthening mechanisms of creep resistant tempered martensitic steel*. ISIJ Int 41:641–653. doi:10.2355/isijinternational.41.641
- [19] Kostka A, Tak K-G, Hellmig RJ, Estrin Y, Eggeler G. (2007). *On the contribution of carbides and micrograin boundaries to the creep strength of tempered martensite ferritic steels*. Acta Mater 55:539–550. doi:10.1016/j.actamat.2006.08.046
- [20] Abe F. (2003). *Effect of quenching, tempering, and cold rolling on creep deformation behavior of a tempered martensitic 9Cr-1W steel*. Metall Mater Trans A 34A:913–925. doi:10.1007/s1166-003-0222-x
- [21] Panait CG., Bendick W., Fuchsmann A., Gourgues-Lorenzon A-F, Besson J. (2010a). *Study of the microstructure of the Grade 91 steel after more than 100,000 h of creep exposure at 600 °C*. Int J Press Vessels Pip 87:326–335. doi:10.1016/j.ijpvp.2010.03.017
- [22] Abe F. (2007). *Behavior of boron in 9Cr heat resistant steel during heat treatment and creep deformation*. Key Eng Mater 345–346:569–572. doi:10.4028/www.scientific.net/KEM.345-346.569
- [23] Abe F. Semba H, and Sakuraya T. (2007). *Effect of boron on microstructure and creep deformation behavior of tempered martensitic 9Cr steel*. Mater Sci Forum 539–543:2982–2987. doi:10.4028/www.scientific.net/MSF.539-543.2982
- [24] Panait CG, Zielinska-Lipiec A, Koziel T, Czyska-Filemonowicz A, Gourgues-Lorenzon A-F, Bendick W. (2010b). *Evolution of dislocation density, size of subgrains and MX-type precipitates in a P91 steel during creep and during thermal ageing at 600 °C for more than 100,000 h*. Mater Sci Eng A 527:4062–4069. doi:10.1016/j.msea.2010.03.010
- [25] Aghajani A, Somsen Ch, Pesicka J, Bendick W, Hahn B, Eggeler G. (2009b).

Microstructural evolution in T24, a modified 2(1/4)Cr–1Mo steel during creep after different heat treatments. Mater Sci Eng A 510–511:130–135.

[doi:10.1016/j.msea.2008.08.049](https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.08.049)

[26] Hu P., Yan W., Sha W., Wang W., Guo Z., Shan Y, Yang K. (2009). *Study on Laves phase in an advanced heat-resistant steel.* Front Mater Sci Chin 3:434–441.

[doi:10.1007/s11706-009-0063-7](https://doi.org/10.1007/s11706-009-0063-7)

[27] Li Q. (2006). *Precipitation of Fe₂W Laves phase and modeling of its direct influence on the strength of a 12Cr-2W steel.* Metall Mater Trans A 37A:89–97. [doi:10.1007/s11661-006-0155-2](https://doi.org/10.1007/s11661-006-0155-2)

[28] Danielsen HK, Hald J. (2006). *Behaviour of Z phase in 9–12 %Cr steels.* Energ Mater 1:49–57. [doi:10.1179/174892306X99732](https://doi.org/10.1179/174892306X99732)

[29] Danielsen HK, Hald J. (2007). *A thermodynamic model of the Z-phase Cr(V, Nb)N.* Calphad 31:505–514. [doi:10.1016/j.calphad.2007.04.001](https://doi.org/10.1016/j.calphad.2007.04.001)

[30] Hald J, Danielsen HK. (2009). *Z-phase strengthened martensitic 9–12 %Cr steels.* In: Proceedings of 3rd symposium on heat resistant steels and alloys for high efficiency USC power plants. National Institute for Materials Science, Tsukuba, Japan

[31] Danielsen HK, Hald J, Somers MAJ. (2012). *Atomic resolution imaging of precipitate transformation from cubic TaN to tetragonal CrTaN.* Scr Mater 66:261–264.

[doi:10.1016/j.scriptamat.2011.11.005](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2011.11.005)

[32] Sawada K, Kushima H, Kimura K, Tabuchi M. (2007). *TTP diagrams of Z phase in 9–12 %Cr heat-resistant steels.* ISIJ Int 47:733–739. [doi:10.2355/isijinternational.47.733](https://doi.org/10.2355/isijinternational.47.733)

[33] Danielsen HK, Hald J. (2009a). *On the nucleation and dissolution process of Z-phase Cr(V, Nb)N in martensitic 12 %Cr steels.* Mater Sci Eng. A 505:169–177.

[doi:10.1016/j.msea.2008.11.019](https://doi.org/10.1016/j.msea.2008.11.019)

[34] Di Gian Francesco A. (2017). *Materials for Ultra-Supercritical and Advanced Ultra-*

- Supercritical Power Plants*. Materials & Technologies Consultant, Rome, Italy. Elsevier Ltd. All rights reserved. <http://dx.doi.org/10.1016/B978-0-08-100552-1.00001-4>
- [35] Blum R. (2010). *The European perspective and advancements for advanced USC*. Sixth Int. Conf. on Advanced in Materials Technology for Fossil Power Plant: Santa Fe, New Mexico.
- [36] Setting the Benchmark: the World's Most Efficient Coal-Fired Power Plants by Dawn San-toianni Managing director, Tau Technical Communications LLC.
<http://cornerstonemag.net/setting-the-benchmark-the-worlds-most-efficient-coal-fired-power-plants/>.
- [37] Zhang, W. Alstom. (2014). *Power USA Updates on Alstom's Clean Coal Technologies for Power Generation 2014 US – China Clean Energy*. Workshop, 15.09.2014, Taiyuan, China.
- [38] Elarbi Y. and Palotas B. (2007). *Contributions of Different Factors to the Improvement of the Creep Rupture Strength of Creep Resistant Martensitic Steels*. Periodica Polytechnica, Ser. Mech. Eng. vol. 51, no. 1-, 33-38.
- [39] Mayr P., (2007). *Weldability of Modern 9%Cr Steels for Application in USC Power Plants*. Doctoral Thesis, Graz University of Technology,
- [40] Kimura K, Sawada K, Kushima H and Toda Y. (2006). *Degradation behaviour and long-term creep strength of 12Cr ferritic creep resistant steels*, in 8th International Conference Materials for Advanced Power Engineering, Forschungszentrum Jülich GmbH, Liege.
- [41] Vekeman J, Dhooge A, Huysmans S, Vandenberghe B and Jochum C. (2006). *Weldability and high temperature behavior of 12% Cr-steel for tubes and pipes in power plants with steam temperatures up to 650°C*, IIW Report XI-863-06, International Institute of Welding.
- [42] Coleman, M. C. (1979). *The structure of weldments and its relevance to high*

- temperature failure, Weldments: Physical Metallurgy and Failure Phenomena* (eds. Christoffel, R. J., Nippes, E. F., Solomon, H. D.), pp. 409-420.
- [43] Ennis, P. J. and Wachter, O. (1998). *Investigation into the Properties of the 9% Chromium Steel 9Cr-0.5Mo-1.8W-V-Nb with respect to its Application as a Pipe-work and Boiler Steel at Elevated Temperatures: Part 2: Properties of Weldments*, VGB PowerTech, vol. 78, no. 1, pp. 84-94.
- [44] Janovec, J., Svoboda, M. and Blach, J. (1998). *Evolution of Secondary Phases during Quenching and Tempering*, Materials Science and Engineering, A249, 184-189
- [45] Sireesha, M., Shaju, K. A. and Sundaresan, S. (2001). *Microstructural and Mechanical Properties of Weld Fusion Zones in Modified 9Cr-1 Mo Steel*, Journal of Materials Engineering and Performance, 10, 320-330.
- [46] Ayala, E., Roman, M. A., Vega, J., Gomez, X., Gomez-Acebo, T. and Echeberria, J. (1998). *Delta Ferrite Formation in 9-12% Chromium Steel Weldments*, Advanced Heat Resistant Steels for Power Generation, eds. Viswanathan, R and Nutting, J., 633-643.

ANEXOS



Anexo 1: preparación de máquina de ensayo creep normado (GB/2039-1997)



Anexo 2: pulido de probeta de ensayo.



Anexo 3: Ejecución de maquinado de ensayo creep norma (GB/2039-1997).



Anexo 4: probeta en maquina de ensayos bajo norma (GB/2039-1997) creep a 600 °C

NOMBRE DEL TRABAJO

TESIS_LLEMPEN_CUBAS_EBER_JACKSON_TURNITIN.docx

AUTOR

EBER JACKSON LLEMPEN CUBAS

RECUENTO DE PALABRAS

15628 Words

RECUENTO DE CARACTERES

81020 Characters

RECUENTO DE PÁGINAS

69 Pages

TAMAÑO DEL ARCHIVO

26.2MB

FECHA DE ENTREGA

May 25, 2024 9:57 PM GMT-5

FECHA DEL INFORME

May 25, 2024 9:58 PM GMT-5**● 17% de similitud general**

El total combinado de todas las coincidencias, incluidas las fuentes superpuestas, para cada base de datos.

- 15% Base de datos de Internet
- Base de datos de Crossref
- 8% Base de datos de trabajos entregados
- 6% Base de datos de publicaciones
- Base de datos de contenido publicado de Crossref

● Excluir del Reporte de Similitud

- Material bibliográfico
- Coincidencia baja (menos de 8 palabras)
- Material citado



**ACTA DE CONTROL DE REVISIÓN DE
SIMILITUD DE LA INVESTIGACIÓN**

| | |
|----------|--------------|
| Código: | F3.PP2-PR.02 |
| Versión: | 02 |
| Fecha: | 18/04/2024 |
| Hoja: | 1 de 1 |

Yo, **Silvia Yvone Gastiaturú Morales**, coordinador de investigación del Programa de Estudios de Ingeniería Mecánica Eléctrica, he realizado el control de originalidad de la investigación, el mismo que está dentro de los porcentajes establecidos para el nivel de Pregrado, según la Directiva de similitud vigente en USS; además certifico que la versión que hace entrega es la versión final de la Tesis titulado: **ESTUDIO MICROESTRUCTURAL Y COMPORTAMIENTO AL CREEP DE DIFERENTES REGIONES DE UNA UNIÓN SOLDADA DE ACERO ASTM A335-P91 A 600 °C** elaborado por el (los) Bachiller(es):

LLEMPEN CUBAS EBER JACKSON

Se deja constancia que la investigación antes indicada tiene un índice de similitud del **17 %**, verificable en el reporte final del análisis de originalidad mediante el software de similitud TURNITIN.

Por lo que se concluye que cada una de las coincidencias detectadas no constituyen plagio y cumple con lo establecido en la Directiva sobre índice de similitud de los productos académicos y de investigación vigente.

Pimentel, 25 de abril de 2024

Dra. Gastiaturú Morales Silvia Yvone

Coordinador de Investigación

DNI N° 16481433