



UNIVERSIDAD CENTRAL "MARTA ABREU" DE LAS VILLAS
VERITATE SOLA NOVIS INPONETUR VIRILISTOGA. 1948

FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA
CENTRO DE INVESTIGACION DE SOLDADURA.

TRABAJO DE DIPLOMA

TITULO: "EVALUACION DEL EFECTO DE LA SOLDADURA SOBRE LA RESISTENCIA A LA TERMOFLUENCIA EN TUBERIAS DE VAPOR DE ACERO 1,25Cr0,5Mo EXPUESTA AL SERVICIO DURANTE UN LARGO PERIODO."

Autor: LAZARO CABRALES AGUILA.

Tutor: Dr. RAFAEL FERNANDEZ FUENTES.

SANTA CLARA, JULIO DEL 2006

"AÑO DE LA REVOLUCION ENERGETICA EN CUBA".

CON SU ENTRAÑABLE TRANSPARENCIA



RESUMEN.

Teniendo en cuenta las tendencias actuales y el interés de la Industria Petroquímica, en el presente trabajo se estudia el comportamiento de la resistencia a la termofluencia de tuberías de vapor reparadas después de un largo período de explotación. Con este objetivo se realizó un estudio comparativo del comportamiento en condiciones de termofluencia del material de una tubería de vapor (Acero 1,25Cr0,5Mo) con mas de 20 años de servicios con las zonas afectadas por el ciclo térmico de soldadura y del tratamiento térmico posterior (PWHT), asociado al proceso de reposición por soldadura bajo efecto del (PWHT) en el acero 1,25Cr0,5Mo la resistencia a la termofluencia llegó a ser menor y la velocidad de deformación un orden de grandeza inferior en comparación con el material antes de la reparación, aumentando así el riesgo de grietas prematuras después de la reparación por soldadura.

ABSTRACT.

Considering the current approaches and Petrochemical Industrial interest, the behaviour of CrMo steel steam pipeline repaired after long service periods was studied in the present work seeking the CREEP STRENGTH after the weld repair process. With this objective, a comparative study was accomplished, with relationship to the CREEP behaviour, between the material of a steam pipeline (steel 1,25Cr0,5Mo) with more than 20 years of service and the areas affected by the weld thermal cycle and Post Weld Heat Treatment (PWHT), due to the weld repair process for this steam pipeline. Under the effect of the (PWHT), in the 1,25Cr0,5Mo steel the creep strength of the material affected by PWHT became smaller and the deformation rate was one order of greatness inferior in comparison with the material before the repair, increasing the risk of premature cracks after the weld repair.

INDICE.

Introducción.....	1
Capítulo I: Revisión bibliográfica.....	4
1.1- Introducción al estudio del CREEP.....	4
1.2- CREEP (Fluencia lenta).....	5
1.3- Mecanismo de CREEP.....	5
1.4- CREEP transitorio.....	7
1.5- CREEP viscoso.....	7
1.6- Rotura por CREEP.....	9
1.7- Propiedades del CREEP.....	10
1.8- CREEP primario.....	12
1.9- CREEP secundario.....	12
1.10- CREEP terciario.....	13
1.11- Propiedades de los metales bajo CREEP.....	13
1.12- Predicción de la resistencia al CREEP.....	14
1.13- Predicción de la resistencia a la rotura por CREEP.....	17
1.14- Método paramétrico.....	18
1.15- Método paramétrico de Larson - Miller.....	20
1.16- Método paramétrico de Sherby - Dorn.....	22
1.17- Método paramétrico de Manson - Haferd.....	22
1.18- Métodos experimentales.....	25
Capítulo II: Materiales y métodos.....	26
2.1- Material.....	26
2.2- Secuencia experimental.....	26
2.3- Procedimiento de soldadura y tratamiento térmico posterior.....	26
2.4- Ensayo de termofluencia.....	27
2.5- Procesamiento estadístico de los resultados.....	27
Capítulo III: Resultados y discusión.....	29
Conclusiones generales.....	45
Recomendaciones.....	46
Bibliografía.....	47

INTRODUCCION.

En todo el mundo gran parte de los componentes industriales, de los sectores de generación de energía y de procesamiento de petróleo, están operando hace más de veinte años y sus elementos críticos han superado el tiempo de vida útil calculado en el proyecto.

Razones económicas y justificativas técnicas contribuyen en la decisión de prolongar el tiempo de servicio de estos componentes, para períodos superiores a veinte años. Según Viswanahathan [85], los cálculos preliminares indican que, el costo para mantener en funcionamiento los componentes críticos representa sólo un 20 a 30% del costo de una nueva planta.

Los componentes fabricados con acero Ferrítico de Baja Aleación del tipo CrMo (acero FBA al CrMo) en estas industrias, después de varios años de servicio y como resultado de las complejas condiciones de trabajo, sufren deterioración metalúrgica y mecánica. Frecuentemente, esta deterioración puede implicar la sustitución parcial o total del componente.

Considerando que no es económicamente viable el cierre de una unidad sin que realmente haya agotado su vida útil, así como, las dificultades para garantizar las exigencias de los órganos gubernamentales con relación al servicio después de una falla, se aplica la evaluación de la vida residual y la reparación por soldadura.

Frecuentemente la reparación por soldadura es el único procedimiento viable que, del punto de vista económico y tecnológico, permite reducir los tiempos de parada durante el mantenimiento.

Actualmente no existen procedimientos ni normas específicas para la selección de la tecnología de reparación por soldadura de los componentes deteriorados en servicio, ni para el pronóstico de la vida residual después de la reparación. Según Viswanahatan [85], esto de alguna manera, puede traer las siguientes consecuencias:

- Inseguridad durante el servicio después de la reparación y riesgo de accidentes fatales,
- Dificultad en la programación del mantenimiento,

- Aumento de la cantidad de paradas imprevistas, asociadas a pérdidas económicas considerables que pueden alcanzar 500 mil US\$ por día [85].

Los fenómenos de deterioración mecánica y metalúrgica de estos componentes han sido estudiados extensamente, tanto en materiales directamente expuestos al servicio, como a través de ensayos de envejecimiento acelerado, que simulan las condiciones de operación. Sin embargo, según Shiga y colaboradores [77], es pequeña la cantidad de trabajos publicado sobre estudios en esta área relacionados, particularmente, con la unión soldada, y menos aún sobre la soldadura de reparación.

En trabajos recientes se ha verificado la influencia no perjudicial de la reparación por soldadura en tuberías de vapor de acero FBA al CrMo, después de grandes tiempos de servicio. Sin embargo, de acuerdo con Gandy y colaboradores [34], este asunto tiene que ser tratado con precaución para evitar la generalización de resultados que se obtuvieron en condiciones particulares.

Actualmente, por esta razón, se han realizado estudios de esta naturaleza, recientemente, en Brasil por Silva y Payão [74], Meneses y Guimarães [31] y Levi y colaboradores [53].

Considerando las tendencias actuales (donde se buscan criterios científicos relacionados con el desempeño de tuberías de vapor de acero FBA al CrMo reparadas por soldadura después de largos períodos de servicio) y basado en el interés de la Industria Petroquímica por el asunto, se presenta el siguiente planteamiento:

Planteamiento del problema

Se despierta el interés por ejecutar estudios que buscan obtener resultados que permitan registrar, caracterizar y comprender, con fundamento científico, los fenómenos que controlan la vida útil de los elementos sometidos a condiciones de termofluencia.

Objetivo general:

Aumentar el período de trabajo con seguridad garantizada al nivel de las exigencias establecidas en códigos y regulaciones de fabricación y mantenimiento.

Objetivo específico:

- Definir en qué grado influye la soldadura de reparación sobre la resistencia al creep del acero 1,25Cr0,5Mo.
- Realizar un estudio comparativo entre el material de una tubería de vapor (acero 1,25Cr0,5Mo con más de 20 años de servicio) con las regiones afectadas por el ciclo térmico de la soldadura y del tratamiento térmico posterior, relacionados con la reparación por soldadura de esta tubería.

Hipótesis:

El ciclo térmico de soldadura de reparación en aceros al CrMo expuestos al “CREEP” puede conducir a modificaciones que impliquen cambios en la resistencia mecánica del material.

CAPITULO I: REVISION BIBLIOGRAFICA.

1.1 – INTRODUCCION AL ESTUDIO DEL “CREEP”.

Los materiales estructurales están sometidos generalmente a cargas por debajo del límite elástico. En este caso se produce deformación plástica permanente, a esta deformación plástica e intergranular dependiente del tiempo que se da en materiales por debajo de su límite elástico se denomina *fluencia lenta*, *termofluencia* o “*creep*”.

Actualmente se ha comprobado que todos los metales se deforman más o menos lentamente aplicándoles cargas muy pequeñas e inferiores al límite de fluencia, la fluencia aumenta con la carga y la temperatura, pero cabe destacar que las metas son menos sensibles cuanto más elevada es su temperatura de Fusión.

La fluencia es un mecanismo de fallo por rotura de los materiales, por este motivo se debe tener muy en cuenta para proyectos de ingeniería, particularmente aquellos que funcionan a altas temperaturas, la mayor parte de los materiales metálicos no se pueden utilizar para aplicaciones estructurales cuando su temperatura se eleva por encima de 0,5 o 0,6 veces la temperatura de fusión, porque se deforma plástica- e intergranularmente, llegando a producirse la rotura.

La termofluencia se da para condiciones de baja tensión y largo tiempo a elevadas temperaturas. La temperatura a partir de la cual este efecto empieza a producirse depende del tipo de material.

En los materiales metálicos se da a temperaturas que están por encima de la temperatura equicohesiva, que es la temperatura a la cual, a lo largo del límite de grano, la cohesión es igual que a lo largo del grano, que puede ser 0,4-0,5-0,6 veces la TF, dependiendo del material. En los materiales cerámicos también se produce la termofluencia, pero se producirá a temperaturas un poco más elevadas, del orden de $0,4 \cdot TF$ a $0,7 \cdot TF$. En muchos de los polímeros se produce termofluencia a temperatura ambiente. Este tipo de fallo es muy complejo, y en él intervienen distintos mecanismos de deformación y depende de la tensión a la que está sometido el material, la temperatura, la velocidad de deformación y el tipo de material.

1.2 - “CREEP” (FLUENCIA LENTA).

En muchas aplicaciones los componentes se ven obligados a soportar cargas constantes durante lapsos prolongados, como por ejemplo los álabes del rotor de una turbina, filamento de tubos y válvulas, cables de acero, etc. En tales circunstancias el material puede continuar deformándose hasta que su utilidad se ve seriamente perjudicada.

Tales tipos de deformaciones dependientes del tiempo pueden ser casi imperceptibles, pero crecen durante toda la vida útil de la pieza y llevan a la rotura, aún sin que la carga haya aumentado. Con cargas aplicadas por corto tiempo, como en un ensayo de tracción estático, hay una deformación inicial que aumenta simultáneamente con la carga. Si, bajo cualquier circunstancia, la deformación continúa mientras la carga se mantiene constante, a esta deformación adicional se la conoce como “creep”. El fenómeno conocido como "creep", se define como: "La parte dependiente del tiempo de las deformaciones provenientes de tensiones"[43]. Debido a su estrecha conexión con altas temperaturas en aplicaciones importantes, se suele asociar al “creep” con problemas vinculados con temperaturas elevadas. Esto es cierto únicamente si las temperaturas elevadas se definen relativas al punto de fusión, el plomo muestra un “creep” significativo a temperatura ambiente y el asfalto, por ejemplo, a temperaturas menores.

En algunos materiales, como el concreto y la madera, la temperatura no es un factor importante. Recientes desarrollos en el análisis del “creep” se han vinculados con aleaciones resistentes al calor como las empleadas en turbinas a gas y plantas de poder a vapor. Como la tendencia en los diseños actuales es de incrementar continuamente la temperatura de servicio, la situación se hace cada vez más crítica.

1.3 – MECANISMO DE “CREEP”.

Componentes fundamentales.

La Fig.1.1 representa una curva de “creep”. La misma se obtiene aplicando una tensión o carga constante a la pieza y midiendo las deformaciones que se van produciendo con el tiempo, manteniendo la temperatura constante [52].

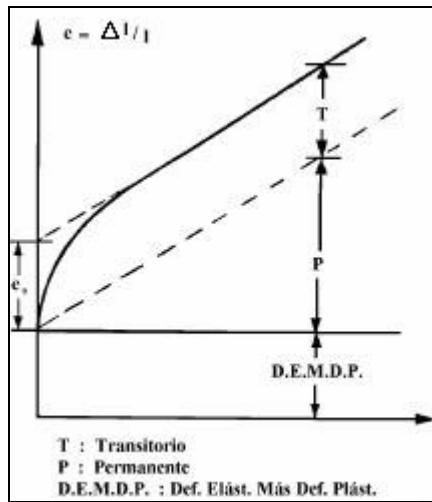


Fig. 1.1 Curva de “creep” aplicando una carga constante a la pieza vs tiempo manteniendo la temperatura constante.

Las deformaciones representadas por las coordenadas pueden asociarse a tres tipos distintos de mecanismos, que pueden visualizarse dividiendo la deformación en las tres partes indicadas en la Fig.1.1. La primera parte es la deformación elástica (más la deformación plástica si la tensión es suficientemente alta) y ocurre casi instantáneamente, bajo la acción de la tensión aplicada: es la deformación ordinaria dada por el diagrama de tensión-deformación. Si la expansión térmica que la temperatura produce es significativa, puede ser incluida en este componente. La segunda es la componente transitoria cuya característica principal es que tiene tasa (“velocidad”) decreciente. La deformación es rápida al comienzo pero gradualmente se hace más lenta a medida que se aproxima a un valor fijo determinado. La tercera es la componente permanente que aumenta continuamente, a tasa constante bajo tensión constante. Por tratarse de un movimiento similar al flujo viscoso, se le conoce a veces como “creep” viscoso.

NOTA: la parte primaria se omite a veces de la curva de “creep”. Las otras dos partes – componentes transitoria y permanente - constituyen la deformación total identificable con el “creep”. Ambas componentes son dependientes de la temperatura mediante la ecuación de Monkman [60]. El “creep” viscoso es comúnmente insignificante a temperaturas inferiores al 50 % del punto de fusión, mientras que el “creep” transitorio se observa en todas las temperaturas, aún cerca del cero absoluto.

De ahí que al “creep” transitorio a veces se le llama “creep” frío, y al “creep” viscoso “creep” caliente.

1.4 - “CREEP” TRANSITORIO.

Se identifica al “creep” transitorio con diversos mecanismos, dependiendo su importancia del material y magnitud de las tensiones involucradas [52, 32,62].

Dentro del régimen elástico la componente más importante es el "post-efecto elástico", especialmente en materiales amorfos como es el caso de la respuesta configuracional en polímeros (desenrollado de moléculas). En los cristalinos su importancia es menor comparada con los mecanismos que se producen en el régimen plástico. En todos los casos, el post-efecto elástico constituye prácticamente toda la deformación elástica en el “creep” transitorio de todo material (en régimen elástico).

Dentro del régimen plástico, el “creep” transitorio en materiales *cristalinos* consiste en pequeñas cantidades de fluencia producidas por activación térmica: la aplicación de tensión provoca una deformación plástica inicial, que cesa tan pronto como la tensión se ve equilibrada por el "strain hardening" (endurecimiento por deformación). A partir de ahí los impulsos de energía térmica continúan provocando pequeños incrementos de deformación; pero como cada incremento produce su cuota de "strain hardening", el siguiente tendrá un desarrollo más dificultoso y serán entonces menos frecuentes, hasta alcanzar un techo. En los materiales *amorfos*, que no sufren strain-hardening, el fenómeno de post-efecto elástico es la única fuente de “creep” transitorio.

1.5 - “CREEP” VISCOSO.

En todos los materiales este componente es inelástico. En materiales *no cristalinos* como los polímeros amorfos o termoplásticos, el “creep” viscoso constituye la forma inelástica normal de “creep” viscoso, por la ausencia de "strain hardening".

La cantidad de deformación varía con la temperatura y la tensión. A tensiones pequeñas y bajas temperaturas casi no existe, mientras que a temperaturas altas o tensiones grandes llega a ser muy importante. Se hace uso de esta capacidad de deformación viscosa en procesos como extrusión y moldeo. En materiales *cristalinos* (que sufren “strain hardening”), el flujo viscoso tiene lugar cuando el efecto de “strain

hardening” se equilibra con el ablandamiento producido por el calor: cada incremento de deformación plástica se ve acompañado por un incremento en la resistencia a la fluencia, que a su vez es gradualmente disminuida por el ablandamiento térmico que lleva a más deformación plástica, repitiéndose así el ciclo. Este es el mecanismo primario por el cual la deformación tiene lugar: el deslizamiento (como en la fluencia plástica normal).

El ablandamiento ocurre en su mayor parte mediante un proceso por el cual los átomos del cristal emigran o se difunden a posiciones de menor energía, ayudados por la alta energía térmica. Un efecto de esta difusión es que las dislocaciones se hacen más móviles y puede desviarse alrededor de obstáculos. La difusión parece tener lugar más fácilmente a lo largo de bordes altamente deformados (energía alta) que a través de los cristales en sí mismos.

Así un metal de grano fino, que tiene más de tales bordes que un metal de grano grueso, está sujeto a más difusión, y consiguientemente más “creep” a altas temperaturas. Un proceso secundario en materiales *policristalinos* lo constituye el flujo de los granos como cuerpos rígidos, que resulta en una rotación de los granos durante el proceso de “creep”. No es importante en la deformación, pero sí en la rotura por “creep”.

A temperaturas altas el “creep” viscoso ocurre a tensiones por debajo de la tensión de fluencia para esa temperatura, es decir, a tensiones que ocasionan solo deformaciones elásticas si son aplicadas por períodos cortos, debido a que la tensión de fluencia es mucho más dependiente de las altas temperaturas. La energía térmica alta puede inducir movimiento de dislocaciones bajo tensiones menores si se la deja actuar suficiente tiempo.

En materiales *amorfo*s como el vidrio, el “creep” es como el flujo viscoso de los líquidos. Estos materiales son frecuentemente considerados como líquidos súper enfriados a causa de su estructura desordenada de átomos o moléculas pequeñas. El mecanismo de flujo consiste en una reestructuración dentro de muchos grupos pequeños de átomos o moléculas: el grupo puede deformarse simplemente por el movimiento de dos moléculas centrales; según como se muevan estas moléculas, el grupo entero se deformará. Esta distorsión se suma a una deformación por corte local.

Los factores controladores son la activación térmica y la tensión de corte.

Sin la tensión, la activación térmica ocasionará cambios aleatorios en el material.

El resultado neto será cero distorsiones totales. Bajo una tensión dirigida, sin embargo, los cambios son predominantemente en la dirección de la tensión de corte, y resulta en una deformación total. Si la temperatura es lo suficientemente alta, los grupos continuamente se reestructuran a sí mismos. Así la deformación continúa, y el material experimenta flujo viscoso.

1.6 – ROTURA POR “CREEP”.

El “creep” viscoso tiende inevitablemente a la rotura debido a la reducción de sección transversal que siempre acompaña a la elongación. La fractura puede tener lugar de diversas maneras:

a) A altas tensiones y temperaturas moderadas (involucrando tiempos relativamente cortos), se desenvuelve como la rotura por tracción simple. Si el material es dúctil, romperá luego de una gran deformación plástica y de la formación de un cuello.

b) A mayores temperaturas o tiempos más largos, los metales dúctiles comienzan a perder su capacidad para endurecerse por deformación: tiene lugar el comportamiento denominado "acción térmica". Debido a ello, se requiere más elongación para balancear los efectos de la deformación térmica, por lo que la tasa de elongación se hace mayor, llegándose a una rotura sin formación de cuello. Si la deformación es grande, la rotura sigue siendo dúctil.

c) A altas temperaturas o largos períodos de carga, los metales pueden fracturarse con muy poca deformación plástica. En tales casos el mecanismo de rotación de granos mencionado anteriormente, se transforma en importante. El movimiento relativo entre los granos ocasiona rupturas que se abren entre ellos, cuando una fisura llega a ser lo suficientemente grande, o varias fisuras se unen para formar una más grande, crece lentamente a través de la pieza hasta que la fractura tiene lugar. A tensiones bajas que actúan por largo tiempo la deformación es a veces casi insignificante, y la fractura tiende a ser de carácter frágil.

1.7 – PROPIEDADES DEL “CREEP”.

Análisis de las curvas de “CREEP”.

El comportamiento anteriormente descrito se detalla en la Fig. 1.2 en las que se grafica la deformación por “creep” en función del tiempo (para temperatura y carga constantes). En esta ilustración particular la deformación instantánea se ha omitido, para que la deformación mostrada sea enteramente la que resulta del “creep” GITTUS [35].

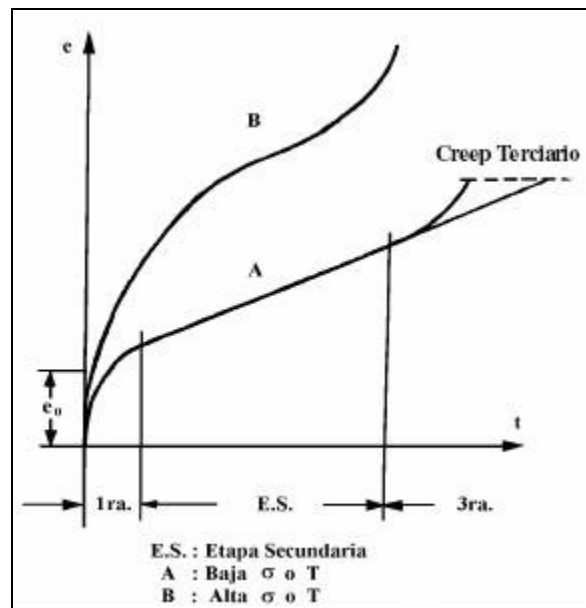


Fig. 1.2 Deformación por “creep” en función del tiempo (para temperatura y carga constantes).

El tiempo total hasta la rotura se lo divide fenomenológicamente en tres etapas:

a) La etapa primera está dominada por el “creep” transitorio. La tasa de deformación comienza con la dejada por la deformación instantánea, que es comparativamente alta, pero rápidamente disminuye hacia un valor constante.

b) El “creep” secundario se desarrolla una vez que el “creep” transitorio ha alcanzado un valor prácticamente constante: la deformación continúa aumentando a una tasa de “creep” más o menos constante, $\dot{\epsilon}_{cr}$, bajo la acción de la componente viscosa.

c) El “creep” terciario, la tasa de “creep” aumenta nuevamente hasta que se llega a la rotura final.

No siempre aparecen las tres etapas. Si la fractura es frágil, la tercera etapa puede desaparecer completamente. La segunda etapa se hace cada vez menos importante a medida que la tensión o la temperatura aumentan (comparar las curvas A y B de la Fig.2). Si la tensión o temperatura son lo suficientemente bajas, la segunda etapa se transforma en horizontal ("cero "creep" viscoso") y se extiende indefinidamente.

Debe recalcar que las altas temperaturas pueden producir otras alteraciones no explicitadas en las curvas, comúnmente no incluidas en los efectos de "creep". Así, los metales pueden sufrir transformaciones en las estructuras cristalinas, tal como la transformación en los aceros de ferrita en austenita, recristalización y crecimiento de grano.

Es más difícil analizar el "creep" que otros comportamientos mecánicos debido a que su predicción es a largo plazo, por lo cual se debe extrapolar a partir de resultados obtenidos en ensayos de corto tiempo. Debe tenerse en cuenta que mientras un ensayo de "creep" está limitado usualmente a 1000 horas (6 semanas), las vidas en servicio de los materiales o piezas pueden ser de 10.000 hs., 100.000 hs., y aún más (350.000 hs. representa la vida de una planta de poder). Por lo tanto, una comprensión teórica es aun más deseable en "creep" que en otros tipos de comportamientos, aunque el entendimiento teórico del "creep" aún no es completo. Una teoría adecuada ha sido desarrollada muy lentamente, los análisis han progresado a lo largo de líneas empíricas, tratando de determinar la mejor relación entre los resultados experimentales disponibles.

Existe una complicación adicional derivada del número de variables en juego; ellas son:

Deformación por "creep", tiempo, tensión y temperatura. En este análisis se considerará la curva "creep" tiempo como la variación primaria y se estudiarán los efectos de la tensión y la temperatura sobre ella.

Como en otros procesos térmicos, la teoría básica se construye alrededor de la ecuación de Monkman [60].

$$\Phi = A e^{-EA/KT} \quad (1)$$

Dado que el "creep" no es un proceso termodinámico simple, esta ecuación no puede aplicarse sin modificaciones. Si consideramos Φ como la tasa de "creep", $\dot{\epsilon}_{cr}$, es

posible que las "constantes" A y EA varíen con la temperatura y tensión, así como también con otros factores. Numerosas expresiones se han propuesto para Ea, y A, pero ninguna se ha verificado completamente.

1.8 - "CREEP" PRIMARIO.

En esta etapa, la tasa de "creep" disminuye desde un valor grande hasta un valor constante. Esta disminución es ocasionada principalmente por un aumento en la energía de activación requerida, EA (o una disminución en los mecanismos atómicos que pueden activarse). Para una dada tensión, Cottell [23] sugiere para la variación de la tasa de "creep" con el tiempo puede ser expresada por:

$$\epsilon_{cr} = C_1 t^{-n} \quad (2)$$

donde C_1 es una constante y n puede valer entre 0 y 1. Para $n = 2/3$, esta expresión de Andrade [5,6], puede integrarse para obtener la deformación, que estará dada por:

$$\epsilon_{cr} = C_2 t^{1/3} \quad (3)$$

que es la ley de Andrade para el "creep" transitorio. Para $n = 0$ se llega al caso límite de "creep" viscoso. Timoshenko dedujo una expresión empírica diferente:

$$\epsilon_{cr} = C_3 e^{at} \quad (4)$$

donde C_3 y a son constantes. De esta ecuación, la deformación por "creep" resulta:

$$\epsilon_{cr} = C_4 (1 - e^{-at}) \quad (5)$$

(para la condición inicial $\epsilon_{cr} = 0$ para $t = 0$)

De hecho, se sabe relativamente poco sobre el "creep" transitorio. No se ha estudiado tan extensivamente como el "creep" viscoso porque no es ordinariamente un factor crítico en el diseño. Un problema en que el "creep" transitorio es de importancia considerable es la relajación de tensiones.

1.9 - "CREEP" SECUNDARIO.

Al final de la primera etapa el "creep" transitorio es prácticamente nulo, y el remanente es casi enteramente viscoso. En este caso, la ecuación para la segunda etapa responde a:

$$\epsilon_{cr} = \epsilon_0 + v_0.t \quad (6)$$

donde e_0 es la intercepción marcada en las Figuras 1 y 2, y v_0 es la tasa de “creep” viscoso. De la curva puede deducirse que se trata de la tasa mínima de “creep” (tmc). Se expresa en cm/cm/h, o más comúnmente en h^{-1}

La tasa mínima de “creep” aumenta con el incremento de la tensión. Esta variación se expresa comúnmente por:

$$V_0 = B \cdot \sigma^n \quad (7)$$

donde n (que es mayor que 1) y B son constantes. La tensión aplicada es σ .

1.10 - “CREEP” TERCIARIO.

Se trata del incremento de la tasa que precede a la fractura Weertman [86] considera que hay dos razones para este incremento:

1) si el ensayo tiene lugar bajo carga constante, la disminución de la sección transversal provoca el aumento de la tensión verdadera, lo cual a su vez incrementa la tasa de “creep” (ver ecuación 7). Este incremento pasa a menudo desapercibido hasta que se forma un cuello; a partir de este instante la tasa de “creep” aumenta rápidamente produciendo el “creep” terciario. Este tipo de “creep” terciario puede ser prevenido completamente manteniendo la tensión constante (en vez de la carga); en principio esto puede hacerse disminuyendo la carga en proporción directa a la reducción de área. En tal caso seguiría el “creep” secundario hasta la fractura, como se señala en la curva A (a trazos) de la Fig.1.2.

2) La otra causa de “creep” terciario es la acción térmica ya mencionada, la deformación por “creep” se acelera debido a la disminución de la capacidad del metal de producir “strain hardening”. No hay expresiones para el “creep” terciario.

1.11 – PROPIEDADES DE LOS METALES BAJO “CREEP”.

Las dos más importante son:

a) Resistencia al “creep”: las más altas tensiones que un material puede soportar durante un período especificado de tiempo sin deformación excesiva. También se lo denomina “límite de “creep””.

b) Resistencia a la rotura por “creep”: las más altas tensiones que un material puede soportar durante un período especificado de tiempo sin romper. También se le llama "resistencia a la rotura".

Como estas propiedades varían con la temperatura, la misma debe especificarse y mantenerse constante. Por ejemplo: la resistencia al “creep” requerida por un álabe de turbina de vapor puede ser aquella tensión que produzca 0,20% de “creep” en 100.000 hs. a 800°C.

La tensión mencionada en la precedente definición es generalmente la tensión inicial. Si está involucrada una carga constante, en tracción, la tensión final verdadera será un poco mayor que la tensión inicial.

El tiempo es de mayor interés en la determinación de la resistencia al “creep” o a la rotura por “creep” es la vida en servicio, medida en miles de horas (a veces también en años).

La deformación permitida es la deformación total, es decir, la instantánea más la deformación por “creep” (se mide en por ciento).

1.12 – PREDICCIÓN DE LA RESISTENCIA AL “CREEP”.

La Resistencia al “creep” es determinada experimentalmente en varias formas.

Uno de los procedimientos más simples consiste en ensayar simultáneamente varias probetas a la temperatura de servicio esperada, pero cada una bajo una tensión diferente. Se mide el tiempo requerido para producir la deformación permisible en cada probeta, y se traza una curva de Tensión vs. Tiempo, tal como muestra la Fig.1.3.

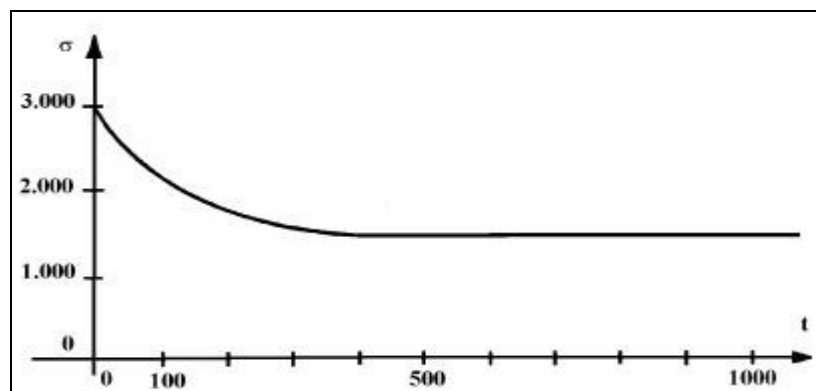


Fig. 1.3 Curva de tensión σ (MPa) vs tiempo t (h)

Estos tipos de ensayos se limitan usualmente a 1.000 hs. (Ocasionalmente son llevados a 10.000 hs). De los resultados alcanzados, puede tabularse las resistencias al “creep”, sobre la base de una cantidad especificada de deformación por “creep” para diversas temperaturas. La tabla siguiente enumera resistencias al “creep” para 1% de extensión en 1000 horas, a tres temperaturas, para acero inoxidable Tipo 302 (austenítico); la tensión de fluencia a temperatura ambiente es usada para comparación.

Resistencia al “CREEP”	Temperatura °C	Tensión(MPa)
resistencia a la fluencia 0,2%	temperatura ambiente	0.28
resistencia al “creep” (1% en 1000 hs)	538	0.1250
resistencia al “creep” (1% en 1000 hs)	675	28
resistencia al “creep” (1% en 1000 hs)	815	7

Para datos de este tipo muchas veces los puntos caen cerca de la recta cuando dibujamos log tensión vs. log tiempo. La Fig. 1.2 muestra una familia típica de estas curvas. Se puede ver que la linealidad es sólo aproximada y por lo tanto las extrapolaciones son limitadas a un corto tiempo.

Cuando los tiempos o los datos disponibles de las pruebas se limitan a 1000 horas, las propiedades del “creep” usadas en el diseño para tiempos más largos deben basarse en extrapolación. Lo obvio sería extender la curva de la Fig. 1.1 al tiempo requerido. Puesto que es más fácil extender una curva si ella es recta, un intento es hacer el dibujo de los datos semejante a una recta o aproximadamente. Para obtener este tipo de datos, se encuentra frecuentemente que los puntos caen cerca de líneas rectas cuando las curvas son dibujadas en gráficos logarítmicos de Tensión (σ) vs. Tiempo (t). Puede verse en la Fig. 1.4 que la linealidad es solo aproximada, y por lo tanto deben limitarse a tiempos cortos.

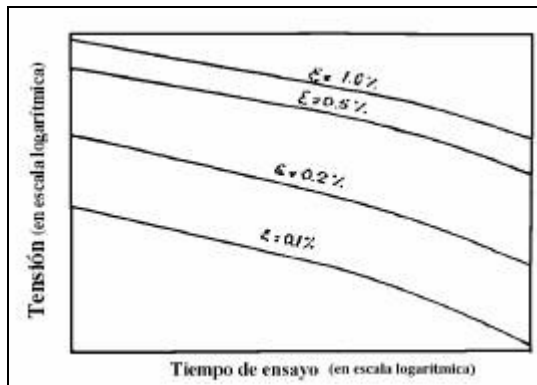


Fig. 1.4 Gráficos logarítmicos de Tensión (σ) vs. Tiempo (t)

Debe aclararse que el uso de una escala logarítmica de tiempos en gráficos del tipo de la Fig. 1.4 puede inducir errores nocivos. La extrapolación más allá del tiempo de ensayo pareciera ser una extrapolación pequeña, pero por el contrario, realmente extiende el tiempo en *diez veces el tiempo mas largo*. Los efectos de la acción térmica y cambios estructurales en el material pueden inducir errores desastrosos en largas extrapolaciones.

Otro método que tiene alguna fundamentación teórica, está basado en la velocidad de “creep” y en la ecuación:

$$\epsilon_{cr} = \epsilon_0 + v_0 \cdot t \quad (8)$$

Si se asume que la ecuación (8) se cumple, la deformación permitida, ϵ_1 , y la vida en servicio, t_1 , pueden ser combinadas para dar una velocidad de “creep” mínima aceptable,

$$v_0 = \epsilon_1 / t_1 \quad (9)$$

Una curva de v_0 como función de la tensión puede ser establecida a partir de una serie de ensayo (“creep”-tiempo), a la temperatura de trabajo esperada. Cada ensayo se efectúa a diferentes tensiones y es continuado hasta que la velocidad de “creep” mínima parezca estar bien establecida. Una familia de curvas “creep”-tiempo para diferentes tensiones, a temperatura constante. En cada curva la menor pendiente se toma como una medida de v_0 y se grafica en relación con la correspondiente tensión.

Para obtener una recta se usa la ecuación (7) ($v_0 = B \cdot \sigma^n$, con $n > 1$), y se dibuja $\log v_0$ vs. $\log \sigma$.

Para el uso de este tipo de curvas dividimos la deformación total aceptable (ϵ_1) por la vida en servicio (t_1), obteniendo la velocidad de “creep” aceptable (v_0). Entrando

en el gráfico con este valor de v_0 , determinamos la resistencia al “creep” como la tensión correspondiente. Si la vida en servicio es más corta que la duración del ensayo usado para la construcción del gráfico, no se necesita la extrapolación. Sin embargo, hay alguna extrapolación en la ecuación (9), ya que no incluye la deformación instantánea ni la deformación transitoria, mientras que ϵ_1 incluye a ambas. Dado que ni la deformación instantánea ni la transitoria pueden ser conocidas hasta que la tensión aceptable es encontrada ellas no pueden ser restadas de ϵ_1 . Los errores por esta causa son pocos importantes para tiempos de 1000 hs. o más.

La extrapolación para tiempos mayores utilizando este método están basadas en la linealidad de la segunda etapa de la curva de “creep”-tiempo. Para tiempos largos esta linealidad puede ser seriamente afectada por cambios estructurales en el material y por la acción térmica. Consecuentemente estas extrapolaciones deben limitarse a tiempos comparativamente cortos.

En la práctica común se asume, en base a la ecuac. (9), que la deformación total después de $n \times 1000$ hs es n veces la deformación después de 1000 horas.

El método se extiende entonces a cualquier longitud de tiempo. Esta práctica es justificable únicamente cuando están involucradas bajas velocidades de “creep” y cuando se dispone de información complementaria sobre el material.

1.13 – PREDICCIÓN DE LA RESISTENCIA A LA ROTURA POR “CREEP”.

La tensión requerida para producir la rotura luego de un cierto tiempo se encuentra de manera casi idéntica al primer método planteado para determinar la resistencia al “creep”. Distintas probetas son ensayadas simultáneamente a la temperatura de trabajo esperada, cada una bajo una tensión diferente. El tiempo antes de la rotura es anotado para cada probeta y se grafica en función de la tensión correspondiente. Un diagrama aproximadamente lineal puede ser obtenido dibujando $\log \sigma$ vs. $\log t$, sin embargo datos a prolongados tiempos de ensayo comúnmente muestran una definitiva curvatura descendente. La resistencia a la rotura por “creep” para una determinada vida en servicio puede ser encontrada en este tipo de gráficos por interpolación. Las tensiones de trabajo son luego decididas aplicando un factor de seguridad, n .

Si la vida de servicio es más larga que alguno de los tiempos de ensayo usados en la construcción del gráfico es necesario extrapolar. Por la curvatura descendente, la extrapolación debe limitarse a tiempos comparativamente cortos. En la práctica común las curvas de rotura por “creep” son extrapoladas para vidas en servicio de 10 o más veces la longitud del período de ensayo. Esta práctica puede ser muy peligrosa y debería seguirse únicamente cuando hay datos suplementarios disponibles y mucha experiencia sobre el comportamiento del “creep”

1.14 – MÉTODO PARAMÉTRICO.

Puesto que ninguno de los tres métodos descritos hasta aquí han podido cimentar en forma aceptable la extrapolación para largos tiempos, es necesario que nuevos métodos completen este propósito. Distintos métodos fueron desarrollados desde 1950.

Todos tienen como idea central que el “creep” puede ser acelerado con el incremento de la temperatura de ensayo (ver Ecuac.1 de Monkman [60]). Una importante ventaja es que la acción térmica es incrementada. El “creep” también puede ser incrementado aumentando la tensión, como en el primer y tercer método vistos anteriormente. El incremento de la tensión sin embargo, no afecta la acción térmica. Incrementando la temperatura en el ensayo se incrementa la velocidad a la cual la acción térmica total actúa; esto permite que en un ensayo de corto tiempo se pueda aproximar a lo que ocurriría durante la vida en servicio. Esto nos da una base más confiable para la extrapolación.

En los nuevos métodos, por consiguiente la deformación total permisible, o la rotura, son impuestas dentro del tiempo de ensayo, usando una temperatura mayor que la de trabajo. El tiempo requerido a alta temperatura es luego convertido al tiempo correspondiente de la temperatura de trabajo mediante parámetros tiempo-temperatura como describiremos más adelante.

Estos nuevos métodos son usualmente llamados “métodos paramétricos”.

Ellos tienen base en parte teórica y en parte empírica. La parte teórica está basada en una modificación de la ecuación de Monkman [60].

Asumiendo que el “creep” es un proceso gobernado por la ecuación de Monkman[60], como lo expresa la ecuación (1)

$$\Phi = A e^{-E_a / K T} \quad (1)$$

el tiempo requerido para producir una deformación determinada, o rotura puede ser expresado como:

$$t = G e^{-E_a / K T} \quad (10)$$

donde E_a , K y T tiene los mismos significados que en la Ecuac. (1) y G es una constante relacionada con A . (Si el proceso es el “creep” a rotura, el tiempo t pasa a ser t_r).

Tomando logaritmo en base 10 a ambos lados de la Ecuac. (10), tenemos:

$$\log t = \log G + M \cdot E_a / k T \quad (11)$$

$$\text{donde } M = \log e = 0.4343$$

Si asumimos que E_a y G son solo función de la tensión, esta ecuación es lineal en $\log t$ y $1/T$ para cualquier tensión dada. La Figura 1.5 muestra estas curvas dibujadas.

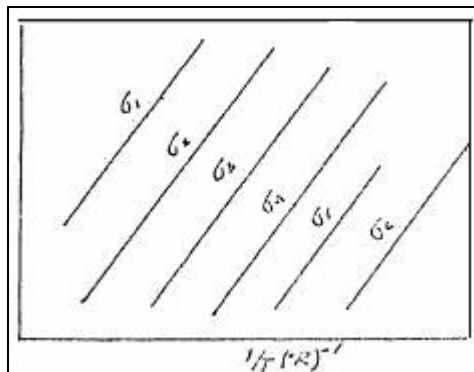


Fig. 1.5 Gráfico de $\log t$ vs $1/T$ para cualquier tensión dada.

Las curvas obtenidas al graficar $\log t_r$ vs $1/T$ a diferentes tensiones para la alta temperatura dada [70], son todas aproximadamente lineales. Para una línea cualquiera la ecuación (11) es del tipo

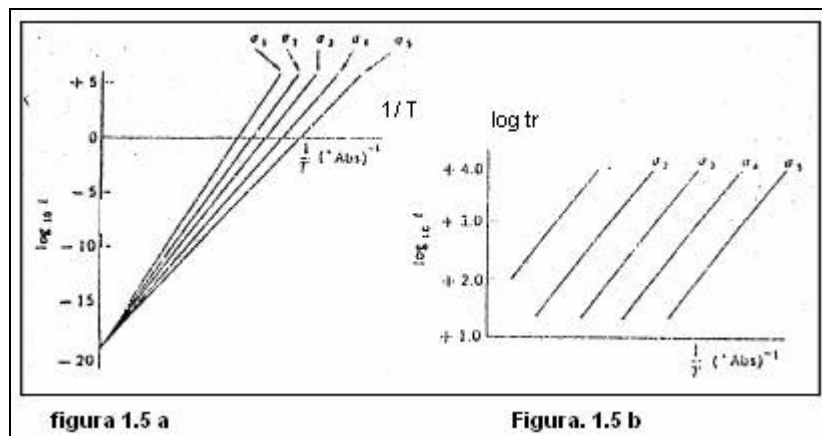
$$y = b + m \cdot x \quad (12)$$

$$\text{donde: } b = \log G \text{ y } m = M \cdot E_a / k \cdot x = 1/T$$

Consecuentemente G está relacionada con la intersección con el eje de abscisas, y E_a por la pendiente de la recta. Las características de esta familia de rectas son determinadas por la manera en la cual G y E_a varían con la tensión.

Tres posibilidades se presentan:

- a) Si G es constante y sólo varía Ea con la tensión, las líneas interceptan al eje log t en un solo punto (Fig. 1.5a)
- b) Si Ea es constante mientras G varía con la tensión, resulta una familia de rectas paralelas, con una pendiente igual a M.Ea/k (Fig. 1.5b)
- c) Si G y Ea son variables con la tensión tenemos curvas no paralelas y que no convergen a un punto común.



1.15 - MÉTODO PARAMÉTRICO DE LARSON- MILLER.

Este método está basado en la primera posibilidad (G constante). Estudiando datos experimentales de rotura por “creep”, Larson y Miller concluyeron que las líneas que representan la ecuación (11) convergen a un punto común sobre el eje log t. Esta evidencia indica que Ea varía con la tensión, pero G no. Consecuentemente log G es considerado como constante. Si consideramos:

$\log G = -C$ y $M \cdot Ea/k = m$ (función de la tensión)

La ecuación (11) queda:

$$\log t + C = m (1/T) \quad (13)$$

El valor de C puede ser determinado para un material dado de un gráfico como el de la Fig. 1.5a..Para varias aleaciones ferrosas diferentes a alta temperatura, se ha encontrado que C oscila entre 15y 30 (para la aleación en la Figura 5, C=17.5). Dado que m es función de la tensión, la ecuación (13) puede ser escrita:

$$T (\log t + C) = m \quad \text{ó} \quad P_1 = f_1 (\sigma)$$

donde $P_1 = T (\log t + C)$ es el parámetro de Larson-Miller y $m = f_1(\sigma) = M Ea/k$.

De este modo si P_1 es evaluado para una variedad de pares de valores de t y T y se grafica ver sus correspondiente tensión observada, resulta una curva única para un material dado. Tal curva es llamada "curva master" y se ilustra en la Fig. 1.6. Aquí C es obtenido de la Fig. 1.5a por prolongación de las rectas hasta el eje $\log t$ y usando los promedios de intersección.

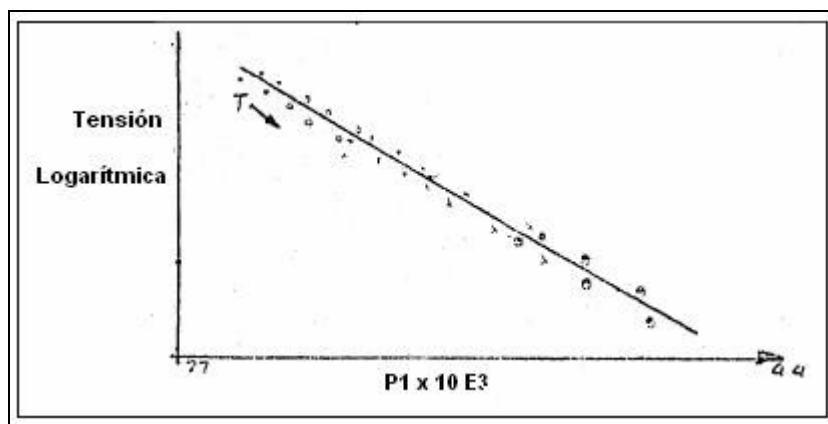


Fig. 1.6 Curva master de Larson-Miller.

El parámetro P_1 tiene igual valor para una infinita combinación de t y T , recorriendo desde el corto tiempo y altas temperaturas, que representan las condiciones de ensayo, hasta los largos tiempos y bajas temperaturas que representan las condiciones de servicio. La parte de la curva master construida a partir de los resultados de ensayo puede ser utilizada para obtener la tensión de diseño para largos tiempos de servicio.

Un único valor promedio de C es frecuentemente usado para diferentes aleaciones para altas temperaturas. Este procedimiento hace posible el uso de la misma escala para P_1 , para todas las curvas master, de este modo pueden ser dibujadas en un mismo gráfico. Si el valor real de C para cada aleación está cerca de este valor promedio, este procedimiento puede ser justificado por la pequeña cantidad de trabajo involucrado y la comparación directa posible entre aleaciones. El valor promedio comúnmente usado es $C = 20$. Se ha demostrado sin embargo que resultados apreciablemente más precisos se obtienen cuando se utiliza el valor correcto de C para cada material.

1.16 - METODO PARAMETRICO DE SHERBY – DORN.

Otro método con base en la Ecuac. (11) fue creado por Sherby y Dorn [29,76]

Experimentalmente estos investigadores obtuvieron que E_a es esencialmente constante para un material dado y que G varía con la tensión.

Esta situación nos coloca dentro de la segunda categoría, donde las curvas $\log t$ vs. $1/T$ son paralelas. Si reemplazamos $M.E_a/k = \alpha$ y $\log G = \Phi$ (función de σ) la ecuación (11) puede ser escrita:

$$\log t - \alpha / T = \Phi \quad (14)$$

Esta ecuación muestra que $P_2 = (\log t - \alpha/T)$ es el parámetro de Sherby-Dorn [41,29] y $f_2(\sigma) = \Phi$

La constante α se determina para un material dado a partir de la pendiente común de las curvas (Fig. 1.5b). La curva master representada por la ecuación (14) se muestra en al Fig. 1.7 para los datos obtenidos de la Fig. 1.5. El valor de α es la pendiente promedio entre todas las pendientes de las líneas de la figura 1.5b.

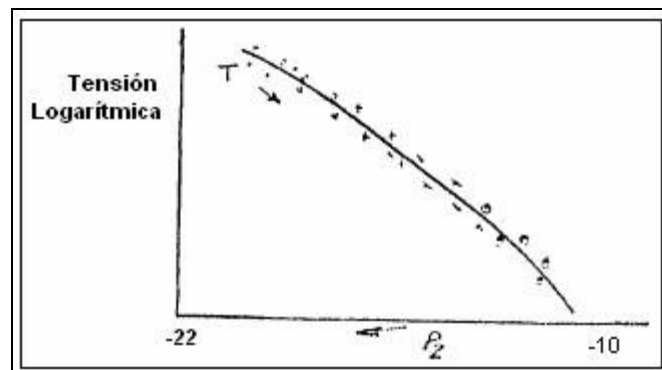


Fig. 1.7 Constante α para un material dado, a partir de la fig. 1.6b.

1.17 – MÉTODO PARAMÉTRICO DE MANSON-HAFERD.

Un prometedor nuevo método es el de Manson y Haferd, que se ha desarrollado sobre una base enteramente empírica. Estos investigadores observaron que los gráficos de $\log t$ vs. $1/T$ no son perfectamente lineales. Por consiguiente ensayaron otros métodos, graficando t vs. T encontraron que $\log t$ vs. T da una curva más lineal.

Además, para el mismo material y distintas tensiones esas líneas convergen a un punto común en el gráfico. La familia de rectas de este tipo pueden ser representada por la ecuación:

$$T - T_a = S (\log t - \log t_a)$$

donde: S es la pendiente (una función de la tensión), T_a y $\log t_a$ son las coordenadas del punto de convergencia. La Figura 1.8 muestra los datos de Fig. 5 graficados según esta nueva ecuación.

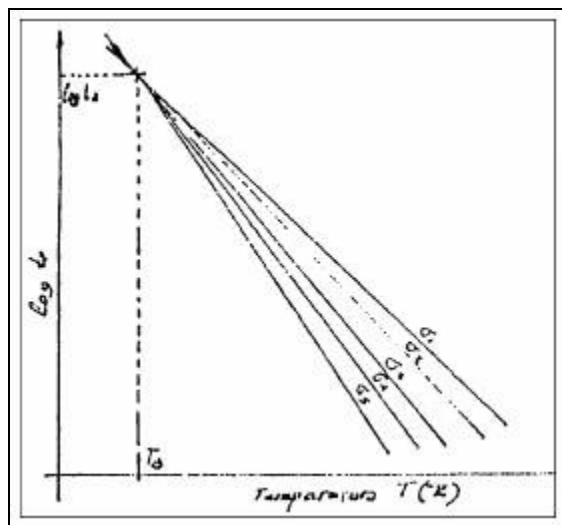


Fig. 1.8 Gráfico de $\log t$ vs. T que responde a la nueva ecuación.

Para estas observaciones Manson y Haferd propusieron el siguiente parámetro:

$$P_3 = T - T_a / \log t - \log t_a = f_3(\sigma)$$

Este parámetro es comúnmente llamado “parámetro lineal” porque está basado en una relación lineal entre $\log t$ y T para la tensión dada. La Figura 1.9 es la curva master de Manson Haferd para la misma aleación de los ejemplos anteriores.

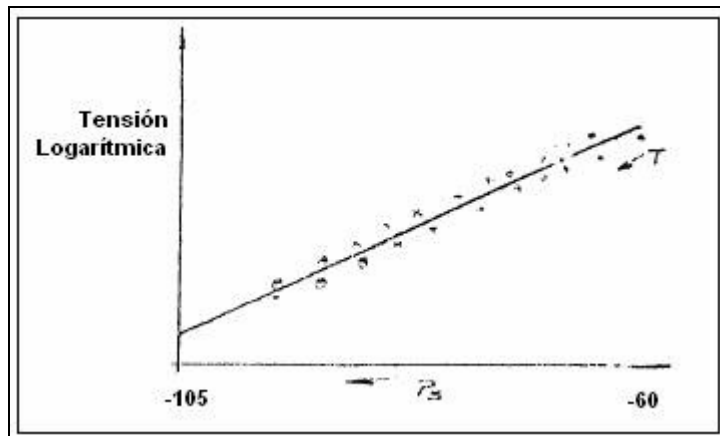


Fig. 1.9 Curva master de Manson Haferd.

Haciendo un análisis estadístico de los datos para una determinada aleación, el parámetro lineal de Manson-Haferd se encontró que da una predicción más precisa que los otros dos métodos. Sin embargo, el método de Manson-Haferd posee cierta desventaja en la determinación de las constantes $\log t_a$ y T_a . A causa de la larga extrapolación de las líneas casi paralelas que representan $\log t$ vs. T , la localización exacta del punto de convergencia es incierta. Distintos investigadores difieren en los valores de las coordenadas del punto, dando diferentes parámetros para un mismo material. Sin embargo, si se ensaya un gran número de probetas, el error por esta causa parece ser pequeño.

Estos métodos también pueden usarse para predecir la resistencia al “creep”, cuando t es un tiempo para una deformación permisible. Dado que el tiempo involucrado es menor que el tiempo de rotura, el “creep” terciario generalmente no se incluye. Consecuentemente algunas diferencias en la performance de los tres métodos pueden esperarse al compararlos con su performance en la predicción de la resistencia a la rotura por “creep”. Los insuficientes datos disponibles no contribuyen para efectuar una cuidadosa comparación de los métodos para este propósito.

Varias limitaciones deben ser tenidas en cuenta al usar cualquiera de los métodos paramétricos para predecir propiedades de “creep”. Primero, el hecho que ninguno de los métodos de dibujo del gráfico t vs. T brinda líneas perfectamente rectas, por lo tanto deja algunas dudas sobre la total validez de cualquiera de los métodos. Ciertamente los diferentes métodos dan resultados conflictivos. Sin embargo, los errores actuales son

menores que los de los métodos más viejos, donde era necesario extrapolar para largos tiempos.

Una limitación más seria en muchos casos es la necesidad de usar temperaturas de ensayo más altas que la temperatura de trabajo. Si la temperatura de trabajo es alta (por ejemplo, cerca del rango de transformación), puede ser imposible excederla sin introducir otros efectos que el simple “creep”.

En estos casos, los valores del parámetro correspondiente a largos tiempos no pueden obtenerse por el uso de temperaturas más altas y es necesario extrapolar la curva master. Estas extrapolaciones no son mucho mejores que aquellas de los viejos métodos, cuando están involucradas los mismos períodos de tiempo.

1.18 – MÉTODOS EXPERIMENTALES.

Los ensayos de “creep” requieren la medición de cuatro variables: **tensión, deformación, temperatura y tiempo**. La tensión es aplicada por una máquina de ensayo que aplica tanto carga constante como tensión constante.

Usualmente el ensayo se realiza bajo carga constante, lo que sólo requiere la aplicación de un peso en forma directa o indirecta, por medio de brazos de palanca a fin de multiplicar la magnitud aplicada. A las precauciones generales de los ensayos de tracción, deberán agregarse algunas generales, tales como la eliminación de la excentricidad, etc. Usualmente se usan las mismas probetas, pero generalmente con extremos prolongados a fin de disponer en un hueco para termocuplas para la medición de la temperatura. Las deformaciones deben medirse con mucha exactitud en los ensayos de “creep”[42]. Pueden determinarse por medio de dos telescopios móviles que enfocan dos marcas calibradas previamente. A veces se ensayan las probetas no en aire, sino en sal, metal líquido y otros tipos de baños, al vacío, etc. La prueba comprende las siguientes fases:

- a) Calentamiento gradual de la probeta, hasta alcanzar en unas tres horas la temperatura fijada.
- b) Permanencia de la probeta a dicha temperatura durante el tiempo prefijado.
- c) Aplicación de la carga constante de tracción.
- d) Medición de la fluencia.

CAPITULO II: MATERIALES Y METODOS.

2.1- Material

Se usaron secciones (de 150 mm de longitud) retiradas de una tubería de la línea de salida de una caldera de vapor. Esta línea de vapor estuvo en funcionamiento durante aproximadamente 20 años a la temperatura de 480 °C.

La composición química del material de la tubería (con 300 mm de diámetro y 12 mm de espesor de pared) se corresponde a la del acero 1,25Cr0,5Mo clasificado como SA335 Grado P11, según la norma ASTM A387-79b [9].

2.2 - SECUENCIA EXPERIMENTAL.

Las secciones de la referida tubería fueron soldadas y sometidas a tratamiento térmico posterior, de manera similar al procedimiento de reparación por soldadura realizada en condiciones industriales. Así, quedaron establecidas tres condiciones de ensayo:

- Material Envejecido en Servicio (MES). Se refiere al material directamente retirado de la tubería.
- Junta Soldada del Material Envejecido en Servicio (JSMES). Se refiere a las regiones que, durante la reparación, sufren el efecto de los ciclos térmicos de la soldadura y del tratamiento posterior (MS-metal de soldadura y ZTA–zona térmicamente afectada) y al metal base aledaño, que solamente es afectado por el ciclo térmico del tratamiento térmico posterior.
- Material Envejecido en Servicio y Tratado Térmicamente (MESTT). Se refiere a la región afectada solamente por el tratamiento térmico posterior a la soldadura.

2.3 - PROCEDIMIENTO DE SOLDADURA Y TRATAMIENTO POSTERIOR.

Para simular el proceso de reparación realizado en condiciones industriales, fue utilizada la Especificación de Procedimiento de Soldadura (EPS) aplicada en la industria. De acuerdo con esta especificación, la preparación de borde fue del tipo V (ángulo 70°) con nariz (altura 1,5 mm). En la soldadura de la raíz se usó TIG, con polaridad negativa corriente continua (entre 100 y 110 A en la capa inicial y entre 120 y

140 A en las siguientes), la tensión entre 10 y 12 V y la velocidad de soldadura entre 60 y 80 mm/min. El electrodo usado fue AWS-ER-80S-B2 con diámetro de 2,4 y 3,2 mm.

En las capas siguientes se usó electrodo revestido, tipo AWS E-8018-B2, con diámetro de 2,5, 3,25 y 4,00 mm polaridad positiva corriente continua entre 90 y 110 A, 120 y 130 A y 150 y 160 A (receptivamente para cada diámetro del electrodo). La tensión varió entre 20 y 25 V y la velocidad de soldadura entre 160 y 200 mm/min.

Se aplicó precalentamiento a 200 °C, con temperatura entre pasadas de 300 °C. El tratamiento térmico posterior a la soldadura se realizó en el horno mufla marca EDG FI-IS/5P, con velocidad de calentamiento de 200 °C /h y duración de 1,5 h a 700 °C.

2.4 - ENSAYO DE TERMOFLUENCIA.

Los ensayos de termofluencia (con carga constante), se emplearon 5 máquinas del tipo STM (modelo MF-1000) las cuales permiten la ejecución de los ensayos de acuerdo con la norma ASTM E-139 [9].

En cada caso, fue seleccionada una matriz de ensayo de manera que garantizara el tiempo de rotura variando entre 10 y 10.000 h, con valores mínimos de la tensión nominal y de la temperatura próximos de las condiciones de servicio (480 °C y 94 MPa), Fueron utilizados cuerpos de prueba del tipo cilíndrico con diámetro de 6 mm y una longitud útil de 36 mm en el caso de la condición JSMES se agregó la longitud correspondiente al cordón de soldadura) lográndose un cuerpo de prueba compuesto de las regiones MS, ZTA y MB, en la dirección transversal a la soldadura. Cada ensayo, durante su realización, tuvo registro sistemático de la deformación con el tiempo.

2.5- PROCESAMIENTO ESTADISTICO DE LOS RESULTADOS.

El procesamiento estadístico se realizó verificando los modelos de acuerdo con Viswanathan [85], que fueron:

$$\epsilon_{min} = A_1 \sigma^{n_1} \exp(-Q_1/T) \dots\dots (2.1)$$

$$t_r = A_2 \sigma^{n_2} \exp(-Q_2/T) \dots\dots (2.2)$$

donde: $\dot{\epsilon}_{min}$ – velocidad mínima de deformación (h^{-1}), t_r – tiempo de ruptura (h), σ - tensión nominal (MPa), T – temperatura (K), A_i , n_i , Q_i e q_i – coeficientes de los modelos (constantes).

En el modelado estadístico se aplicó el análisis de regresión lineal múltiple, después la transformación logarítmica de los modelos. Mediante el método de los mínimos cuadrados, fueron determinados los coeficientes de los modelos. Los correspondientes cálculos fueron realizados con el programa de computación “Microcal Origin 5.0”.

La evaluación de los coeficientes obtenidos se basó en el análisis varianza a un nivel de significación del 95%. Se aplicó un estimador externo del error experimental, a partir de los resultados de Cinthio [20], que fueron obtenidos en condiciones similares al presente trabajo, con tres replicas para cada condición del ensayo; los valores utilizados, calculados de acuerdo con Benício de Barros y colaboradores [79], fueron: 0,021 con 8 grados de libertad - para la velocidad mínima de deformación - y 0,006 con 6 grados de libertad – para el tiempo de ruptura.

CAPITULO III: RESULTADOS Y DISCUSIÓN.

Los resultados de los ensayos de termofluencia se estructuraron en dos grupos.

Dentro del primer grupo están los valores de las variables respuestas fundamentales (el tiempo de ruptura - t_r , y la velocidad mínima de deformación - ϵ_{min}), asociadas a cada par de variables de control: la tensión nominal (σ) y la temperatura (T) (Tablas 3.1, 3.2 y 3.3).

El segundo grupo contiene los resultados del análisis de la influencia de las variables de control en cada una de las respuestas y los resultados del análisis estadístico, que establece la dependencia funcional entre las respuestas t_r - ϵ_{min} y las variables de control.

Tabla 3.1 – Resultados primarios del ensayo de termofluencia de la condición MES.

muestra	σ (MPa)	T (°C)	ϵ_{min} (h ⁻¹)	t_r (h)
N-8	100	600	1,03E-3	148,1
S-2	100	575	1,069E-4	1616,55
S-2	100	575	4,38E-5	x
S-9	100	550	1,321E-5	9689,1
S-9	100	550	2,704E-6	x
N-5	100	525	6,348E-7	2205*
N-4	125	600	0,00379	45,55
0	125	575	3,59E-4	235,25
N-6	125	550	2,2525E-5	1990,6
S-5	125	525	1,8777E-6	2251,5*
N-9	150	600	9,41E-3	21,8
N-3	150	575	8,54E-4	141,15
S-3	150	550	5,506E-5	1122,95
N-2	150	525	4,167E-6	2236,7*

Nota: * - ensayos paralizados antes de ocurrir la ruptura.

Tabla 3.2 - Resultados primarios del ensayo de termofluencia de la condición MESTT.

muestra	σ (MPa)	T (°C)	ε_{min} (h ⁻¹)	t _r (h)
1	100	625	2,14E-3	68,35
5	100	610	7,408E-4	211,1
9	100	575	8,52E-5	1609,8
2	125	600	2,56E-3	69,85
7	125	575	5,14E-4	457,85
10	125	550	1,219E-4	1481,05
3	150	600	1,099E-2	18,3
6	150	575	1,66E-3	95,1
11	150	550	3,4E-4	510,25
4	175	575	5,85E-3	31,6

Tabla 3.3 - Resultados primarios del ensayo de termofluencia de la condición JSMES.

muestra	σ (MPa)	T (°C)	ε_{min} (h ⁻¹)	t _r (h)
5	100	600	4,402E-4	264,6
9	100	575	1,013E-4	885,1
2	125	600	1,74E-3	76,6
7	125	575	2,748E-4	375,1
3	150	600	1,285E-2	15,8
11	150	550	1,711E-4	613,9
4	175	575	4,38E-3	31,5
8	175	550	4,866E-4	178,9

(La ruptura en todas las muestras ocurrió fuera de la soldadura)

Del punto de vista estadístico, los resultados de los ensayos de termofluencia permiten considerar que en todas las curvas existe un período de tiempo donde la deformación ocurre con velocidad aproximadamente constante. Según Campanelli [14], este tipo de consideración debe tratarse con prudencia debido a que del punto de vista teórico no existen suficientes fundamentos que justifiquen esta conducta indicando que la misma depende del nivel de resolución del equipo usado en la medición de la

deformación. Sin embargo, como explica Dietter [26], esta consideración es válida cuando es debidamente tratada.

Como indicadores de la resistencia a la termofluencia fueron considerados la velocidad mínima de deformación y el tiempo de ruptura. En las tres condiciones comparadas (MES, MESTT y JSMES) se observó un incremento de la velocidad mínima de deformación con el aumento de la temperatura y de la tensión. En el caso del tiempo de ruptura se observó un efecto contrario.

Del punto de vista estadístico, los modelos obtenidos son funcionales. También se usaron con éxito modelos similares, por Parker y Parson [67], Liaw y colaboradores [54], Parker y Stratford [68], Viswanathan [82], Collins [22] y Clauss [21]. De acuerdo con Clauss [21], estos modelos estadísticos tienen un valor práctico significativo, cuando se trata de un análisis comparativo. Sin embargo, estos modelos pueden permitir hacer deducciones mecanicísticas de acuerdo con los autores antes referidos.

En términos comparativos, dependiendo del valor de la tensión nominal y de la temperatura de ensayo (Fig. 3.1 y 3.2), existe un cambio de comportamiento. Cuando se compara la condición MES con las condiciones MESTT y JSMES, esta transición se muestra respectivamente con líneas continuas, azules y rojas. En la región encima de la línea de la transición, para valores similares de la tensión y de la temperatura, la resistencia a la termofluencia de la condición MES es superior que en las condiciones JSMES y MESTT. Esta conducta cambia en la región abajo de esta línea.

De acuerdo con este resultado, el análisis del efecto de la reparación por soldadura en la resistencia a la termofluencia debe condicionarse a los valores específicos de la tensión y de la temperatura.

Cuando se compara la velocidad mínima de deformación de las condiciones JSMES y MESTT, se observa que, sobre la línea de la transición (línea continua verde en la Fig 3.1), para valores similares de la tensión nominal y de la temperatura, la condición JSMES presenta mayor resistencia a la termofluencia. En el caso del tiempo de ruptura la conducta es similar, aunque, con una diferencia más pequeña entre ambas condiciones (Fig. 3.2). Debajo de la línea de la transición la conducta es inversa.

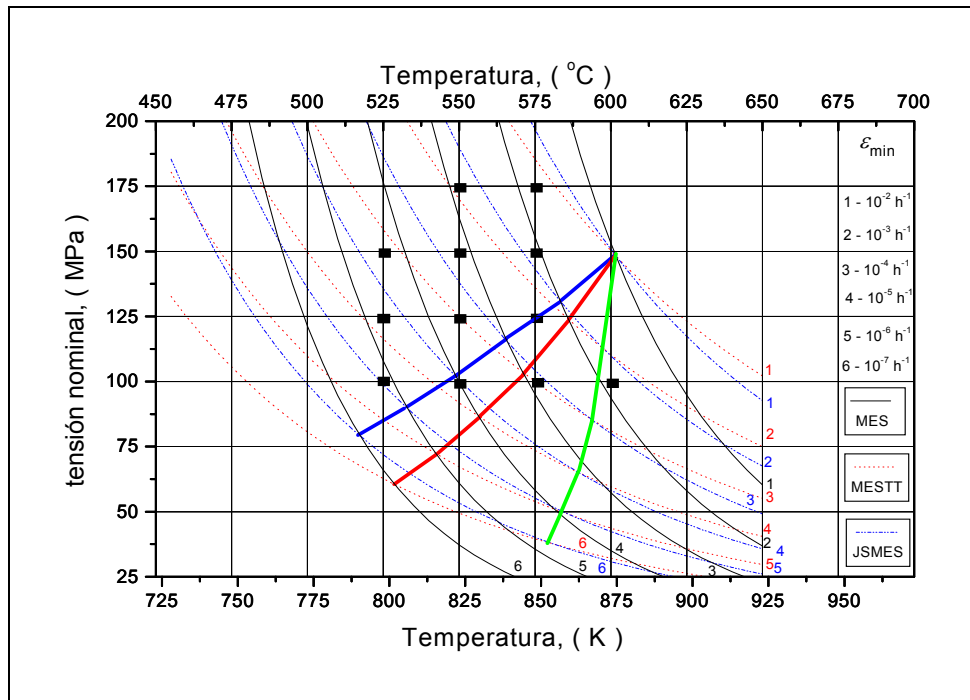


Figura 3.1 - Gráfico que muestra las curvas de niveles obtenidas con los modelos definidos por la ecuación 3.1.

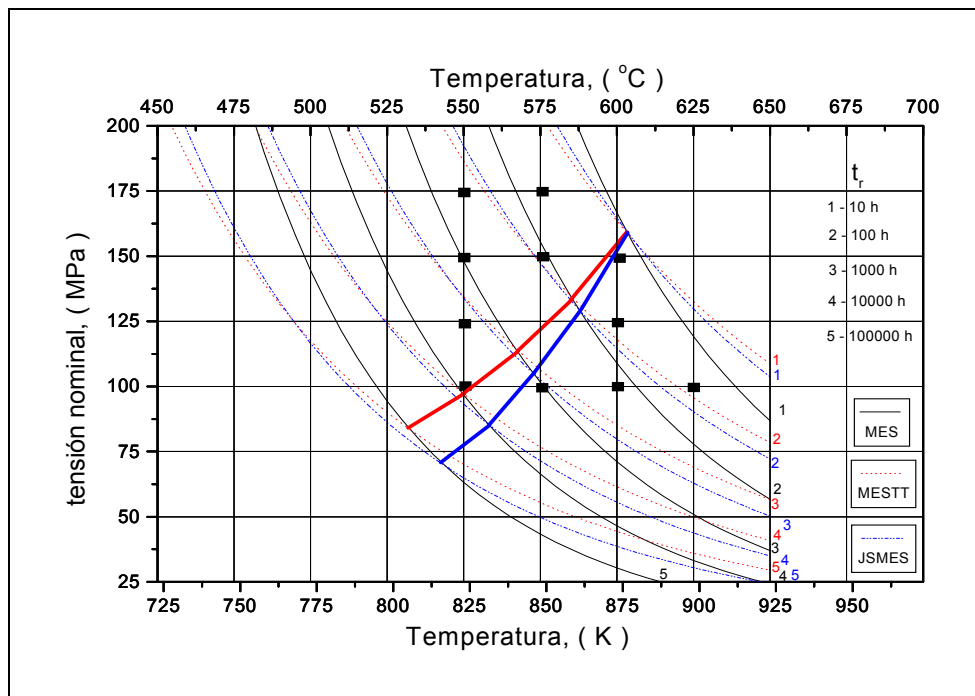


Figura 3.2 - Gráfico que muestra las curvas de niveles obtenidas con los modelos definidos por la ecuación 3.2.

De acuerdo con Laha y colaboradores [51], la resistencia a la termofluencia de una junta soldada, depende de la conducta de cada una de las regiones que la componen, así como, de la razón entre longitud de regiones, con relación a la longitud útil del cuerpo de la prueba. Por eso, el análisis de la resistencia a la termofluencia de juntas soldadas no puede generalizarse.

Cualitativamente, el comportamiento de la condición JSMES es intermediario entre las condiciones MES y MESTT (línea punteada azul de las figuras 3.1 y 3.2). Con esta consideración, se hizo un análisis cuantitativo de los resultados, sólo para las condiciones extremas MES y MESTT. Este análisis se basó en la determinación de la razón de la velocidad mínima de deformación y del tiempo de ruptura de ambas condiciones.

La razón entre la velocidad mínima de deformación (y el tiempo de ruptura) de ambas condiciones fue determinado en función de los parámetros $P(\epsilon_{min\text{ MES/MESTT}})$ y $P(t_{r\text{ MES/MESTT}})$, incluyendo la tensión nominal y la temperatura, como indicado por las ecuaciones 3.3 y 3.4 y las figuras 3.3 y 3.4.

$$\epsilon_{min\text{MES}} / \epsilon_{min\text{ MESTT}} = 10^{17,91} \sigma^{-2,78} \exp(-23920/T) = 10^{17,91} P(\epsilon_{min\text{ MES/MESTT}}) \dots\dots(3.3)$$

$$t_{r\text{MES}} / t_{r\text{ MESTT}} = 10^{-8,84} \sigma^{1,65} \exp(10515/T) = 10^{-8,84} P(t_{r\text{ MES/MESTT}}) \dots\dots(3.4)$$

El parámetro $P(\varepsilon_{\min \text{ MES/MESTT}})$, en la región experimental, tuvo valores entre $2,6 \times 10^{-19}$ y $1,6 \times 10^{-18} \text{ [MPa}^{-2,78} \text{]}$. En este intervalo, la razón $\varepsilon_{\min \text{ MES}} / \varepsilon_{\min \text{ MESTT}}$ se encuentra entre 0,21 y 1,27; significando que, sobre la línea de la transición la velocidad mínima de deformación de la condición que MESTT es superior a la de la condición MES.

Sin embargo, el parámetro $P(\text{tr MES/MESTT})$, en el área experimental, tiene valores entre $6,1 \times 10^8$ y $1,05 \times 10^9 \text{ [MPa}^{1,65} \text{]}$. En este intervalo la razón $\text{tr}_{\text{MES}} / \text{tr}_{\text{MESTT}}$ varía entre 0,88 y 1,52.

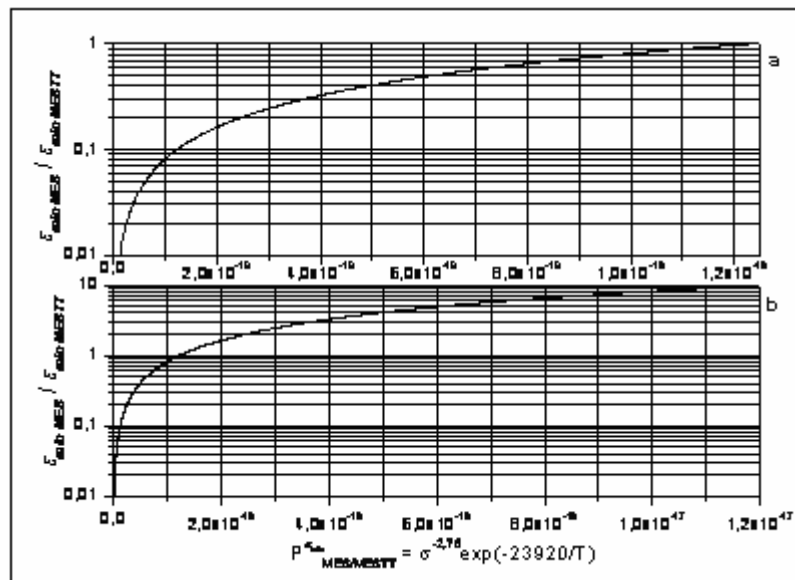


Figura 3.3 - Variación de la razón $\varepsilon_{\min \text{ MES}} / \varepsilon_{\min \text{ MESTT}}$.

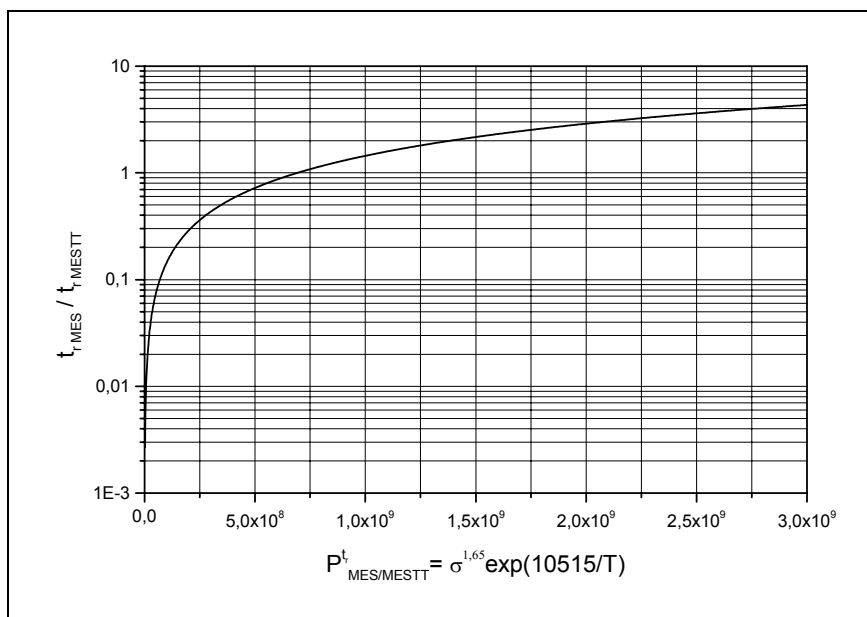


Figura 3.4 Variación de la razón tr_{MES} / tr_{MESTT} .

En la tabla 3.3 se da un resumen comparativo entre los valores de los coeficientes de los modelos obtenidos y los valores publicados por otros autores.

Tabla 3.3 – Resumen comparativo entre los valores de los coeficientes de los modelos obtenidos y los valores publicados por otros autores.

Sistema	Temperatura °C	Tensión nominal MPa	n_1	$8,2xQ_1$ KJ/mol	Referencia
acero CrMoV	550-600	40-200	4,9 7,8	320 405	[71]
acero 2,25Cr1Mo	566-677	55-150	9,4	337	[67]
Fe0,55V0,08C	470-540	108-139	2,7 9,5	304 620	[69]
acero 1,25Cr0,5Mo	510-620	70-445	4,1 ($n_2=3,9$) 10,7 ($n_2=9,3$)	420 367 670 581	[68]
acero 1,25Cr0,5Mo	560-600	80-160	7	396	[40]

Junta Soldada MS-2,25Cr1Mo MB 0,5Cr0,5Mo0,25V	630-680	35-82	4	370	[66]
acero 1,25Cr0,5Mo	525-600	100-150	4,9 ($n_2=5,4$)	580 470	condición MES
acero 1,25Cr0,5Mo	550-625	100-175	7,5 ($n_2=6,5$)	385 385	condición MESTT

En la mayoría de los trabajos referidos en la tabla 3.3 se observó un cambio de los valores de los coeficientes n y Q , dentro de la región experimental. De acuerdo con la interpretación dada por estos autores a los coeficientes n y Q , pueden usarse dos enfoques en la interpretación de los mismos. Por una parte éstos pueden asociarse con los mecanismos de deformación [54 y 33], y por otra los mismos pueden asociarse con el modo de deformación [68 y 69].

Liaw y colaboradores [54] y Foldyna y colaboradores [33], obtuvieron valores de Q próximos del valor de la energía de activación para la autodifusión del Fe y los asociaron con la velocidad de la deformación controlada por el mecanismo de deslizamiento complejo de las dislocaciones. Valores de Q próximos de 420 KJ/mol fueron asociados con la velocidad de la deformación controlada por el mecanismo de Orowan.

Según Collins [22] y Viswanahathan [82], valores de Q entre 600 y 700 KJ/mol y de n entre 9 y 9,5 indican que la velocidad de la deformación es controlada por el deslizamiento de los contornos de grano. Los valores de Q entre 300 y 400 KJ/mol y de n entre 3 y 4 indican que la velocidad de deformación es controlada por la deformación de la matriz.

La diversidad de valores de los coeficientes de Q y n encontrados en la literatura, así como, la divergencia de enfoques en su interpretación, dificulta la comparación e interpretación de los coeficientes obtenidos en las condiciones MES y MESTT. Sin embargo, una correspondencia satisfactoria se observa entre la condición MESTT y los resultados de Parker y Stratford [68].

La relación de Monkman Grant (ecuación 3.5), según Cane [16], es válida cuando el deslizamiento de los contornos de grano no tiene una contribución significativa en la

deformación total y la velocidad de la deformación es controlada por la deformación de la matriz. De acuerdo con este autor, esta relación es válida cuando la dependencia $\log(t_r) = f \log(\epsilon_{\min})$ es lineal, con coeficiente B igual a 1; en caso contrario la velocidad de la deformación es controlada por el deslizamiento de los contornos de grano.

$(\epsilon_{\min}) t_r = \text{constante}$; transformado en:

$$\log(t_r) = A + B \log(\epsilon_{\min}) \quad \dots(3.5)$$

De acuerdo con este punto de vista, se evaluó la validez de esta relación para las condiciones MES y MESTT, usando el método de regresión lineal simple con un nivel de significación de 95% (Tablas 3.4 y 3.5).

Tabla 3.4 - Resultados del análisis de regresión lineal simple, verificando la relación de Monkman Grant para la condición MES.

Parámetros del modelo	Valor	Error estándar	Valor calculado t-Student	Valor tabulado $ t_{(n-2,95\%)} $	Coeficiente de correlación
A	-0,1418	0,066	-2,14	2,447	0.998
B	-0,7476	0,017	-43		
Fuente de variación	Grados de libertad	Media cuadrática	valores de F calculado y tabulado	Falta de ajuste valores F calculado y tabulado	
Regresión	1	5,87	1846	0,53	
Residuos	7	0,00318	5,59	4,15	

Tabla 3.5 - Resultados del análisis de regresión lineal simple, verificando la relación de Monkman Grant para la condición MESTT.

Parámetros del modelo	Valor	Error estándar	Valor calculado t-Student	Valor tabulado $ t_{(n-2,95\%)} $	Coeficiente de correlación
A	-0,6768	0,103	-6,5	2,3	0.995

B	-0,9719	0,034	-28,8		
Fuente de variación	Grados de libertad	Media cuadrática	valores de F calculado y tabulado	Falta de ajuste valores F calculado y tabulado	
Regresión	1	4,057	830	0,81	
Resíduos	8	0,0049	5,32	4,15	

El valor del coeficiente B en la condición MESTT fue próximo de 1 ($B = 0,97 \pm 0,03$), indicando que la relación de Monkman Grant es válida. Por consiguiente, es considerado que la velocidad de la deformación es controlada por la deformación de la matriz. Sin embargo, para la condición MES esta relación no fue satisfecha (el valor del coeficiente B difiere significativamente de 1, $B = 0,75 \pm 0,02$). En este caso, es considerado que la velocidad de deformación es controlada por el deslizamiento de los contornos de grano.

De acuerdo con estos resultados, se concluye que, el tratamiento térmico posterior a la soldadura provoca un cambio en el mecanismo controlador de la deformación en termofluencia.

De acuerdo con este resultado, a la temperatura de servicio de la tubería analizada (480°C), según el código ASME [9] con tensión permisible de 93,8 MPa, los parámetros $P(\varepsilon_{\min \text{ MES/MESTT}})$ y $P(\text{tr}_{\text{MES/MESTT}})$ tienen valores de $0,45 \times 10^{-19}$ y $2,1 \times 10^9$, lo que permite inferir que en la condición MESTT es la de menor resistencia a la termofluencia.

En las tablas (3.6 hasta 3.11), son mostrados los resultados del análisis de regresión lineal múltiple aplicada a los datos de la condición (MES, JSMES, METT). De acuerdo con estos resultados, fueron logrados los modelos descritos por las ecuaciones 3.6 y 3.7. Según este análisis, los modelos son significativos con un nivel de 95 % de significancia estadística. Del punto de vista predictivo, los errores en las estimaciones hechas desde los modelos no sobrepasaron del 3 hasta el 7 % respectivamente.

$$\log (\varepsilon_{\min}) = 22,8 + 4,7\log (\sigma) - 30600/T \quad (3.6)$$

$$\log (t_r) = -15 - 5,4\log (\sigma) + 25000/T \quad (3.7)$$

Tabla 3.6 - Resultados del análisis de regresión lineal múltiple, para el tiempo de rotura verificando el modelo de la ecuación 3.7 para la condición MES.

Parámetros del modelo	Valor	Error Estándar	Valor calculado t-Student	Valor tabulado $ t_{(n-2,95\%)} $	Coefficiente de correlación
$\log(A_2)$	-14.8	2.25	-6.5	2.4	0.98154
n_2	-5,41	0,62	-8.67		
q_2	24453.2	1565.9	15.6		
Fuente de variación	Grado de libertad	Media cuadrática	Significancia estadística valores F calculado y tabulado	Falta de ajuste valores F calculado y tabulado	
Regresión	2	2,89	159.52	3.17	
Residuos	6	0,018	5,14	3.22	

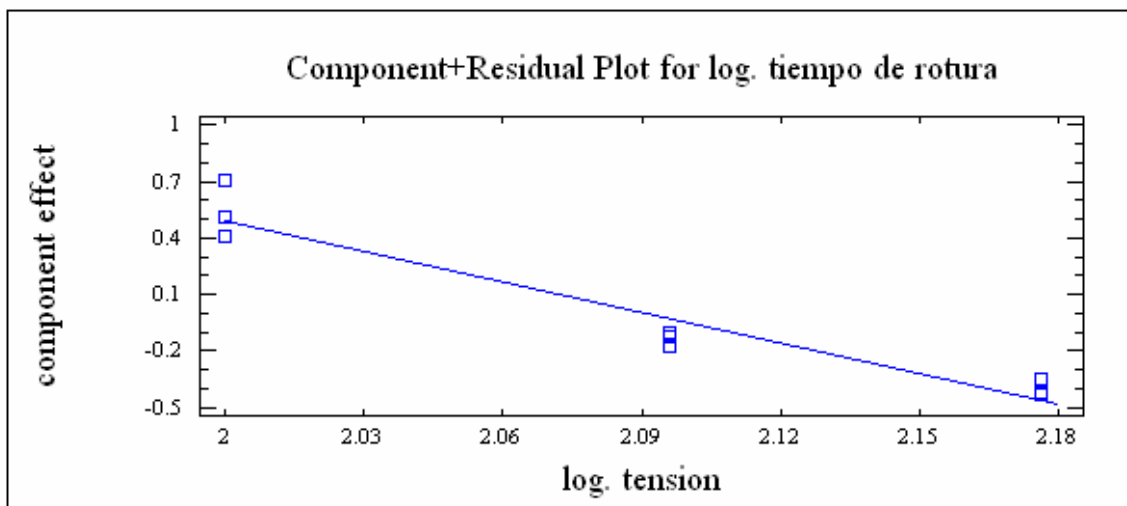


Tabla 3.7 - Resultados del análisis de regresión lineal múltiple, para la veloc.de deformación verificando el modelo de la ecuación 3.6 para la condición MES.

Parámetros del modelo	Valor	Error Estándar	Valor calculado t-Student	Valor tabulado $ t_{(n-2,95\%)} $	Coeficiente de correlación
$\log(A_2)$	22.7	0.87	26.08	2.92	
n_2	5.16	0.33	15.8		
q_2	-31588	678.9	-46.5		
Fuente de variación	Grado de libertad	Media cuadrática	Significancia estadística valores F calculado y tabulado	Falta de ajuste valores F calculado y tabulado	
Regresión	2	2.64	1082.88	0.0573	
Residuos	4	0,0024	5,29	3.48	

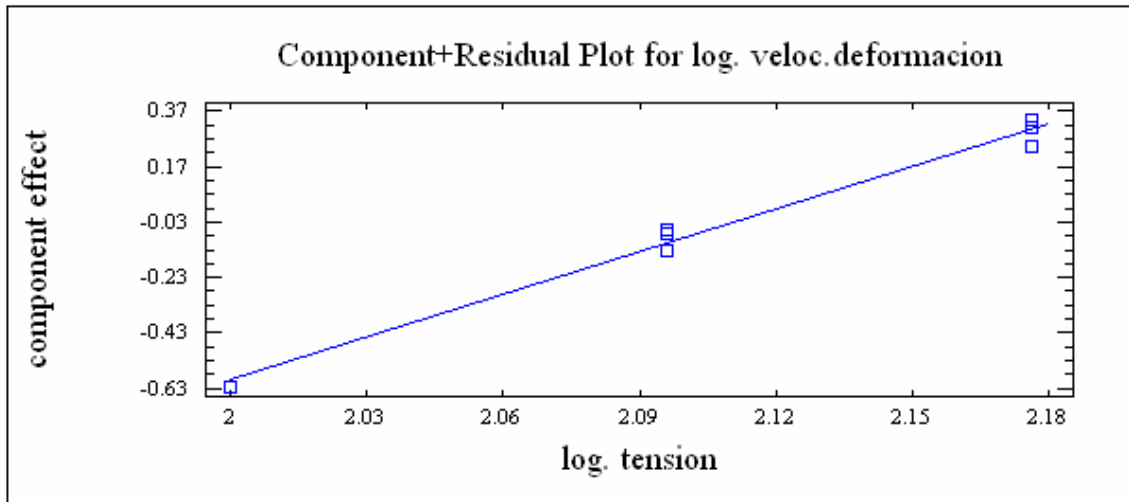


Tabla 3.8 - Resultados del análisis de regresión lineal múltiple, para el tiempo de rotura verificando el modelo de la ecuación 3.7 para la condición JSMES

Parámetros del modelo	Valor	Error Estándar	Valor calculado t-Student	Valor tabulado $ t_{(n-2,95\%)} $	Coeficiente de correlación
-----------------------	-------	----------------	---------------------------	-----------------------------------	----------------------------

log(A ₂)	-10.23	1.65	-6.18	2.324	0.981134
n ₂	-6.24	0.446	-13.99		
q ₂	21840	1595.34	13.68		
Fuente de variación	Grado de libertad	Media cuadrática	Significancia estadística valores F calculado y tabulado	Falta de ajuste valores F calculado y tabulado	
Regresión	2	1.31992	130.01	1.776	
Residuos	5	0.0101524	5,52	3.33	

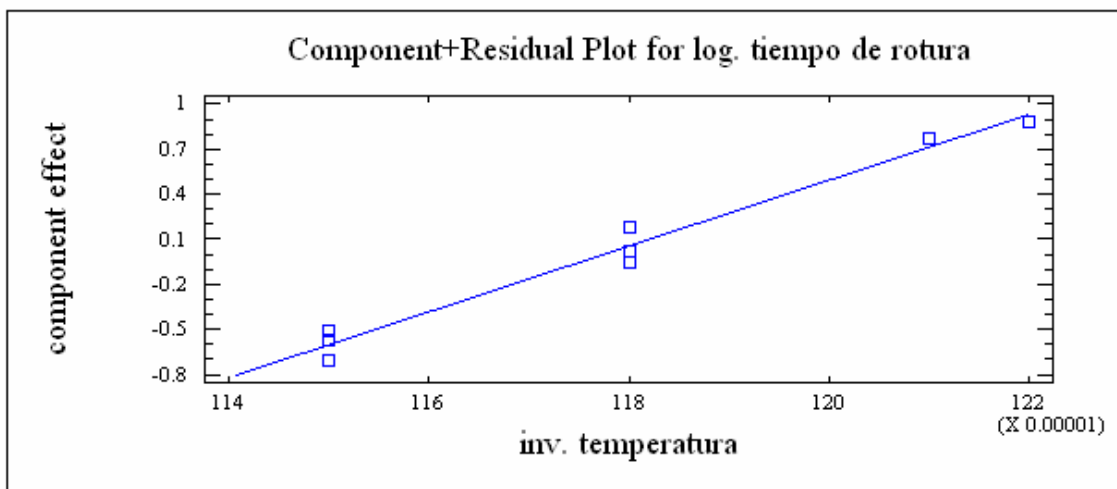


Tabla 3.9 - Resultados del análisis de regresión lineal múltiple, para la veloc.de deformación verificando el modelo de la ecuación 3.6 para la condición JSMES.

Parámetros del modelo	Valor	Error Estándar	Valor calculado t-Student	Valor tabulado $ t_{(n-2,95\%)} $	Coeficiente de correlación
log(A ₂)	12.5	2.54	4.91	1.834	0.9674
n ₂	7.07	0.68	10.31		
q ₂	-26062.2	2454.21	-10.62		

Fuente de variación	Grado de libertad	Media cuadrática	Significancia estadística valores F calculado y tabulado	Falta de ajuste valores F calculado y tabulado
Regresión	2	1.785	74.42	0.0564
Residuos	5	0,02398	5.52	3.33

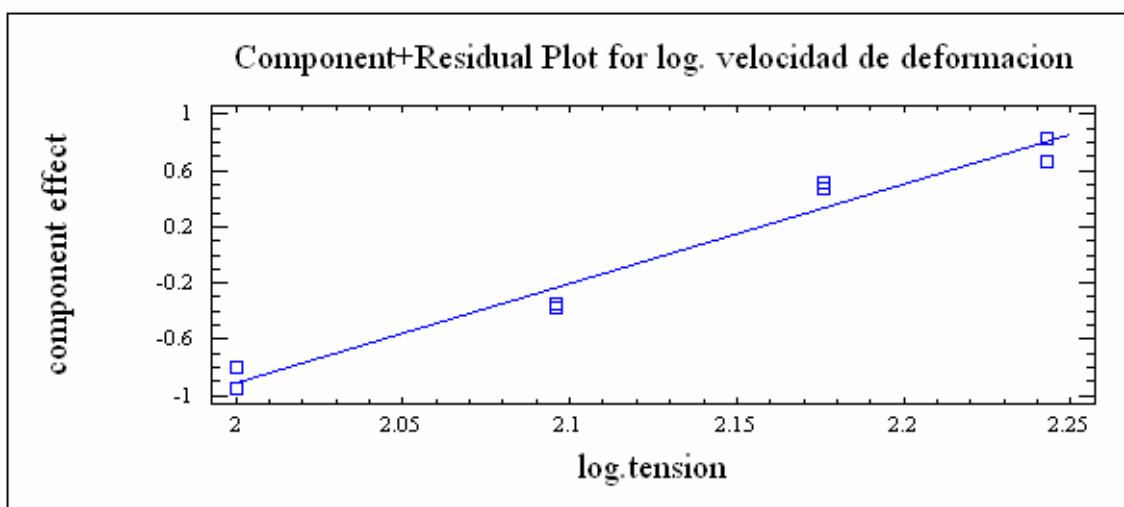


Tabla 3.10 - Resultados del análisis de regresión lineal múltiple, para el tiempo de rotura verificando el modelo de la ecuación 3.7 para la condición MESTT.

Parámetros del modelo	Valor	Error Estándar	Valor calculado t-Student	Valor tabulado $ t_{(n-2,95\%)} $	Coeficiente de correlación
$\log(A_2)$	-4.93	1.08	-4.55	2.749	0.984633
n_2	-7.24	0.41	-17.4		
q_2	19169.4	1012.14	18.94		

Fuente de variación	Grado de libertad	Media cuadrática	Significancia estadística valores F calculado y tabulado	Falta de ajuste valores F calculado y tabulado
Regresión	2	2,015	224.27	1.57
Residuos	7	0,0089	5.43	3.14

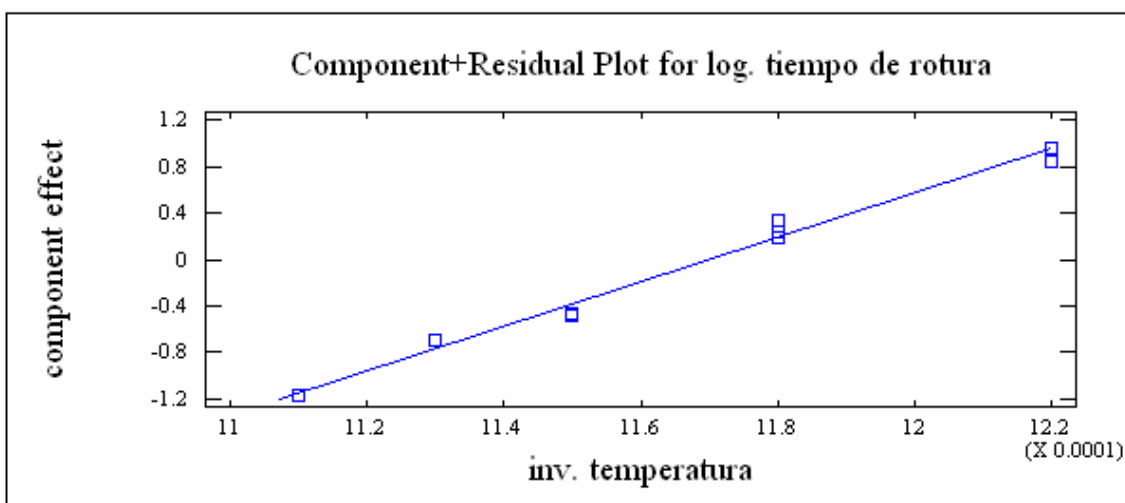
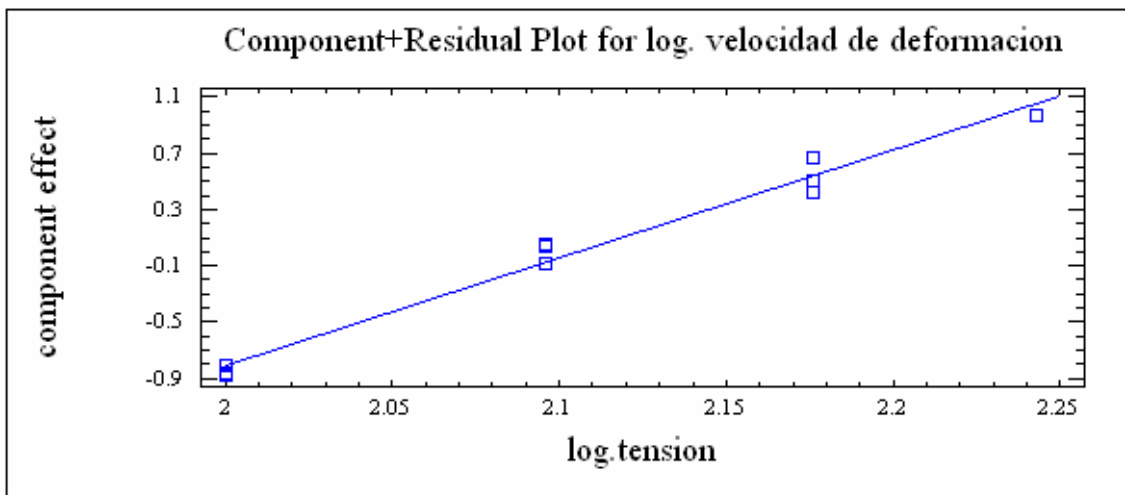


Tabla 3.11 - Resultados del análisis de regresión lineal múltiple, para la veloc.de deformación verificando el modelo de la ecuación 3.6 para la condición MESTT

Parámetros del modelo	Valor	Error Estándar	Valor calculado t-Student	Valor tabulado $ t_{(n-2,95\%)} $	Coeficiente de correlación
$\log(A_2)$	3.28	1.19	2.75	1.811	0.98216
n_2	7.63	0.45	16.63		
q_2	-19129.9	1116.89	-17.12		

Fuente de variación	Grado de libertad	Media cuadrática	Significancia estadística valores F calculado y tabulado	Falta de ajuste valores F calculado y tabulado
Regresión	2	2.11	192.69	0.0257
Residuos	7	0.0109	5,43	3.14



CONCLUSIONES GENERALES.

1. El material estudiado (en la condición MES) presentó el comportamiento de dos etapas, con velocidad de deformación constante, como resultado de la presencia de elementos de aleación en solución, capaces de originar partículas de precipitados.
2. La reparación por soldadura no trae perdida de la resistencia mecánica, asociada con el MS o con la ZTA.
3. El análisis comparativo del comportamiento en termofluencia, antes y después de la reparación por soldadura, está condicionada a los valores específicos de la tensión y de la temperatura, ya que existe una transición a partir de la cual el comportamiento se invierte.
4. En la region de tensión y temperatura próximas de las admisible por norma, para el acero 1,25Cr0,5Mo, la resistencia a la termfluencia del material afectado por el TTPS es menor y la a velocidad de deformación llega a ser un orden superior en comparacion a la del material antes de la reparación. Con esto se evidenció el riesgo de formación de grietass prematuras, similares a las grietas del tipo IV.

RECOMENDACIONES.

Teniendo en cuenta la relevancia actual se recomienda:

1. Continuar el estudio de la influencia del creep en otros aceros, con vista a mejorar las reparaciones por soldadura de tuberías de vapor, de esta manera disminuir la inseguridad durante el servicio después de la reparación y riesgo de accidentes.
2. Realizar un análisis microestructural donde se analicen los cambios en la resistencia mecánica del material.

BIBLIOGRAFIA.

1. ABDEL-LATIF, A., CORBETT, J., TAPLIN, D. Analysis of carbides formed during accelerated aging of 2.25Cr1Mo steel. **Metals Science**. v. 16, n. 2, p. 90-96, 1982.
2. ABDEL-LATIF, A. et al. Effects of microstructural degradation on creep life prediction of 2¼Cr1Mo steel. In: 5th INTERNATIONAL CONFERENCE ON FRACTURE. 1981.
3. AFROUZ, A., COLLINS, M., PILKINGTON, R. Microestructural examination of 1Cr0.5Mo steel during creep. **Metals Technology**. v. 10, p. 461-463, 1983.
4. AFROUZ, A., COLLINS, J., PILKINGTON, R. Microestructural examination of 1Cr0,5Mo steel during creep. **Metals Technology**. v. 10, n. 12, p. 461-463, 1983.
5. ANDRADE, E.N.C - Proc.R. Soc. London, Vol 90 A, pp. 329-342, 1914.
6. ANDRADE, E.N.C - Proc.R. Soc. London, Vol 84 A, pp. 1-12, 1910.
7. ANUAL BOOK OF ASTM STANDARS. Standard practice for creep, creep-rupture, and stress-rupture tests of metallic materials. **ASTM E-139**. p. 309 -319, 1990
8. ARNSWALD, W., et al. Remaining life affected by welds. In: INTERNATIONAL CONFERENCE. ON CREEP. **Proceedings...** JSME. Japan. 1986. p. 367-372.
9. ASME. Boiler and Pressure Vessels Code. Section I. Rules for Construction of Power Boilers. 1983.
10. BAIRD, D. et al. Strengthening mechanisms in ferritic creep resistant steels. In: CREEP STRENGTH IN STEEL AND HIGH TEMPERATURE ALLOYS. **Proceedings...** The Iron and Steel Institute. September, 1972. p. 207-216.
11. BAIRD, J., JAIMAESON, A. Creep strength of some synthesized iron alloys containing manganese, molybdenum and chromium. **Journal of the Iron and Steel Institute**. November, p. 847-856, 1972.
12. BAKER, R., NUTTING, M. The tempering of 2¼%Cr-1%Mo steel after quenching and normalizing. **Journal of the Iron and Steel Institute**. July, p. 257-268, 1959.
13. BISS, V., WADA, T. Microstructural changes in 1Cr0.5Mo steel after 20 years of service. **Metallurgical Transactions**. v. 16A, n. 1, p. 109-114, 1985.

14. CAMPANELLI, J. Efeito de variações de tensão e temperatura em parâmetros do comportamento em fluência do aço inoxidável austenítico AIS 310. Dissertação. UFSCar, 1991.
15. CANE, B. AND APLIN, P. Creep life assessment methods. In: TECHNOLOGY FOR THE '90s. **Proceedings...** ASME. 1993. p. 43-82.
16. CANE, B. A Relationship between deformation and rupture during power law creep in engineering materials. **Materials Science and Engineering**. v. 35, p. 229-238, 1978.
17. CANE, B., ASKINS, M. AND SHAMMAS, M. Report on phase 1, task 1 – Examination of CEGB header samples – Estimating the remanent life of boiler pressure parts – EPRI Contract 2253-1. Final Report. 1987.
18. CHAN, W., et al. Metallurgical experience with high temperature piping in Ontario Hydro. **Pressure Vessel and Piping**. v. 21, 1991. p. 97-105.
19. CHAUDHURI, S., ROY, N., GHOSH, R. Modeling high temperature creep of CrMo steel. **Acta Metallurgica**. v. 41, n. 1, p. 273-278, 1993.
20. CINTHIO, O. Uma avaliação da aplicação dos conceitos de projeção - θ nos dados de fluência a carga constante de um aço ferrítico 1Cr0,5Mo. Dissertação. UFSCar, 1995.
21. CLAUSS, F. An examination of high temperature stress rupture correlating parameters. **Proceedings...** ASTM. v. 60, 1960. p. 905-927.
22. COLLINS, M. Creep of Low Alloy Steels. In: CREEP STRENGTH IN STEEL AND HIGH TEMPERATURE ALLOYS. **Proceedings...** The Iron and Steel Institute. July, 1972. p. 217-221.
23. COTTELL, A. H. - J. Mech. Phys. Solids, vol 1, pp 53-63, 1952. apud dieter, G.E. - Metalurgia Mecânica - 2ª Ed. , Guanabara Dois, Rio de Janeiro, 1981.
24. DAVID, W. et al. Performance of weld repairs on service aged 2,25Cr1Mo girth weldments. utilizing conventional postweld heat treatment and temperbead repair techniques. **Welding Research Council Bulletin**, n. 412, p. 43-59, 1996.
25. DEBÉN, J., PEREDA, E. **Introducción al análisis estadístico para procesos**. Pueblo y Educación. 1987. p. 368.
26. DIETTER, E. **Mechanical Metallurgy**. Mc. Graw-Hill. 1976. 653 p.

27. DOBRZÁNSKI, J., HERNAS, A. Correlation between phase composition and life-time of 1Cr0.5Mo steels during long term service at elevated temperatures. **Journal of Materials Processing Technology**. v.53, p. 1-10, 1995.
28. DOBRZÁNSKI, J., HERNAS, A. Relationship between microstructure and residual life-time of low alloy Cr-Mo steels. **C494/079 IMechE**. 1996.
29. DORN, J.E. – J. Mech. Phys. Solids, Vol 3, N. 3, p.85-116, 1954.
30. DYSON, D., ANDREWS, K. The structure and metallurgical significance of the iron – molybdenum carbide Fe_2MoC (M_aC_b). **Journal of the Iron and Steel Institute**. April, p. 325-329, 1964.
31. ENESES, H., GUIMARÃES, S. Análise de vida residual em equipamentos com danos causados por fluência. In: X X I I ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DE SOLDA. **Anais...** Blumenau: Associação Brasileira de Soldagem, 1996. p. 633-643.
32. ETIENNE, F., HEERINGS, J., VAN WORTEL, C. Weldability and assessment of residual life of repair welds in thick walled headers. In: VGB CONFERENCE. RESIDUAL SERVICE LIFE. **Proceedings...** Mannheim, 6-7 july, 1992. p. 33.1-33.25.
33. FOLDYNA, V., et al. Influence of microstructure on creep properties of low alloy ferritic CrMoV steels. In: CREEP STRENGTH IN STEEL AND HIGH TEMPERATURE ALLOYS. **Proceedings...** The Iron and Steel Institute. July, 1972. p. 230-236.
34. GANDY, W., VISWANATHAN, R., FINDLAN, S. Performance of weld repairs on service aged 2,25Cr1Mo girth weldments utilizing conventional postweld heat treatment and temperbead repair techniques. WELD REPAIR TECHNOLOGY. **Workshop...** PVRC/EWI. Jan. 31 - Feb. 1, San Diego, 1996.
35. GITTUS, J. – “Creep, viscoelasticity, and Creep Fracture in Solids” Applied Sci. Publ., 1975.
36. GOPE, N. et al. Influence of long-term aging at 520 °C and 560 °C and the superimposed creep stress on the microstructure of 2.25Cr1Mo steel. **Metallurgical Transactions**. v. 24 A, n. 2, p. 315-326, 1993.

37. GOPE, N., MUKHERJEE, T., SARMA, D. influence of long-term aging at 520 °C and 560 °C and the superimposed creep stress on the microstructure of 1.25Cr0.5Mo steel. **Metallurgical Transactions**. v. 23 A, n. 1. p. 221-235, 1992.
38. HALE, K. Creep failure prediction from observation of microstructure in 2¼%Cr1%Mo steel. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON PHYSICAL METALLURGY OF REACTOR FUEL ELEMENTS. **Proceedings...** Gloucestershire. September, 1973. p. 193-201.
39. HART, V. Assessment of remaining creep life using accelerated stress-rupture test. **Metals Technology**. n. 1, p. 1-7, 1976.
40. <http://www.biblio.rec.unicen.edu.ar/sam99/indice/trabajos/titu50.pdf>
41. http://www.fi.uba.ar/materias/6716/Creep_2_EI.pdf
42. <http://www.ing.unlp.edu.ar/aeron/catedras/materiales/Creep.pdf>
43. <http://www.materiales-sam.org.ar/sitio/biblioteca/posadas/trabajos/0601.pdf>
44. HONEYKOMBE, R. **Aceros, microestructura e propiedades**. Lisboa. 1985. 346 p.
45. <http://www.uca.edu.sv/facultad/ing/mecarch/m210031/apuntes.htm>
46. JHONSON, F., GLEN, J. Some problems in the assessment of high-temperature properties for engineering purposes. In: CREEP STRENGTH IN STEEL AND HIGH TEMPERATURE ALLOYS. **Proceedings...** The Iron and Steel Institute. September, 1972. p. 37-42.
47. KLUEH, L. Interaction solid solution hardening in 2.25Cr1Mo steel. **Materials Science and Engineering**. v. 35, p. 239-253, 1978.
48. KLUEH, R. Creep rupture strength of annealed 2¼Cr1Mo Steel. **Scripta Metallurgica**. v. 19, p. 789-793, 1985.
49. KURZYDLOWSKI, J., ZIELINSKI, W. $\text{Mo}_2\text{C} \Rightarrow \text{M}_6\text{C}$ carbide transformation in low alloy CrMo ferritic steels. **Metals Science**. v. 18, n. 4, p. 223-224, 1984.
50. LAHA, K., RAO, B., MANNAN, S. Creep behavior of post-weld heat treated 2.25Cr1Mo ferritic steel base, weld metal and weldments. **Materials Science and Engineering**. V A 129, p. 183-195, 1990.

51. LANGDON, T.G. – in “Strength of Metals and Alloys”, Proc. Of the 6th International Conference Melbourne, v. 3, p. 1105, Ed. R.C.gifkins, Melbourne, Australia, 1982.
52. LEVI de O., et al. Structural Integrity of a standpipe component in a petrochemical catalytic unit: Part 1 – Assessment of creep rupture properties. **Journal of Engineering Materials and Technology**. v. 122, n. 7, 2000.
53. LIAW, K., RAO, G., BURKE, M. Creep fracture behaviour of 2,25Cr1Mo welds from a 31 years old fossil power plant. **Materials Science and Technology**. v. 131A, p. 187-201, 1991.
54. LUNDING, C., et al. An Experimental Study of Causes and Repair of Cracking of $1\frac{1}{4}\text{Cr } \frac{1}{2}\text{Mo}$ Steel Equipment. **API Publication**. n. 938. may, 1996.
55. LUNDING, C., WANG, Y. Repair welding of service exposed CrMo steel weldments. **Welding Research Council Bulletin**. n. 348, p. 1-39, november, 1989.
56. MANN, S., CULLOCH, D., MUDDLE, B. Identification of M_5C_2 Carbides in Ex-Service 1Cr0,5Mo steels. **Metallurgical and Materials Transactions**. v. 26A, n. 3, p. 509-520, 1995.
57. MASUYAMA, F., NISHIMURA, N., YOKOYAMA, T. Microstructural degradation in boiler tubes and metallurgical life assessment. In: SIMPOSIUM ON MICROSTRUCTURAL AND MECHANICAL PROPERTIES OF AGIN MATERIALS. **Proceedings...** Chicago. November, p. 149-154, 1992.
58. METALS HANDBOOK. **Properties and selection**. ASM International, 10th edition, vol. 1, 1990.
59. MONKMAN, F.C.e GRANT, N.J- PROC. ASTM, 53, p.838, 1956.
60. MURPHY, M., BRANCH, G. Metallurgical changes in 2.25crmo steels during creep-rupture test. **Journal of the Iron and Steel Institute**. July, p. 546-561, 1971.
61. MURTY, K.L.; MOHAMED, F.A.; DORN, J.E – Acta Met., Vol.29, p.1009, 1972. **(44)**
62. NETO, B., SCARMINIO, I. E BRUNO, R. Planejamento e otimização de experimentos. UNICAMP, 1996. 299p.

63. NISHIZAKA et al. Changes in Microstructure and mechanical properties of crmo reactor vessel steels during long term service. **Journal of Pressure Vessel Technology**. v. 107, n. 11, p. 285-294, 1985.
64. NORRIS, D., PARKER, J. The effect of microstructure on fracture mechanism of 2,25Cr1Mo low alloy steel. Part B: The influence of carbides. . **Journal of Pressure Vessels and Piping**. v. 67, n. 11, p. 329 -337, 1996.
65. NOVIKOV, I. Teoria dos Tratamentos dos Metais. UFRJ, 1994. p. 550.(51)
66. PARKER, J. AND PARSONS, W. High Temperature deformation and fracture process in 2,25Cr1Mo-0,5Cr0,5Mo0,25V weldments. **Journal of Pressure Vessels and Piping**. v. 63, p. 45-54, 1995.
67. PARKER, J., STRATFORD, G. Effect of heat treatment on creep and fracture behavior of 1,25Cr0,5Mo steel. **Materials Science and Technology**. v. 11, n. 12, p. 1267-1273, 1995.
68. PERRIN, I., HAYHURST, D. Continuum damage mechanics of the type - IV creep failure in ferritic steel crossweld specimens. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**. V. 76, p. 599-617, 1999.
69. PERDIGAO, M.N.R.V. - Dissertacao de mestrado – Universidades Federal de sao Carlos-Sao Carlos-SP, 1991.
70. ROBERTS, B., ASKINS, C., VISWANATHAM, R. Remaining life estimation of boiler pressure parts. Base metal model. **CS – 5588 Document**. 1989.
71. ROBSON, J., BADHESHIA, K. Modeling precipitation sequences in power plant steels. Part 1. Kinetic Theory. **Materials Science and Technology**. v. 13, n. 8, p. 631-639, 1997.
72. RUI, W., et al. Creep properties of 1Cr0,5Mo steel welded joints with controlled microstructures. **Welding in the World**. v. 30, n. 11-12, p. 329-336, 1990.
73. SILVA, M., PAYÃO, J. Caracterização de juntas soldadas de aceros Cr-Mo em tubos novos e envelhecidos em serviço. In: XXII ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DE SOLDA. **Anais...** Blumenau: Associação Brasileira de Soldagem, 1996. p. 667-677.
74. SILVEIRA. T.L. – TESE DE DOUTORAMENTO, UFRJ, RIO DE Janeiro, 1980.

75. SHERBY, O.D. & BURKE, P.M.- "Prog. Mater. Sci.", v.13, p.325, 1967.
76. SHIGA, C. et al. State of the art review on the effect of PWHT on properties of steel weld metal. **Welding In The World**, v. 37, n. 4, p. 163-176, 1996.
77. TANINO, M., NISHIDA, T., AOKI, K. Orientation relationship and coherency between Mo_2C and the ferritic matrix. **Journal of the Iron and Steel Institute**. August, p. 874-875, 1967.
78. TIAN, Y., KRAFT, T. Kinetics of pearlite spheroidization. **Metallurgical Transaction**. v.18 A, n. 8, p. 1403-1414, 1987.
79. TIAN, Y. AND KRAFT, T. Mechanism of pearlite spheroidization. **Metallurgical Transaction**. v.18 A, n. 8, p. 1359-1369, 1987.
80. TOFT, L., MARDSEN, L. The structure and properties of 1%Cr-0.5%Mo steel after service in CEGB power stations. In: CONFERENCE ON STRUCTURAL PROCESSES IN CREEP. **Proceedings...** JISI / JIM. London. 1963. p. 276-293.
81. VISWANATHAN, R. Effect of stress and temperature on the creep and rupture behaviour of a 1.25 pct chromium – 0.5 pct molybdenum steel. **Metallurgical Transaction**. v. 8 A, p. 877-884, 1977.
82. VISWANATHAN, R., GANDY, D., FINDLAN, S. Advanced weld repair technology extends plant life. **Power Engineering**. v. 100. n. 13. December, 1996.
83. VISWANATHAN, R., GANDY, D., FINDLAN, S. Performance of repair welds on service-aged girth welds. **Journal of Pressure Vessel Technology**. v. 119. n. 11. p. 1-9, 1997.
84. VISWANATHAN, R. **Damage mechanisms and life assessment of high temperature components**. ASM International, 1989. 497 p.
85. WEERTMAN, J. - trans. ASM, Vol.61, p.681-694, 1968.
86. WESTWOOD, H. J. Axial creep tests on 1.25Cr0.5Mo steam pipe weldments. In: MATERIALS AGING AND COMPONENT LIFE EXTENSION. **Proceedings...** Engineering Materials Advance Service. 1995. p. 240-245.
87. WOODHEAD, J., QUARELL, A. Role of carbides in low alloy creep resisting steels. **Journal Of The Iron And Steel Institute**. June, p. 605-620, 1965.
88. YANG, R., et al. Microstructural examination of 2.25Cr1Mo steel pipes after extended service. **Materials Characterization**. v. 30, p. 75-88, 1993.

