UNIVERSIDAD CENTRAL "MARTA ABREU" DE LAS VILLAS

VERITATE SOLA NOBIS IMPONETUR VIRILIS TOGA. 1948

# Trabajo de Diploma

**Pronósticos de la Resistencia al Creep variando la Temperatura de Normalización para un acero 9Cr-1Mo modificado.**


Facultad de Matemática, Física y Computación

**Departamento de Física**

**Autor: Yoel Sánchez Rijo.**
**Tutor: Dr. Eduardo Valencia Morales.**

# Tabla de contenido


**1 ABSTRACT ..... 3**

**2 INTRODUCCIÓN ..... 4**

**3 CAPÍTULO 1: TEORÍA DEL CREEP. ..... 8**

3.1 CONCEPTOS GENERALES DE LA TEORÍA DEL CREEP. ..... 8
3.2 MODELOS MATEMÁTICOS. ..... 10
*3.2.1 Ley de las potencias. ..... 10*
*3.2.2 Métodos Paramétricos. ..... 11*
*3.2.3 Método paramétrico de Larson-Miller: ..... 15*
*3.2.4 Método paramétrico de Sherby – Dorn: ..... 16*
*3.2.5 Método paramétrico de Mason – Haferd: ..... 17*
3.3 MODELO DE RED NEURONAL. ..... 19
*3.3.1 Historia y origen de las redes neuronales. ..... 19*
*3.3.2 Elementos de una red neuronal artificial. ..... 21*

**4 CAPITULO 2: METERIALES Y METODOS. ..... 24**

4.1 ELABORACIÓN DE LA ALEACIÓN. ..... 24
4.2 MICROESTRUCTURA ..... 25
4.3 LA CINÉTICA GLOBAL DE LA TRANSFORMACIÓN. ..... 27
4.4 REACCIONES COMPLEJAS ..... 31
4.5 CÁLCULOS DE LAS MICROESTRUCTURAS ..... 32
4.6 RESISTENCIA A LA ROTURA POR CREEP-LAS VARIABLES ..... 35
4.7 MÉTODO DE REDES NEURONALES ..... 37
4.8 CÁLCULO DE LA RESISTENCIA A LA ROTURA POR CREEP. ..... 39
4.9 MODELO DE PROCESOS GAUSSIANOS ..... 43

**5 CAPITULO 3: RESULTADOS. ..... 46**

5.1 ANÁLISIS DE LOS RESULTADOS ..... 46

**6 CONCLUSIONES ..... 51**

**7 RECOMENDACIONES ..... 52**

**8 REFERENCIAS ..... 54**

# 1 Abstract

Creep resistant welding alloys must be reliable over long periods of time in severe environments. Their microstructures have to be very stable, both in the wrought and in the welded states. This paper deals with quantitative methods for the design of steel weld metals for elevated temperature applications. A methodology is described for the calculation of complex precipitation reactions over periods extending many tens of years. However, microstructure alone is clearly not enough in the design of alloys. The complex mechanical properties, such as the creep rupture strength, can be estimated quantitatively using the neural network technique which interprets the vast quantities of experimental data that are now available.

# 2 Introducción

En el desarrollo de innovadores aceros resistentes al calor para plantas eléctricas y turbinas de naves aéreas se ha trabajado por más de cinco décadas. Esto ha traído consigo una mejoría en la eficiencia térmica de plantas eléctricas siempre que hayan desarrollados innovadores aceros comercialmente. Los aceros ferríticos desarrollados hasta la fecha tienen una resistencia al Creep máxima aproximadamente de hasta 130 MPa a 600 ºC y 65 MPa a 650 ºC para un tiempo de vida de $10^6$ horas. Sin embargo hay una fuerte demanda para fomentar el desarrollo de aceros ferríticos que presenten una resistencia de 100 MPa a 650 ºC para futuras plantas eléctricas avanzadas, incluyendo hasta 700 ºC. El acero modificado 9Cr-1Mo (ASME SA 182, Grado F91) se obtuvo comercialmente en forma de barra laminada en caliente de 50 mm de diámetro en una condición de normalizado y posterior revenido manifestando una microestructura inicial de martensita revenida.

Una combinación de modelos relativos a las propiedades mecánicas de estos materiales basados en redes neuronales en conjunto con los cálculos de estabilidad de fase apoyados en la termodinámica ha sido usada para un estudio del mismo.

Sin embargo tales predicciones requieren ser comprobadas experimentalmente. Con todo este conocimiento, no debería sorprendernos el número de variables involucradas en el diseño de aceros resistentes al Creep y de hecho es muy grande, resaltaremos más tarde cerca de treinta variables que deben ser controladas con exactitud en cualquier experimento o cálculo de propiedades del Creep. Estas variables que determinan la

microestructura y las propiedades mecánicas, son los componentes esenciales en el diseño del proceso.

Las variables idealmente pueden ser tenidas en cuenta para que los científicos creen los llamados modelos físicos, también para teorías que explican una gran cantidad de observaciones, las cuales contienen pocos elementos arbitrarios y pueden lograrse predicciones verificables.

Todavía no ha sido publicada una adecuada teoría que estime la tensión de ruptura por Creep como una función de la composición del acero y del tratamiento térmico. Problemas difíciles como este donde los conceptos generales se podrían comprender, aun no son amenos al tratamiento fundamental y esto es común en la metalurgia física. Para formar una historia completa es menester en tales condiciones recurrir al empirismo aprendido. La segunda parte de este trabajo describe los métodos semiempíricos implementados para obtener resultados útiles. La combinación de modelos físicos y empíricos puede entonces ser usada para intentar el diseño de aleaciones más resistentes al Creep.

- **Problema Práctico:**

Necesidad de obtener nuevos aceros ferríticos que posean una alta resistencia de ruptura por Creep.

- **Problema Científico:**

Se estudia la influencia de una variación en la temperatura de normalizado con el objetivo de obtener mejores pronósticos en la resistencia de ruptura por creep, aplicando nuevos métodos de inteligencia artificial.

- **Hipótesis:**

Predicción del pronóstico de creep para un nuevo acero modificado, basado sobre los modelos de inteligencia artificial variando la composición química y el tratamiento térmico del acero.

- **Objetivo General:**

Hacer un estudio del proceso del Creep en aceros ferríticos a partir de técnicas de inteligencia artificial, con el objetivo de obtener una caracterización de las variables que logran traer un aumento a la resistencia de ruptura por Creep en aceros ferríticos.

- **Objetivos Específicos:**

- Efectuar un estudio sobre la base de la información acumulada en la teoría del pronóstico de creep.
- Obtener una nuevas curvas con ayuda de nuevos métodos computacionales que den veracidad la lo mostrado en la literatura.
- Tratar de explicar físicamente la influencia en la predicción del creep influenciada por la variación de la composición química y el tratamiento térmico del acero, predicho por los métodos de inteligencia artificial.

- Novedad Científica

Se estudia una caída en la resistencia al creep en aceros comerciales a medida que la temperatura de normalización disminuye, aspecto hasta ahora no discutido en la literatura.

# 3 **Capítulo 1:** Teoría del Creep.

## *3.1 Conceptos generales de la teoría del creep.*

Durante más de cinco décadas se han venido desarrollando aceros cada vez más resistentes a las altas temperaturas y medios corrosivos con la finalidad de ganar eficiencia en la generación de electricidad en plantas eléctricas y hacer más confiable las turbinas de naves aéreas. Lo anterior se debe a la excelente fiabilidad que estos aceros muestran para condiciones muy adversas y su uso durante largos períodos de servicio (como por ejemplo 30 años). A través de este esfuerzo, las condiciones de temperatura y presión del vapor en las plantas generadoras de energía se ha elevado recientemente a más de 600 ºC y 35 MPa. Esto ha sido el resultado de utilizar para tales fines novedosos aceros ferríticos resistentes a las altas temperaturas y medios agresivos contribuyendo de esta forma al cuidado medioambiental y requerimientos de seguridad [1].

De acuerdo a las técnicas convencionales desarrolladas para obtener aleaciones, la resistencia al Creep puede mejorarse si se optimiza la química de la aleación y los tratamientos térmicos apoyados tanto en la experiencia acumulada como en los datos obtenidos de los ensayos a largo plazo de Creep realizados durante varias décadas [2], pero esta vía puede ser muy lenta para el futuro desarrollo que impone la tecnología. De esta forma dado al conocimiento acumulado es muy posible que ya estemos en los límites de lo que puede ser alcanzado con los aceros ferríticos, no obstante es muy probable que utilizando modelos matemáticos los caminos para lograr las máximas

capacidades en los mismos sean mucho más económicas marcando una aproximación diferente en el desarrollo de las aleaciones [3].

En el contexto del diseño de aceros ferríticos resistentes al creep se han realizado varios trabajos teniendo como núcleo, la modelación de la tensión de ruptura por creep. H. K. D. H. Bhadeshia y T. Sourmail [1] realizaron un análisis detallado de los éxitos y fallas de varios modelos propuestos en este campo los cuales han sido revisados recientemente en la literatura [2, 3].

El fenómeno conocido como "creep", se define como: "la parte dependiente del tiempo de las deformaciones provenientes de tensiones". Para tales circunstancias el material puede deformarse 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 ruptura, 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.

Los diseños actuales presentan una tendencia a incrementar continuamente la temperatura de servicio, por lo que la situación se hace cada vez más crítica. Los aceros deben tener una microestructura estable que contenga finos carburos aleados resistentes a los movimientos de las dislocaciones; sin embargo, es inevitable que durante largos períodos de servicio o condiciones muy críticas, se produzcan cambios. Es necesario, por tanto, garantizar un potencial de endurecimiento por solución sólida suficiente que

permita mantener de forma adecuada la microestructura y asegurar así una elevada resistencia a las deformaciones por termofluencia a largo plazo. También se necesitan otros requerimientos como es la soldabilidad y resistencia a la corrosión y la oxidación.

Los mecanismos físicos de deformación por creep difieren con los materiales. Aun para un mismo material, diferentes mecanismos pueden actuar bajo distintas combinaciones de tensión y temperatura. Dado que el movimiento de átomos, vacancias, dislocaciones o moléculas en un material sólido se produce por difusión.

## *3.2 Modelos matemáticos.*

### 3.2.1 Ley de las potencias.

Partiendo desde el punto vista de la ciencia ordinaria, cuyos preceptos parten de intentar reducir el problema hasta que pueda ser descrito rigurosamente utilizando principios fundamentados en conocimientos contemporáneos, la deformación por creep en los metales se ha expresado en función de la tensión aplicada (σ), la temperatura absoluta (T) y el tamaño del grano (d) según:

$$\varepsilon_{SS} = a_1 \left( \frac{DGb}{kT} \right) \left( \frac{b}{d} \right)^m \left( \frac{\sigma}{G} \right)^n$$

Donde $\varepsilon_{SS}$ es la deformación por creep en el estado estacionario, $a_1$ es usualmente una constante empírica, D es un coeficiente de difusión apropiado, b es la magnitud del

vector de Burgers y G es el módulo de cizalladura. El exponente de tensión n y el exponente del tamaño del grano m son dependientes del mecanismo de creep.

Desafortunadamente esta aproximación de leyes de potencia nunca ha tenido una adecuada descripción en materiales prácticos; es decir, no tiene en cuenta muchos tipos de defectos, solutos, microestructuras que dependen del tiempo, etc. que son la base de los aceros comerciales.

### 3.2.2 Métodos Paramétricos.

Puesto que los métodos descriptos por la ciencia ordinaria no 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. Partiendo de las fallas descritas se han desarrollado numerosas aproximaciones que sí pueden lidiar con niveles de complejidad adecuados.

Dado que tanto la vida al creep de un material como la deformación total es fuertemente dependiente de la velocidad de creep estacionario, es importante analizar las variables que afectan a ésta. En general puede escribirse:

$$\dot{\varepsilon}_s = f(T, \sigma, \varepsilon, m_1, m_2) \qquad (3.2A)$$

Donde $m_1$ representa el grupo de variables que corresponden a propiedades intrínsecas de la red cristalina del material, tales como el módulo de corte G, y la estructura cristalina. En cambio $m_2$ agrupa las variables que representan factores metalúrgicos

tales como el tamaño de grano y de subgrano, la energía de falla de apilamiento e historia termomecánica (que a su vez son dependientes de T, σ y ε), etc.

En los nuevos métodos, por consiguiente la deformación total permisible, o la ruptura, 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 Arrhenius (Ecuac. 3.2B), donde al modificar la ecuación de Arrhenius se pueden obtener una representación exacta de los datos experimentales y al mismo tiempo permiten la extrapolación de los datos de creep con diferentes niveles de éxito. Descripciones de estos métodos pueden encontrarse en la literatura [2-24].

Asumiendo que el creep es un proceso gobernado por la ecuación de Arrhenius, tenemos que:

$$\dot{\varepsilon} = A\sigma^{n} \exp\left(-{}^{Q}/_{RT}\right) \qquad (3.2B)$$

Donde A es una constante empírica, Q la energía de activación correspondiente al fenómeno que controla la velocidad de deformación (por ejemplo difusión de vacancias o algún otro), R es la constante de los gases ideales y T la temperatura absoluta.

El tiempo requerido para producir una deformación determinada, o ruptura puede ser expresado como:

$$t = G \exp\left\{-\frac{E_a}{RT}\right\} \qquad (3.2C)$$

Donde $E_a$ y T tiene los mismos significados que en la ecuación (3.2B) y G es una constante relacionada con A. (Si el proceso es de ruptura por creep, el tiempo t pasa a ser $t_r$).

Tomando logaritmo en base 10 a ambos lados de la ecuación (3.2C), tenemos:

$$\text{Log}\, t = \text{Log}\, G + \frac{M * E_a}{RT} \qquad (3.2D)$$

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 l/T para cualquier tensión dada. La (Figura 3.2A) muestra estas curvas dibujadas. Las curvas obtenidas al graficar Log $t_r$ vs. 1/T a diferentes tensiones para la alta temperatura dada, son todas aproximadamente lineales. Para una línea cualquiera la ecuación (3.2D) es del tipo:

$$y = mx + n \qquad (3.2E)$$

Donde: n = Log G, m = M*$E_a$ / RT y x = 1/T

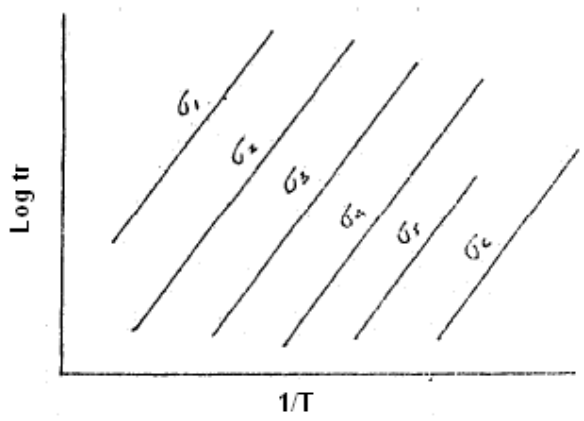



**Figura 3.2A**

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 $E_a$ con la tensión, las líneas interceptan al eje Log t en un solo punto, (Figura 3.2.1A).

b) Si $E_a$ es constante mientras G varía con la tensión, resulta una familia de rectas paralelas, con una pendiente igual a $M*E_a/R$, (Figura 3.2.1B).

c) Si G y $E_a$ son variables con la tensión tenemos curvas no paralelas y que no convergen a un punto común.

Estudios posteriores basados sobre el conocimiento acumulado dieron lugar al surgimiento de otros métodos paramétricos, como:

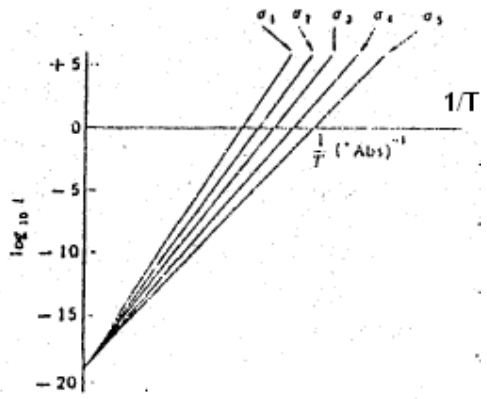



**Figura 3.2.1A**

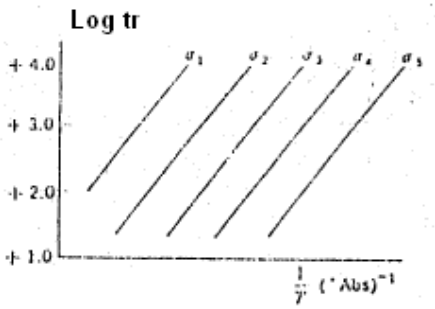



**Figura 3.2.1B**

### 3.2.3 Método paramétrico de Larson-Miller:

Este método está basado en la primera posibilidad (G constante). Estudiando datos experimentales de ruptura por creep, Larson y Miller concluyeron que las líneas que representan la ecuación (3.2D) convergen a un punto común sobre el eje Log t. Esta evidencia indica que $E_a$ varía con la tensión σ, pero no con G. Consecuentemente Log G es considerado como constante. Donde la ecuación (3.2D) podrá ser escrita como:

$$\text{Log } t + C = m\left(\frac{1}{T}\right) \qquad (3.2F)$$

El valor de C puede ser determinado de un gráfico como el de la (Figura 3.2.1A) para cualquier material dado. Pero comúnmente se usa el valor 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. Dado que m es función de la tensión, la ecuación (3.2F) puede ser escrita:

$$T(\text{Log}\, t + C) = m \qquad ó \qquad P_1 = f_1(\sigma) \qquad (3.2G)$$

Donde $P_1 = T\ (\text{Log}\ t + C)$ es el parámetro de Larson-Miller y $m = f_1\ (\sigma) = M*E_a/R$.

### 3.2.4 Método paramétrico de Sherby – Dorn:

Otro método con base en la ecuación (3.2D). Experimentalmente estos investigadores obtuvieron que $E_a$ sea esencialmente constante para un dado material y que G varíe con la tensión. Esta situación nos coloca dentro de la segunda categoría, donde las curvas Log t vs. 1/T son paralelas.

Si reemplazamos $M*E_a/R = \alpha$ y $\text{Log}\ G = \varphi$ (función de $\sigma$) la ecuación (3.2D) puede ser escrita:

$$\text{Log}\, t - \frac{\alpha}{T} = \varphi \qquad (3.2H)$$

Esta ecuación muestra que $P_2 = (\text{Log}\ t - \alpha\ /T)$ es el parámetro de Sherby-Dorn, y $f_2\ (\sigma) = \varphi$.

La constante α se determina para un material dado a partir de la pendiente común de las curvas (Figura 3.2.1B). El valor de α es la pendiente promedio entre todas las pendientes de las líneas de la (Figura 3.2.1B).

### 3.2.5 Método paramétrico de Mason – 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 (Figura 3.2.1A) 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 puede ser representada por la ecuación:

$$T - T_a = S\,(\mathrm{Log}\,t - \mathrm{Log}\,t_a) \qquad (3.2I)$$

donde: S es la pendiente (una función de la tensión), $T_a$ y Log $t_a$ son las coordenadas del punto de convergencia. Para estas observaciones Mason y Haferd propusieron el siguiente parámetro:

$$P_a = \frac{T - T_a}{\mathrm{Log}\,t - \mathrm{Log}\,t_a} = f_a(\sigma) \qquad (3.2J)$$

Este parámetro es comúnmente llamado “parámetro lineal” porque está basado en una relación lineal entre Log t y T para la tensión dada.

No obstante todo el anterior conocimiento no ha podido sustentar una adecuada teoría que estime la tensión de ruptura por Creep como una función de la composición del acero y del tratamiento térmico. Problemas difíciles como este donde los conceptos generales se podrían comprender, aun no son amenos al tratamiento fundamental y esto es común en la metalurgia física.

Donde una de las claves fundamentales de este fracaso esta dado al gran número de variables involucradas en el diseño de aceros resistentes al Creep y de hecho es muy grande, resaltaremos más tarde cerca de treinta variables que deben ser controladas con exactitud en cualquier experimento o cálculo de propiedades del Creep.

Estas variables que determinan la microestructura y las propiedades mecánicas, son los componentes esenciales en el diseño del proceso. Lo que hizo necesario la implementación de nuevos métodos y uso de nuevos modelos con el objetivo de lograr una mejor predicción en la estimación de la resistencia de ruptura por creep.

Una combinación de modelos relativo a las propiedades mecánicas de estos materiales basados en redes neuronales en conjunto con los cálculos de estabilidad de fase apoyados en la termodinámica han sido usados para proponer varios nuevos aceros ferríticos, y tales predicciones ya fueron publicadas hace algunos años [4]. En este trabajo publicado se predice excelentemente le tensión de ruptura por Creep, la cual es el doble o mayor que el mejor acero desarrollado hasta la fecha por vías convencionales.

## *3.3 Modelo de red neuronal.*

### 3.3.1 Historia y origen de las redes neuronales.

Conseguir diseñar y construir máquinas capaces de realizar procesos con cierta inteligencia ha sido uno de los principales objetivos de los científicos a lo largo de la historia. De los intentos realizados en este sentido se han llegado a definir las líneas fundamentales para la obtención de máquinas inteligentes: En un principio los esfuerzos estuvieron dirigidos a la obtención de autómatas, en el sentido de máquinas que realizaran, con más o menos éxito, alguna función típica de los seres humanos. Hoy en día se continúa estudiando en ésta misma línea, con resultados sorprendentes, existen maneras de realizar procesos similares a los inteligentes y que podemos encuadrar dentro de la llamada Inteligencia Artificial (IA).

En [7] se menciona la analogía de las redes neuronales con el sistema nervioso humano, este último ha sido la inspiración de dichas redes. Lo importante de destacar es que existe un estímulo y el sistema devuelve una respuesta, este proceso pasa a través de los receptores y su salida se realiza a través de los efectores, en medio, como parte central del sistema está el cerebro representado por una red neuronal, tal como se observa en la (Figura 3.3A). Las redes neuronales [7] son procesadores distribuidos paralelos, hechos para ser unidades de procesamiento simple, que almacenan conocimiento experimental y lo hacen disponible para su utilización.

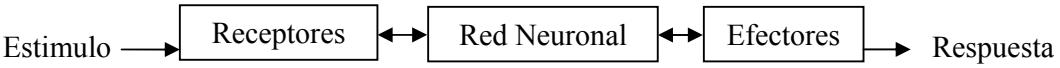



**Figura 3.3A:** Representación en diagrama de bloques del sistema nervioso.

En definitiva, las redes neuronales no son más que un modelo artificial y simplificado del cerebro humano, que es el ejemplo más perfecto del que disponemos para un sistema que es capaz de adquirir conocimiento a través de la experiencia. Una red neuronal es "un nuevo sistema para el tratamiento de la información, cuya unidad básica de procesamiento está inspirada en la célula fundamental del sistema nervioso humano: la neurona".

Por lo tanto, las Redes Neuronales:

- Consisten de unidades de procesamiento que intercambian datos o información.
- Se utilizan para reconocer patrones, incluyendo imágenes, manuscritos y secuencias de tiempo, tendencias financieras.
- Tienen capacidad de aprender y mejorar su funcionamiento.

Debido a su constitución y a sus fundamentos, las redes neuronales artificiales presentan un gran número de características semejantes a las del cerebro. Por ejemplo, son capaces de aprender de la experiencia, de generalizar de casos anteriores a nuevos casos, de abstraer características esenciales a partir de entradas que representan información irrelevante, etc. Esto hace que ofrezcan numerosas ventajas y que este tipo de tecnología se esté aplicando en múltiples áreas. Entre las ventajas se incluyen:

- <u>Aprendizaje Adaptativo:</u> capacidad de aprender a realizar tareas basadas en un entrenamiento o en una experiencia inicial.
- <u>Auto-organización:</u> una red neuronal puede crear su propia organización o representación de la información que recibe mediante una etapa de aprendizaje.

- Tolerancia a fallos: la destrucción parcial de una red conduce a una degradación de su estructura; sin embargo, algunas capacidades de la red se pueden retener, incluso sufriendo un gran daño.
- Operación en tiempo real: los cómputos neuronales pueden ser realizados en paralelo; para esto se diseñan y fabrican máquinas con hardware especial para obtener esta capacidad.
- Fácil inserción dentro de la tecnología existente: se pueden obtener chips especializados para redes neuronales que mejoran su capacidad en ciertas tareas. Ello facilitará la integración modular en los sistemas existentes.

### 3.3.2 Elementos de una red neuronal artificial.

Las redes neuronales son modelos que intentan reproducir el comportamiento del cerebro. A partir de ellas, se pueden generar representaciones específicas, de tal forma que un estado conjunto de ellas puede significar una letra, un número u otro objeto. Generalmente se pueden encontrar tres tipos de neuronas:

Aquellas que reciben estímulos externos relacionados con el aparato sensorial, que tomarán la información de entrada. Dicha información se transmite a ciertos elementos internos que se ocupan de su procesamiento. Es en las sinapsis y neuronas correspondientes a este segundo nivel donde se genera cualquier tipo de representación interna de información. Como no tienen relación directa con la información de entrada ni con la salida, estos elementos se denominan unidades ocultas. Una vez finalizado el período de procesado, la información llega a las unidades de salida, cuya misión es dar la respuesta al sistema.

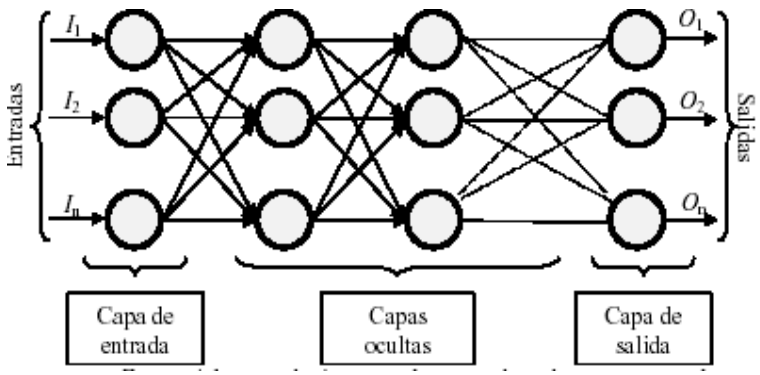



**Figura 3.3B:** Esquema de una red neuronal.

La misma está constituida por neuronas interconectadas y arregladas en tres capas (esto último puede variar). Los datos ingresan por medio de la "capa de entrada", pasan a través de la "capa oculta" y salen por la "capa de salida". Cabe mencionar que la capa oculta puede estar constituida por varias capas.

La neurona artificial pretende mimetizar las características más importantes de las neuronas biológicas. Cada neurona i-ésima está caracterizada en cualquier instante por un valor numérico denominado valor o estado de activación $a_i(t)$; asociado a cada unidad, existe una función de salida, $f_i$, que transforma el estado actual de activación en una señal de salida. Dicha señal es enviada a través de los canales de comunicación unidireccionales a otras unidades de la red; estos canales la señal se modifica de acuerdo con la sinapsis (el peso, $w_{ji}$) asociada a cada uno de ellos según determinada regla. Las señales moduladas que han llegado a la unidad j-ésima se combinan entre ellas, generando así la entrada total $Net_j$.

$$Net_j = \sum_i y_i \, w_{ji} \qquad (3.3A)$$

Una función de activación, F, determina el nuevo estado de activación $a_j(t+1)$ de la neurona, teniendo en cuenta la entrada total calculada y el anterior estado de activación $a_j(t)$.

# 4 CAPITULO 2: METERIALES Y METODOS.

## *4.1 Elaboración de la aleación.*

El acero modificado 9Cr-1Mo (ASME SA 182, Grado F91) se obtuvo comercialmente en forma de barra laminada en caliente de 50 mm de diámetro en una condición de normalizado y posterior revenido manifestando una microestructura inicial de martensita revenida. La composición química reportada se muestra en la (Tabla 4.1A).

| Composición (wt %) | Fe | C | Cr | Mo | V | Cu | Ni | Nb | N | P | S |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Acero | Bal. | 0.09 | 8.17 | 0.96 | 0.21 | 0.25 | 0.14 | 0.073 | 0.039 | 0,012 | 0,004 |

**Tabla 4.1A:** Composición química del acero 9Cr-1Mo modificado.

Muestras del material recibido fueron normalizadas durante una hora a temperaturas de 850 ° C, 900 ° C, 925 ° C, 950 ° C, y 1050 ° C, y enfriadas al aire hasta la temperatura ambiente. Posteriormente fueron revenidas a 760º C durante 2 horas.

El efecto de los tratamientos térmicos sobre la microestructura se evaluó mediante técnicas de microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido (SEM) y microscopía electrónica de transmisión (TEM).Secciones transversales de las muestras fueron montadas, pulidas y observadas al microscopio metalográfico. Las mismas se prepararon utilizando técnicas convencionales de ataque con el reactivo Vilella ó una solución de 30 ml de etanol, 3 g de ácido pícrico, 0,6 ml de ácido nítrico, y 1 ml de ácido clorhídrico con la finalidad de revelar los carburos dentro de la microestructura y su distribución durante el examen con SEM a aumentos entre 20.000 a 40.000x.

Láminas finas para el análisis con TEM se prepararon a partir de discos de 3-mm en diámetro que fueron mecánicamente adelgazados a 200 μm. El electropulido final se ejecutó usando una solución de 5 % de ácido perclórico en etanol a -10 ° C y 14 V. de tensión. Las observaciones se llevaron a cabo en un microscopio electrónico de transmisión (TEM) PHILIPS EM420 STEM operado a 120 kV.

Los pronósticos de rotura al creep se llevaron a cabo haciendo uso de un programa desarrollado por. H. K. D. H. Bhadeshia que utiliza los procesos gaussiano como modulo central.

## *4.2 Microestructura*

Existe un rango extenso de aceros de alta resistencia al calor y aleaciones para soldar (Tabla 4.2A) [5]. Aquellas aleaciones con concentraciones de soluto más bajas podrían contener cantidades sustanciales de ferrita alotromórfica y alguna perlita, pero la inmensa mayoría de ellas tienen una estructura bainítica o martensítica en la condición de normalizado. Después del normalizado los aceros son severamente revenidos para lograr una microestructura estable constituida de una variedad de carburos aleados en una matriz ferrífica. La tarea es por consiguiente modelar la evolución de las reacciones de precipitación y disolución.

Los resultados de los cálculos de equilibrio que dan las fracciones de los carburos como una función de la composición global de la aleación y la temperatura son mostradas en la (Tabla 4.2B) [5] para los aceros comunes en la fabricación de centrales eléctricas. Los cálculos están basados en el programa computacional MTDATA [6] usando la base de datos SGTE [5], tomando en consideración las fases de carburos y laves listada,

conjuntamente con la cementita. Los elementos químicos considerados son el carbono, silicio, cromo, manganeso, níquel, vanadio, molibdeno, niobio y el nitrógeno. El $M_5C_2$ recientemente ha sido identificado en los aceros 1Cr-0.5Mo [7] pero junto con el grafito no ha sido incluido en el análisis.

| Tipo de Acero | C | Si | Mn | Ni | Mo | Cr | V |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 1Cr½Mo | 0,15 | 0,25 | 0,50 | - | 0,6 | 0,95 | |
| ¼CrMoV | 0,15 | 0,25 | 0,50 | 0,05 | 0,50 | 0,30 | 0,25 |
| ½Cr½Mo¼V | 0,12 | 0,25 | 0,50 | - | 0,6 | 0,45 | 0,25 |
| 1Cr1Mo | 0,25 | 0,25 | 0,75 | 0,70 | 1,00 | 1,10 | 0,35 |
| 2¼Cr1Mo | 0,15 | 0,25 | 0,50 | 0,10 | 1,00 | 2,30 | 0,00 |
| Mod.2¼CrMo | 0,1 | 0,05 | 0,5 | 0,16 | 1,00 | 2,30 | 0,25 |
| | | | | | | Ti=0,03 | B=0,0024 |
| 3.0Cr1.5Mo | 0,1 | 0,2 | 1,0 | 0,1 | 1,5 | 3,0 | 0,1 |
| 3.5NICrMoV | 0,24 | 0,01 | 0,20 | 3,50 | 0,45 | 1,70 | 0,10 |
| 9Cr1Mo | 0,10 | 0,60 | 0,40 | - | 1,00 | 9,00 | - |
| Mod.9Cr1Mo | 0,1 | 0,35 | 0,40 | 0,05 | 0,95 | 8,75 | 0,22 |
| | | | | | N=0,08 | N=0,05 | Al<0,04 |
| 9Cr½MoWV | 0,11 | 0,04 | 0,45 | 0,05 | 0,50 | 9,00 | 0,20 |
| | | | | | W=1,84 | Nb=0,07 | N=0,05 |
| 12CrMoV | 0,20 | 0,25 | 0,50 | 0,50 | 1,00 | 11,25 | 0,30 |
| 12CrMoVW | 0,20 | 0,25 | 0,50 | 0,50 | 1,00 | 11,25 | 0,30 |
| | | | | | | | W=0,35 |
| 12CrMoVNb | 0,15 | 0,20 | 0,80 | 0,75 | 0,55 | 11,50 | 0,28 |
| | | | | | | Nb=0,30 | N=0,06 |

**Tabla 4.2:** Aceros de alta resistencia al calor y aleaciones para soldar.

Los cálculos de equilibrio mostrados en la (Tabla 4.2A) [5] son útiles para especificar la última microestructura pero los resultados están distantes de las microestructuras metaestables que existen durante el servicio. Esto ha hecho necesario calcular los diagramas tiempo—temperatura— transformación para reacciones durante el revenido,

como una función de la composición química de los aceros y la temperatura de revenido. Para hacer esto, una teoría capaz de manejar simultáneamente varias reacciones precipitadas han sido desarrolladas en [8, 9], donde diferentes fases se interfieren unas a otras, por ejemplo sacando el mismo soluto de la matriz ferrífica.

| Tipo de Acero | M2X | M7C3 | M23C6 | M6C | Laves | NbC | NbN | Vn |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| ¼CrMoV | 0,53 | | 2,47 | | | | | |
| 1CrMoV | 0,89 | | 4,12 | | | | | |
| 2¼Cr1Mo | | | 3,35 | | | | | |
| Mod.2¼Cr1Mo | | | 2,11 | 0,19 | | | | |
| 3.0Cr1.5Mo | | | 1,85 | 0,57 | | | | |
| 3.5NiCrMoV | 0,09 | 1,61 | 2,85 | | | | | |
| 9Cr1Mo | | | 2,22 | | | | | |
| Mod.9Cr1Mo | | | 2,22 | | | | 0,09 | 0,30 |
| 9Cr½MoWV | | | 4,48 | | 1,35 | | 0,08 | 0,32 |
| 12CrMoV | | | 4,43 | | | | | |
| 12CrMoVW | | | 4,44 | | 0,07 | | | |
| 12CrMoVNb | | | 3,18 | | | 0,06 | 0,29 | 0,18 |

**Tabla 4.2B:** Aceros con alta resistencia al calor y aleaciones para soldar.

## *4.3 La cinética global de la transformación.*

Un modelo para una única transformación comienza con el cálculo de las velocidades de nucleación y crecimiento usando la teoría clásica, pero una estimación de la fracción de volumen transformado requiere que el choque entre partículas sea considerado. Esto se logra generalmente usando el concepto de volumen extendido de Johnson- Mehl-Avrami y Kolmogorov [10] como se ilustra en la (Figura 4.3A). Supongamos que dos

partículas existen en un tiempo t, entonces para un pequeño incremento de tiempo dt después, se crean nuevas regiones a, b, c y d debido a que su crecimiento no tiene restricciones en el espacio extendido independientemente de si la región en donde crece es transformada o no.

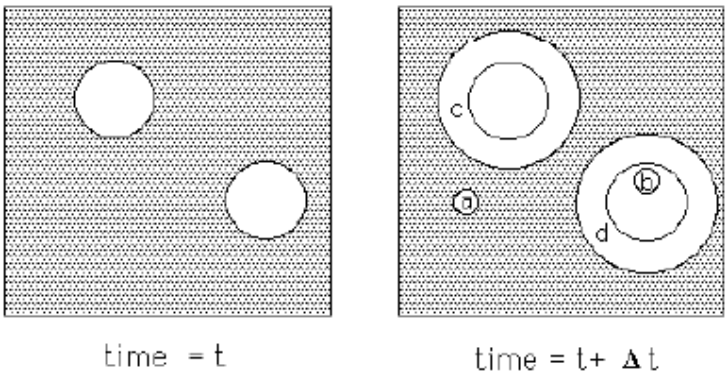



**Figura 4.3A:** Concepto de volumen extendido. El precipitado de dos partículas donde ocurre la nucleación y crecimiento con un tamaño finito en un tiempo t. Nuevas regiones c y d se forman del crecimiento de las partículas originales, donde a y b se forman como nuevas partículas, donde b es formada en una región donde ocurre la transformación de sus alrededores.

Sin embargo solo esos componentes de a, b, c y d que crecen en la porción de la matriz no transformada son los que pueden contribuir a un cambio en el volumen real de la fase producto, esto se puede expresar mediante la siguiente ecuación;

$$dV_1 = \left(1 - \frac{V_1}{V}\right) dV_1^e \qquad (4.3A)$$

Donde se asume que la fase producto crece aleatoriamente. El subíndice (e) se refiere al volumen extendido, $V_1$ es el volumen de la fase 1 producto y V es el volumen total. Multiplicando el cambio de volumen extendido por la probabilidad de encontrar regiones no trasformadas tiene el efecto de excluir regiones como la b, la cual

claramente no puede contribuir al cambio en el volumen real del producto. Esta ecuación fácilmente puede ser integrada obteniéndose así la fracción de volumen real;

$$\frac{V_1}{V} = 1 - \exp\left(-\frac{V_1^e}{V}\right) \qquad (4.3B)$$

La velocidad de nucleación y crecimiento fácilmente pueden ser sustituidas dentro de $V_1^e$, proporcionándonos así la familiar ecuación de Avrami [10].

En la práctica hay muchos casos donde varias reacciones ocurren juntas. Las diferentes reacciones interfieren unas con otras de modo que tales interferencias son fundamentales para el desarrollo de la microestructura en los aceros para plantas de energía. Los principios involucrados son principalmente ilustrados con un ejemplo en que β y θ precipitan al mismo tiempo en la fase original designada como α. Se asume que la velocidad de nucleación y la velocidad de crecimiento no cambian con el tiempo y que las partículas crecen isotrópicamente.

El incremento en el volumen extendido debido a la nucleación de partículas en un intervalo t=τ hasta t=τ+dτ es dado por:

$$dV_\beta^e = \frac{4}{3}\pi G_\beta^3 (t-\tau)^3 I_\beta(V)\,d\tau \qquad (4.3C)$$

$$dV_\theta^e = \frac{4}{3}\pi G_\theta^3 (t-\tau)^3 I_\theta(V)\,d\tau \qquad (4.3D)$$

Donde $G_\beta$, $G_\theta$, $I_\beta$, $I_\theta$ son las velocidades de crecimiento y nucleación respectivamente, asumiendo que son independientes del tiempo; V es el volumen total del sistema. Para

cada fase, el incremento en el volumen extendido consta de tres partes separadas. Así, para β;

I. β se forma a partir de regiones no transformadas de α
II. β se forma de regiones ya formadas de β.
III. β se forma de regiones ya formadas de θ.

Solo para cuando β se forma de α sin transformar estará contribuyendo al volumen real transformado de β. En promedio, una fracción $\left(1-\frac{V_\beta+V_\theta}{V}\right)$ del volumen extendido estará en el previamente material no transformado. De aquí se sigue que el incremento en el volumen real de β es dado por:

$$dV_\beta = \left(1-\frac{V_\beta+V_\theta}{V}\right) dV_\beta^e \qquad (4.3E)$$

Y similarmente para θ:

$$dV_\theta = \left(1-\frac{V_\beta+V_\theta}{V}\right) dV_\theta^e \qquad (4.3F)$$

Generalmente $V_\beta$ es una función complicada de $V_\theta$ por eso no es posible integrar estas expresiones analíticamente para encontrar las relaciones entre el volumen real y el extendido. La integración numérica es más factible y ofrece la ventaja de cambiar las condiciones de fronteras para la nucleación y el crecimiento durante el desarrollo de la transformación, teniendo en cuenta el cambio en la composición de la matriz durante el curso de la reacción. Este método puede en principio ser aplicado a un gran número de reacciones simultáneas [8,9].

## 4.4 *Reacciones Complejas*

Las múltiples reacciones encontradas en los aceros para plantas de energía presentan importantes complicaciones las cuales pueden ser tratadas bajo el esquema de las transformaciones simultáneas presentadas anteriormente. Las fases interfieren una con la otra no solo reduciendo el volumen disponible para la transformación, sino también extrayendo soluto de la matriz y por consiguiente alterando la composición matricial, esto afecta el crecimiento y la velocidad de nucleación de las fases. Los rasgos principales de la aplicación de la teoría cinética a los aceros para plantas de energía se resumen debajo. Una descripción más detallada es dada por la referencia [8, 9].

- El modelo tiene en cuenta la precipitación simultánea de $M_2X$, $M_{23}C_6$, $M_7C_3$, $M_6C$ y la fase de Lave. M3C (cementita) se asume nuclea instantáneamente con la composición de para equilibrio [11]. Un posterior enriquecimiento de solutos sustitucionales en la $M_3C$ se tiene en cuenta para que alcance su composición de equilibrio.
- Todas las fases excepto $M_3C$ se forman con la composición cerca del equilibrio. La fuerza motriz y las composiciones de las fases precipitadas son calculadas usando MTDATA.
- La interacción entre las fases precipitadas es tomada en consideración considerando el cambio en el soluto promedio de la matriz cuando las fases se forman.
- El modelo no precisa anterior conocimiento de la secuencia de precipitación.
- La disolución de fases en no- equilibrio es incorporada como un evento natural.

- Un conjunto único de parámetros apropiados para las ecuaciones de nucleación (densidades de sitio y energías de superficies) han sido encontradas y son aplicables a una gran variedad de aceros para plantas de energía.

A continuación se reflejan los resultados aplicados a tres aleaciones diferentes de una central eléctrica (Tabla 4.4A). Se destaca que en estas tres aleaciones, de composiciones químicas diferentes, se resalta la similar secuencia de precipitación [8, 12,13], pero con velocidades bastantes diferentes. Por ejemplo a 600 ºC el tiempo consumido antes de que el $M_{23}C_6$ sea observado es de una 1h en el acero 10CrMoV [8], de 10 h en la aleación 3Cr1.5 Mo [12] y por encima de 1000 h en el acero 2 ¼ Cr1Mo [13]. Estas diferencias nunca antes habían sido explicadas [8, 9].

| Acero | C | N | Mn | Cr | Mo | Ni | V | Nb |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **2¼Cr1Mo** | **0,15** | **-** | **0,50** | **2,12** | **0,9** | **0,9** | **-** | **-** |
| **3Cr1.5Mo** | **0,1** | **-** | **1,0** | **3,0** | **1,5** | **1,5** | **0,1** | **-** |
| **10CrMoV** | **0,11** | **0,50** | **0,50** | **10,22** | **1,42** | **1,42** | **0,20** | **0,50** |

**Tabla 4.4A:** Resultados para tres aleaciones diferentes.

## *4.5 Cálculos de las Microestructuras*

Un ploteo mostrando la predicción de la variación de la fracción de volumen de cada precipitado como una función del tiempo a 600 ºC es mostrado en la (Figura 4.5A).

Consistente con los experimentos, la cinética de precipitación de $M_{23}C_6$ predicha es mucho más lenta en el acero 2 ¼ Cr1Mo comparado con los aceros 10CrMoV y 3Cr1.5 Mo. Un factor contribuyente es que en el acero 2 ¼ Cr1Mo una fracción de volumen relativamente grande de $M_2X$ y $M_7C_3$ se forma con anterioridad a $M_{23}C_6$. Esto vacía la

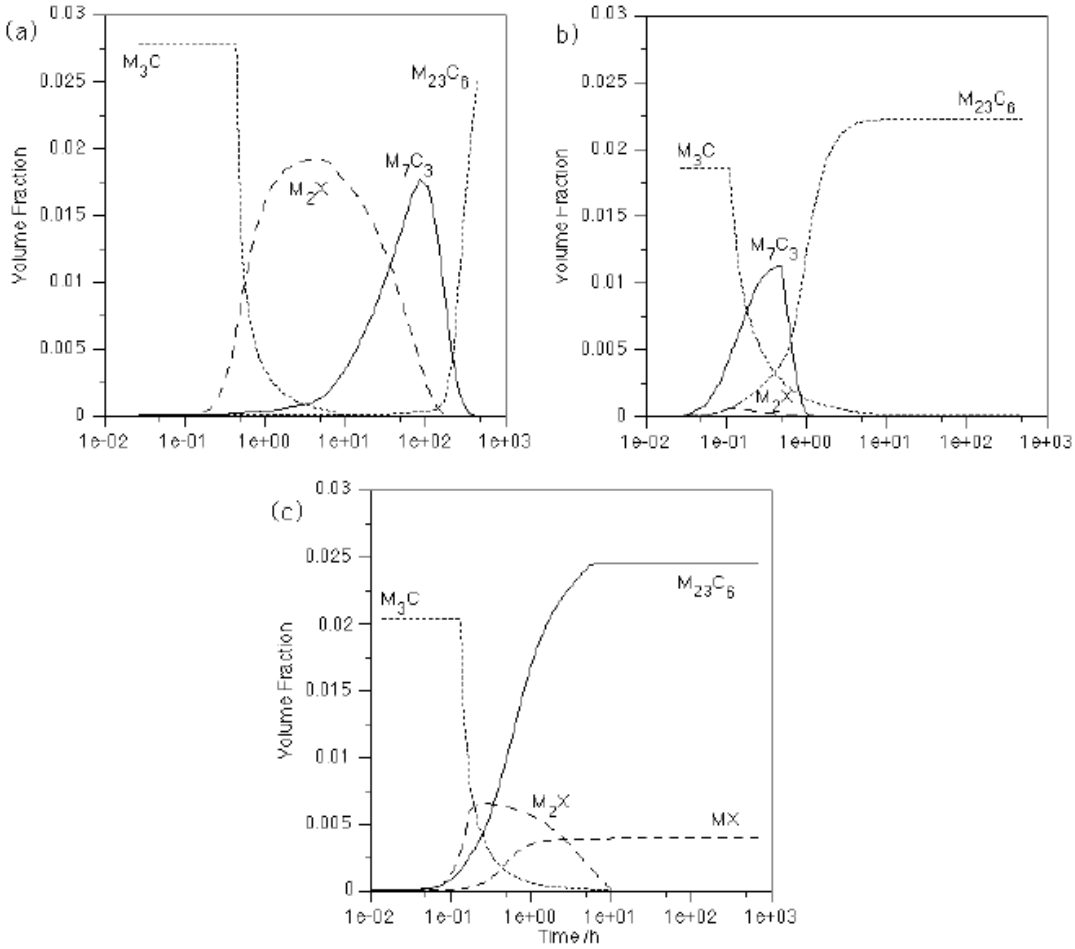
matriz y por consiguiente suprime la precipitación del $M_{23}C_6$. La fracción de volumen de $M_2X$ que se forma en el acero 10CrMoV es relativamente pequeña, y un exceso considerable de soluto en la matriz queda para permitir que el $M_{23}C_6$ precipite rápidamente. Similarmente en el acero 3Cr1.5 Mo las fracciones de volumen de $M_2X$ y $M_2C_3$ son insuficientes para suprimir la precipitación de $M_{23}C_6$ a la misma extensión como en el acero 2 ¼ Cr1Mo.

El $M_{23}C_6$ es frecuentemente observado en la forma de partículas gruesas que son menos efectivas en dificultar la deformación por Creep. Atrasar su precipitación tendría como consecuencia estabilizar las dispersiones más finas de $M_2X$ y MX para largos periodos de tiempo con un incremento en la tensión de ruptura por Creep.

Cálculos como estos pueden usarse para diseñar microestructuras sacando provecho del conocimiento adquirido durante décadas relacionados con lo bueno y lo malo de la tensión de ruptura por Creep. Se alega a menudo que la formación de fases de Laves es perjudicial para la resistencia al Creep, conduciendo a una reducción en la concentración de los elementos endurecedores de la solución solida; ya que los precipitados de Laves son pocos y gruesos, por lo que no contribuyen significativamente al endurecimiento de la aleación. El modelo presentado aquí puede usarse para el diseño en contra de la formación de las fases de Laves.

Notemos por el momento, que esto ha llegado hasta donde el modelado de microestructura ha progresado. Los modelos no son aun capaces de de propinar una distribución de tamaño y aun así de ser posible no hay modelos físicos de deformación de Creep que tengan suficiente precisión para poder hacer uso de esta información. No

seremos desalentados por esto, pues siempre existen buenos métodos empíricos. Presentemos ahora los fundamentos básicos de los trabajos primarios en este sentido hechos por Brun et al [14], Cole y Bhadeshia [15].




**<u>Figura 4.5A:</u>** Ploteo de la fracción de volumen de cada precipitado como una función del tiempo a 600 ºC.

## 4.6 Resistencia a la Rotura por Creep-Las Variables

Los principios básicos del diseño de las aleaciones resistentes a la termofluencia (Creep) están bien establecidos y bien fundamentados por la experiencia. Los aceros deben tener una microestructura estable la cual contiene finos carburos aleados para resistir el movimiento de dislocaciones, sin embargo, los cambios son inevitables durante el largo tiempo de servicio así que debe existir suficiente endurecimiento por solución sólida para garantizar la resistencia al Creep a largo plazo. Puede haber otros requisitos tales como soldabilidad, la corrosión y la resistencia a la oxidación. Sin embargo, es difícil expresar cuantitativamente un diseño del proceso dado el gran número de variables que interactúan.

Estas variables se describen más adelante en el contexto de los cálculos en la (Tabla 4.6A). Por el momento tomamos nota de que la información completa acerca de la microestructura y propiedades, en principio, está centrada en este conjunto de parámetros ya que la composición química y el tratamiento térmico son incluidos comprensivamente. Puede haber, por supuesto, otras variables independientes que podrían ser considerados importantes en el análisis del Creep, pero éstas son por el momento despreciadas por dos razones. En primer lugar, un análisis empírico requiere de datos experimentales, se precisaría de una ambiciosa lista que pudiese reducir el conjunto de datos mientras que las publicaciones con frecuencia no informan todos los parámetros necesarios. En segundo lugar, el efecto de cualquier variable que sea despreciada estará reflejado en la incertidumbre de la predicción. Si las predicciones son ruidosas, entonces se puede mejorar con experimentos cuidadosamente diseñados en

una fecha futura. Teniendo esto en cuenta, los resultados que se presentan se basan en unos 2000 casos de experimentos obtenidos a partir de la literatura publicada. Ahora procedemos a describir brevemente la metodología.

| Acero | 2¼CrMo | 10CrMoW |
|---|---|---|
| Temp Normalizado/ K | 1203 | 1338 |
| Duración/h | 6 | 2 |
| Veloc Enfriamiento | Agua | Aire |
| Temp Templado/ K | 908 | 1043 |
| Duración/h | 6 | 4 |
| Veloc Enfriamiento | Aire | Aire |
| Temp Revenido/K | 873 | 1013 |
| Veloc Enfriamiento | 2 | 4 |
| Duración/h | Aire | Aire |
| C (wt %) | 0,15 | 0,12 |
| Si | 0,21 | 0,05 |
| Mn | 0,53 | 0,64 |
| P | 0,012 | 0,016 |
| S | 0,012 | 0,001 |
| Cr | 2,4 | 10,61 |
| Mo | 1,01 | 0,44 |
| W | 0,01 | 1,87 |
| Ni | 0,14 | 0,32 |
| Cu | 0,16 | 0,86 |
| V | 0,01 | 0,21 |
| Nb | 0,005 | 0,01 |
| N | 0,0108 | 0,064 |
| Al | 0,018 | 0,022 |
| B | 0,0003 | 0,0022 |
| Co | 0,05 | 0,015 |
| Ta | 0,0003 | 0,0003 |
| O | 0,01 | 0,01 |

**Tabla 3.6.1:** Variables de entrada para dos aleaciones usando el modelo de redes neuronales. La composición química se da para todos en (wt %).

## *4.7 Método de Redes Neuronales*

La mayoría de las personas están familiarizadas con el análisis de regresión donde los datos son ajustados a una determinada relación que es generalmente lineal [5]. El resultado es una ecuación en la cual cada una de las entradas $x_j$ es multiplicadas por un peso $w_j$; la suma de todos esos productos y una constante θ darán el estimado de la salida $y = \sum w_j x_j + \theta$ .Se comprende hoy lo peligroso en trabajar con tales análisis más allá del rango de ajuste de la data seleccionada.

Un método mucho mas general es el análisis por redes neuronales, como anteriormente cada una de las entradas $x_j$ es multiplicadas por un peso $w_j$; pero la suma de todos esos productos forma el argumento de una tangente hiperbólica. La salida y es por consiguiente una función no lineal de xj, la función que es usualmente seleccionada es la tangente hiperbólica debido a su flexibilidad. La forma exacta de la tangente hiperbólica se puede variar por alterar los pesos (Figura 4.7A.a). Además grados de no linealidad pueden ser introducidos por combinar varias de estas tangentes hiperbólicas (Figura.4.7A.b), así el método de redes neuronales es capaz de capturar casi arbitrariamente relaciones no lineales. Por ejemplo es bien conocido que el efecto del cromo sobre la microestructura del acero es quizás diferente a grandes concentraciones respecto a las aleaciones diluidas. Ordinariamente el análisis de regresión no puede hacerle frente a tales cambios en la forma de relaciones pre-establecidas.

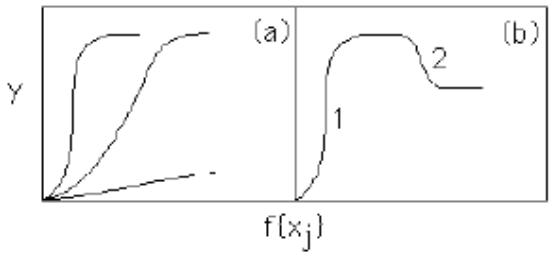



**Figura 4.7A:** (a) Tres funciones diferentes de tangentes hiperbólicas, para la resistencia de cada uno en función de los pesos. (b) Combinación de dos tangentes hiperbólicas para un modelo complejo.

Una dificultad potencial con el uso de regresiones de potencia es la posibilidad sobre ajustes (over-fitting) de los datos (Figura. 4.7B). Por ejemplo, uno puede producir un modelo de red neuronal para un conjunto de datos aleatorios. Para evitar esta dificultad los datos experimentales se pueden dividir en dos conjuntos, uno de entrenamiento de la red y otro de prueba. El modelo es producido solamente usando los datos de entrenamiento. Los datos de prueba son entonces usados para chequear el modelo y ver si funciona cuando se le presentan datos no vistos por la red.

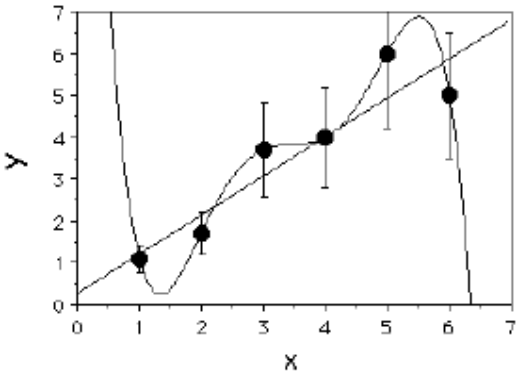



**Figura 4.7B:** Ajustes (over-fitting) de los datos.

Los modelos de redes neuronales en muchas formas imitan la experiencia humana y son capaces de aprender o ser entrenadas para reconocer la esencia correcta en lugar de las

tendencias no esenciales. A diferencia de la experiencia humana, estos modelos pueden ser transferidos fácilmente entre las generaciones y desarrollado de manera constante para hacer herramientas de diseño de un valor duradero. Estos modelos también imponen una disciplina en la era de almacenamiento digital de valiosos datos experimentales, que de otro modo podrían perderse con el paso del tiempo.

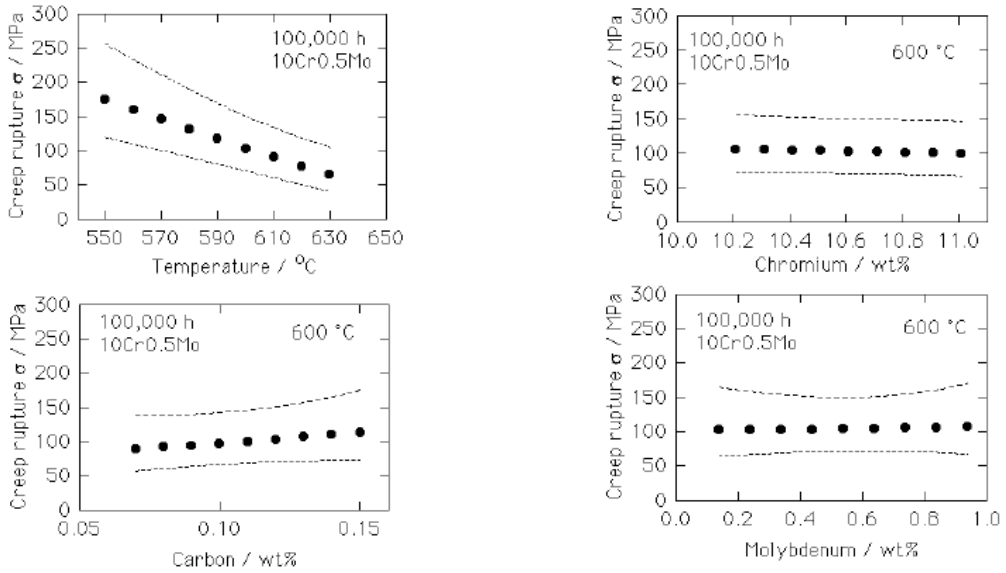
La técnica es muy potente y útil. Su aplicación al análisis de la resistencia a la termofluencia se presenta a continuación. Los detalles se pueden encontrar en otros trabajos [16], pero es importante tener en cuenta que la generalización de este modelo sobre datos no vistos ha sido probada extensamente contra una gran cantidad de información.

## *4.8 Cálculo de la Resistencia a la Rotura por Creep.*

La (Figura 4.8A) muestra la variación en la resistencia a la rotura por termofluencia ($10^5$ h) de un moderno acero resistente al creep 10CrMoW (Tabla 4.8A) como una función de la temperatura, las concentraciones de carbono, cromo y molibdeno. Los límites de error representan la incertidumbre en el ajuste de la función no lineal con los datos de entrenamiento, con límites de confianza del 65%. Hay un error adicional asociado con cada cálculo, que es el ruido de los datos experimentales, que se percibe como del orden del 2%. El diseño ingenieril de las plantas de energía se basa en la capacidad de soportar los aceros tensiones de 100 MPa durante $10^5$ horas a la temperatura de servicio. La insensibilidad aparente de la resistencia a la rotura por creep de las concentraciones de

molibdeno o cromo para $10^5$ h no es sorprendente dado que los carburos estarán extremadamente coalescidos en esa etapa de la vida.

Datos similares para el clásico acero 2(1/4) Cr1Mo se ilustran en la (Figura. 2.7.2). Las incertidumbres del ajuste son más pequeñas en este caso debido a la mayor cantidad de datos disponibles ya que esta aleación ha sido utilizada y estudiada por un tiempo mucho más largo.




**<u>Figura 4.8A:</u>** Muestra la variación en la resistencia a la rotura por termofluencia ($10^5$ h) de un moderno acero resistente al creep 10CrMoW.

Los cálculos como estos ahora pueden ser realizados de forma rutinaria. Además, los modelos pueden ser mejorados tanto a medida que más datos estén disponibles y así la resistencia a la rotura por creep puede ser mejor entendida. El modelo se puede utilizar en una variedad amplia de maneras. La aplicación combinada de los modelos físicos

presentados anteriormente, y el modelo de red neuronal han llevado a predicciones de aleaciones nuevas que deben tener resistencias a la fluencia mucho mejor que cualquier aleación comercial comparable [4]. Otra forma es aplicar los modelos a las aleaciones de soldadura, para las cuales se disponen de mucho menos datos cuando se compara con los datos de aceros forjados.

| | Plate | Weld | Plate | Weld |
|---|---|---|---|---|
| **C** | **0,110** | **0,091** | **0,110** | **0,090** |
| **Mn** | **0,390** | **0,590** | **0,040** | **0,480** |
| **Si** | **0,290** | **0,300** | **0,460** | **0,500** |
| **Cu** | **0,150** | **0,024** | | |
| **Ni** | **0,150** | **0,033** | **0,050** | **0,050** |
| **Cr** | **2,070** | **2,480** | **8,960** | **8,700** |
| **Mo** | **0,900** | **1,170** | **0,470** | **0,980** |
| **Nb** | | | **0,069** | **0,040** |
| **V** | **0,004** | **0,015** | **0,200** | **0,200** |
| **S** | **0,022** | **0,014** | | |
| **P** | **0,011** | **0,010** | | |
| **N** | **0,005** | **0,010** | **0,051** | **0,040** |
| **O** | **0,005** | **0,030** | **0,005** | **0,030** |

**Tabla 4.8A:** Composición química en (wt %).

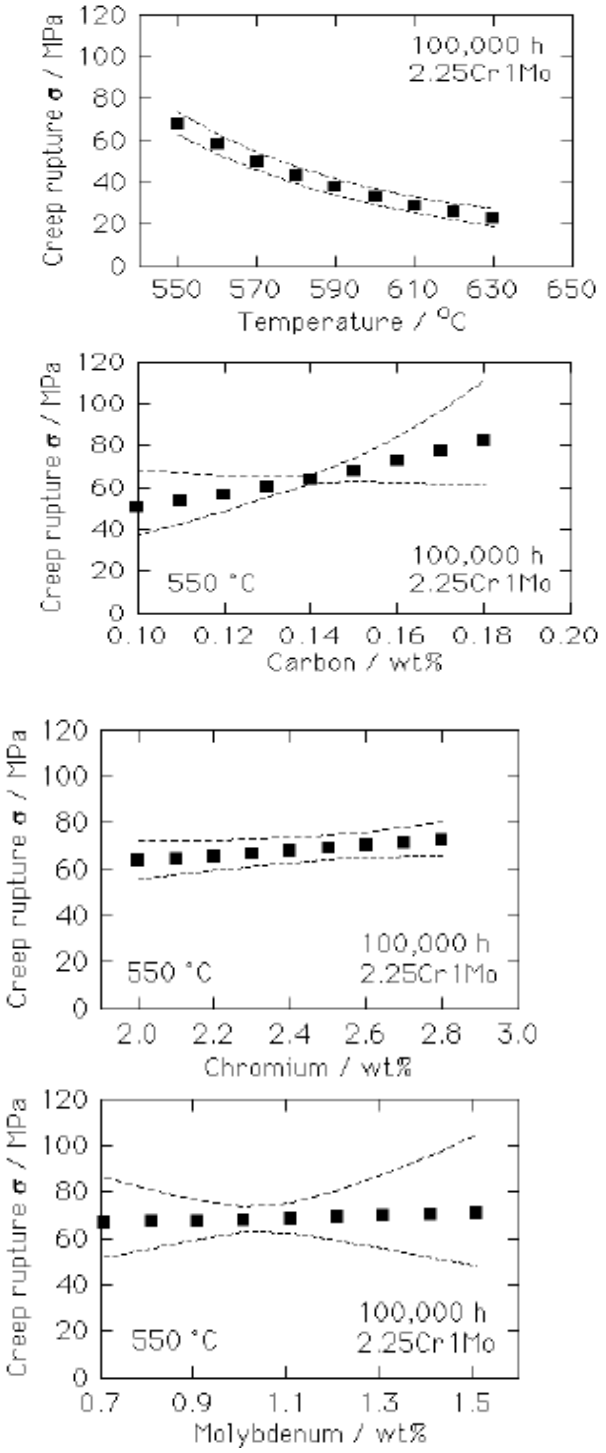



**Figura 4.8B:** Datos para acero clásico 2¼ Cr1Mo.

## 4.9 Modelo de Procesos Gaussianos

Recientes artículos [17-20] han demostrado la posibilidad de utilizar procesos Gaussianos para modelar las propiedades de complejos materiales como una función de su composición y / o parámetros de procesamiento. Ellos ejecutan una regresión no lineal multidimensional de una salida (una propiedad mecánica, física o microestructural) en función de muchas entradas (composición, tratamientos termomecánicos, la temperatura, etc.). Idealmente, la base de datos sobre la cual el modelo está basado debe contener un gran número de mediciones, cubriendo una amplia gama de composiciones de aleaciones y condiciones de ensayo.

En primer lugar, la estructura estadística de los procesos Gaussianos es presenta en [21, 22]. Considere los datos D constituidos de N vectores de entrada L-dimensionales $\{ x_1, x_2, ..., x_N\} = [X_N]$, cada vector refiriéndose a una aleación probada en condiciones particulares, y sus correspondientes N salidas o blancos $\{t_1, t_2, ..., t_N\} = t_N$, cada blanco siendo una medida. La unión de la distribución de probabilidad, en un espacio N-dimensional, del vector blanco $t_N$ dada la matriz de entrada $[X_N]$, se denota por: $P(t_N|[X_N])$. Para predecir el valor de la salida, $t_{N+1}$, correspondiente a un Nuevo vestor de entrada, $x_{N+1}$ (una nueva aleación y/o nuevas condiciones de prueba), se requiere calcular la distribucion de probabilidad en una dimension sobre el punto pronosticado $P(t_{N+1}|x_{N+1}, D\}$, dado al conocimiento del correspondiente vector de entrada, $x_{N+1}$, y los datos $D=\{t_N, [X_N]\}$. Esto último se relaciona con la distribucion de probabilidades conjuntas de ambos N datos y de los nuevos puntos , $P(t_{N+1}, t_N|x_{N+1}, [X_N])$ por la siguiente realcion [21]:

$$P(t_{N+1}|x_{N+1}, D)=\{ P(tN + 1 ,tN|xN + 1 , [XN ])\}/ P(t N|[XN ]) \qquad (4.9A)$$

Esta distribución se define como un proceso Gaussiano. El modelo asume que la distribución de probabilidad conjunta de cualquier N valores de salida es una Gaussiana multivariante,

$$P(t_N|[X_N], \theta)\alpha\exp(-1/2(t_N-v)^T[C_N]^{-1}(t_N-v)) \quad (4.9B)$$

donde v es la media, $[C_N]$ una matriz de covarianza, que es una función de $[X_N]$, y $\theta$ es un conjunto de parámetros que se detallan en [23] . Una ecuación similar con N + 1 variables se sustenta para $t_{N+1} = (t_N, t_{N+1})$, y la ecuación (4.9A) se reduce a una univariada Gaussiana de la forma [21]:

$$P(t_{N+1}|x_{N+1}, D)=(1/(2\pi)^{1/2}\sigma_t)\exp[-(t_{N+1}-\mathbf{t})^2/2\sigma_t^2] \quad (4.9C)$$

Donde **t** es la predicción y $\sigma_t$ la desviación estándar. La ecuación (4.9C) ofrece la distribución de probabilidad de la nueva salida $t_{N+1}$, dado el nuevo conjunto de entradas $X_{N+1}$ y los datos D. Tanto la predicción de **t** y su desviación estándar $\sigma_t$ dependen de la matriz de covarianza $[C_N]$ cuyos elementos Ci j vienen dados por la función de covarianza C. La forma de esta función es esencial, ya que incorpora las suposiciones acerca de la naturaleza de las marcadas entradas-salidas requerida en el modelo. Básicamente, esta define la influencia de cualquier entrada fuerte en la salida.

La estructura de procesos Gaussianos ha sido utilizado en la determinación de la resistencia a la fluencia [23] pero hasta donde conocen los autores este modelo no ha sido usado en la determinación de la resistencia al Creep.

Los aceros ferríto-martensíticos con contenidos de Cr que van desde 9 a 12% en son ampliamente utilizados en las plantas de generación de energía en tubos por donde circula el vapor originado por la quema de combustibles fósiles [24,25]. Estos aceros resistentes al calor contienen típicamente de 0,1 a 0,2 de carbono y pequeñas PCT

adiciones de metales refractarios, tales como Mo, V y W. La estructura martensítica se forma directamente del enfriamiento al aire desde las típicas temperaturas de normalización (1050 ° C ) y son utilizados en una condición normalizado-revenido, con una microestructura inicial de martensita revenida, carburos $M_{23}C_6$ (donde M es principalmente Cr) a lo largo de las anteriores fronteras de austenita y subgranos (listones), y en algunos casos finos precipitados de carbonitruros MX (donde M es principalmente Nb y V y X es C o N) dentro los listones [26-28]. Los aceros ferrítico-martensíticos han sido ampliamente desarrollados y estudiados en los últimos 30 años debido a la necesidad de incrementar cada vez más la temperatura y la presión del vapor, encontrándose comúnmente en plantas supercríticas y ultra-supercríticas operando en condiciones próximas a 630° C y 30 MPa. [29, 30].

Los aceros ferrítico-martensíticos también están siendo considerados para aplicaciones en diversas plantas nucleares de generación avanzada IV como en los recipientes a presión y diversas tuberías. Ellos son un sustituto atractivo de los aceros inoxidables austeníticos, debido a su costo reducido, bajo coeficiente de expansión térmica, y una mejor estabilidad a la radiación combinada con una adecuada resistencia a la corrosión. [31-33].

Aunque estudios de la microestructura, resistencia y estabilidad térmica de estos aceros ferríto-martensíticos han sido publicados ampliamente en la literatura, [34-38], la mayoría de ellos reporta los resultados de ensayos realizados sobre muestras de laboratorio con bien controlados tratamientos térmicos. Menos documentados son los efectos de las variaciones en los tratamientos térmicos sobre las propiedades de estos aceros, a pesar de que muchas fallas durante el servicio se atribuyen a algún tratamiento térmico inadecuado. [39] Ejemplos concretos se ponen de manifiesto en diferentes reportes publicados en la literatura [40-41].Una compilación de diferentes fallos debido

a inadecuados tratamientos térmicos en los aceros modificados 9Cr 1Mo se han resumido recientemente por Cohn et al. [42] Esta claro, de estas y otros publicaciones que los aceros más avanzados y resistentes al calor (es decir, aquellos que contienen precipitados MX) son más sensibles a los tratamientos térmicos y variaciones en los procesos de soldadura que los tradicionales aceros 2.25Cr-1Mo (Sociedad Americana de Ingenieros Mecánicos [ASME] Grado 22) o la norma 9Cr-1Mo (ASME Grado 9).

Pretendemos en la presente tesis reportar los resultados de un estudio sobre la influencia de la temperatura de normalización en la resistencia al creep y sus características microestructurales de un acero modificado 9Cr-1Mo (9Cr-1Mo-VNb, ASME Grado 91). Los aceros modificados 9Cr-1Mo, son una" segunda generación" de aceros ferríto-martensítios que se desarrollaron en la década de 1970, [35,43-44] y son ampliamente utilizados para tuberías de vapor en las calderas de plantas térmicas supercríticas de generación de energía y ya tienen aplicaciones en varias plantas de generación nucleares IV.

# 5 **CAPITULO 3:** Resultados

## 5.1 Análisis de los resultados

La (Figura 5.1A) muestra la tendencia a la resistencia a la termofluencia (creep) respecto al tiempo de trabajo [10horas hasta 100000 horas] a 600º C para tres diferentes temperaturas de normalización (1050º C, 950º C y 900º C).

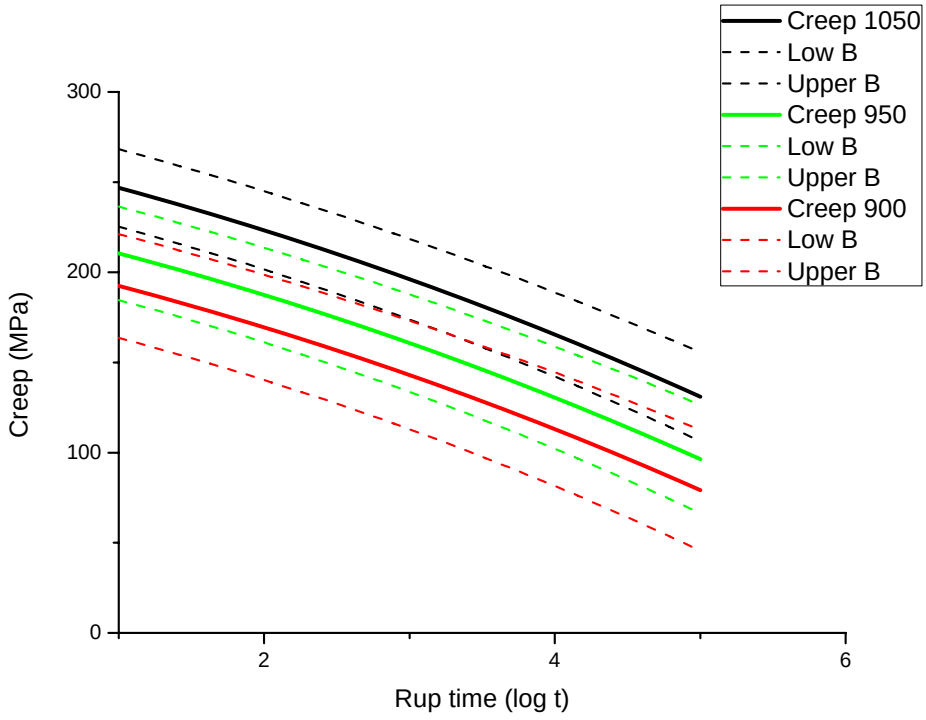



**Figura 5.1A:** Resistencia al Creep vs. Tiempo de rotura a 600º C para tres diferentes temperaturas de normalización.

Puede observarse una caída de la resistencia al creep en la medida que disminuye la temperatura de normalización aspecto hasta ahora no discutido en la literatura.

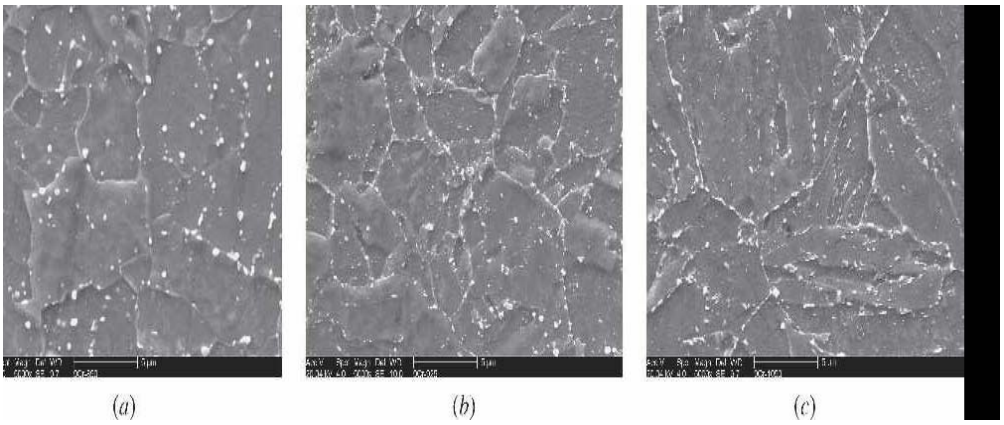



**Figura 5.1B**: Microestructuras obtenidas al SEM para tres temperaturas de normalización (a) 850º C, (b) 925º C y (c) 1050º C. todas revenidas por dos horas a 760º C.

Las microestructuras (Figura 5.1B) mostraron una continua gradación con la temperatura creciente de normalización desde una estructura de ferrita equiaxial con precipitados $M_{23}C_6$ relativamente gruesos (que se muestra en la Figura 5.1B (a) para 850° C de normalización) a una estructura de martensita revenida con listones claramente definidos y finos precipitados inter y transgranulares (que se muestra en la Figura 5.1B (c) para 1050° C de normalización).

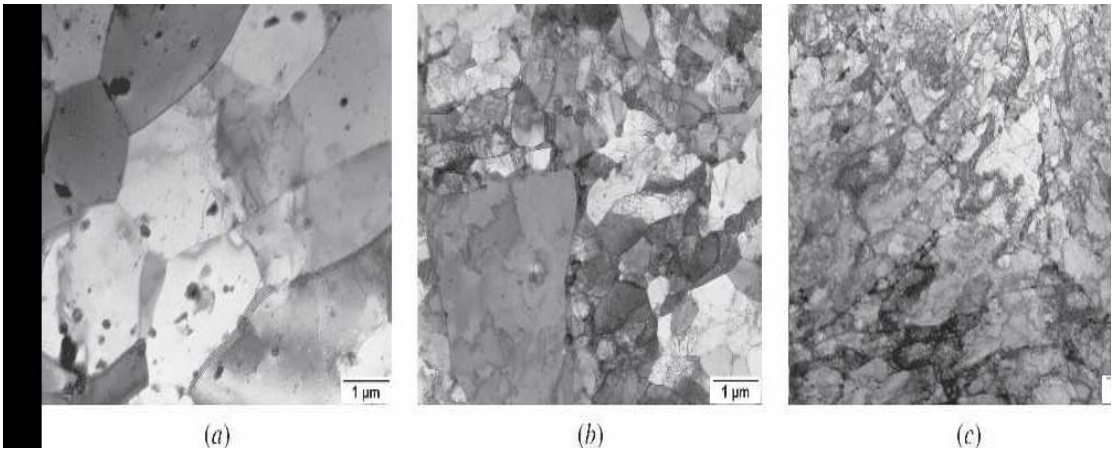



Figura 5.1C: Microestructuras de TEM correspondiente al acero 9Cr-1Mo normalizado a (a) 850° C, (b) 900° C, y (c) 1050° C. Todos se han revenido a 760° C.

El examen al microscopio electrónico de transmisión (TEM) confirmó la estructura después de la normalización a 850° C y posterior revenido consistiendo de gruesos carburos $M_{23}C_6$ en una matriz de ferrita recuperada con granos equiaxiales (Figura 5.1C (a)). Algunos listones martensíticos se observaron a lo largo de los granos de ferrita después de la normalización a una temperatura intermedia de 900 ° C más revenido (Figura 5.1C (b)), mientras que una totalmente estructura martensítica con una densidad alta de dislocaciones y carburos M23C6 a lo largo de las fronteras de listones

martensíticos y anteriores fronteras de la fase austenítica fue observada después de la normalización a 1050° C de temperatura más revenido (figura 5.1C (c)).

Temperaturas de normalización menores que el estándar de 1050° C claramente tienen un impacto negativo en la resistencia a elevadas temperaturas del acero 9Cr-1Mo modificado. La resistencia a la rotura por Creep se redujo gradualmente a medida que la temperatura de normalización descendía de los 950° C. La vida de rotura por Creep después de la normalización a 850 ° C fue de casi dos órdenes de magnitud menos que en la condición estándar.

Las microestructuras observadas fueron consistentes con las temperaturas de transformación medidas por otros autores [45]. La menor temperatura normalización investigada 850° C, [45], estaba sólo ligeramente por encima de la temperatura medida Ac1 (825° C), y poco transformación a austenita durante la normalización era esperada. De hecho, ningún signo de transformación austenita fue observado [45]; la estructura después de 850° C de normalización y revenido consistió únicamente en ferrita poligonal con relativamente carburos gruesos (figuras 5.1B (a) y 5.1C (a)). El espécimen normalizado a la temperatura Ac3 (900° C) mostró una mezcla de ferrita y martensita revenida después del revenido (Figura C.1C (b)), y la normalización a altas temperaturas produjo puramente estructuras martensíticos que fueron entonces revenidas a 760° C (Figura 5.1C (c)). El tamaño de grano austenítico previo era ligeramente más fino después de la normalización a temperaturas reducidas, como se debía esperar.

La presencia de una baja densidad de dislocaciones en la ferrita para las temperaturas de normalización de 900° C y 850° C explican lo reportado en [45] para una reducida resistencia a la tracción a temperatura ambiente y el aumento indiscutible de la ductilidad en estas condiciones. La propiedad de tracción a la temperatura ambiente reportada en [45] es esencialmente independiente de la temperatura de normalización desde 925° C a 1050° C, en consonancia con la similitud de microestructuras y tamaños de los precipitados medidos al MET.

Sin embargo, la reducción de la resistencia a la rotura por Creep se observó para todas las temperaturas de normalización menores que 1050° C. y como no hubo observación de cambios significativos en la microestructura para tal comportamiento, se infiere que la fuente de esta reducción significativa en la propiedad de Creep para temperaturas de normalización entre 925° C y 1000° C sea bien la fracción volumétrica o la distribución de tamaños del precipitado MX muy fino que probablemente se manifieste coalescido o disuelto de manera incompleta a las menores temperaturas de normalización. El desempeño clave de los precipitados MX en la mejora de la resistencia a la rotura por Creep de avanzados aceros ferrítico-martensíticos se ha discutido en detalle en la literatura [46-48]. Los precipitados MX retardan o impiden el crecimiento y la restauración de los subgranos durante el desarrollo del Creep. La listones y estructuras ferríticas libres de dislocaciones (baja densidad) observadas después de la normalización a 850° C y 900° C tienen una relativamente pobre influencia en la resistencia al Creep (la reducen) como se refleja en la drástica reducción de la resistencia a la rotura por Creep para estas condiciones.

Desafortunadamente, en el ámbito de este trabajo no hemos podido cuantificar las diferencias en las características de los precipitados MX para las diferentes temperaturas de normalización, aquí referidas.

No se observaron diferencias significativas en los tamaños de los precipitados observados en las superficies pulidas y atacadas para las temperaturas de normalización entre 925 ° C y 1050 ° C, porque esencialmente eran carburos $M_{23}C_6$, que no sufrieron mucha variación.

Trabajos anteriores han descrito cambios en los precipitados MX durante la exposición a condiciones de ensayos de Creep, [47, 49,50], pero no se han reportado cambios en las características de estos debido a cambios en la temperatura de normalización.

# 6 Conclusiones

1-Las temperaturas de normalizaciones iguales o inferiores a la temperatura Ac3 (900° C) originaron como consecuencia estructuras que contienen significativamente ferrita restaurada poligonizada. La normalización a temperaturas de 925° C y por encima originó estructuras de martensita revenida después del revenido a 760° C.

2-La resistencia a la rotura por Creep en condiciones de prueba a 600° C disminuyó continuamente con la disminución de temperatura de normalización. La reducción de la resistencia a la rotura por Creep para las temperaturas de normalización de 850° C y 900 ° C se atribuye a la presencia de una ferrita debilitada (baja densidad de dislocaciones y precipitados gruesos) en la microestructura, mientras que las reducciones de la resistencia para temperaturas de normalización entre 925 ° C y 1000 ° C se atribuye a sutiles cambios en los precipitados MX resultantes de la coalescencia y a la disolución incompleta de ellos durante la normalización.

# 7 **Recomendaciones**

1. Realizar este mismo estudio para diferentes variables que puedan traer consigo una afectación considerable en el pronóstico de resistencia al creep.

2. Ampliar la base de datos experimentales, con un mayor número de experimentos con el objetivo de proporcionar una mejor visión pronóstico de resistencia al creep.
3. Implementar nuevos métodos computacionales que permitan un pronóstico a priori del creep.

# 8 Referencias

(1)- F. Masuyama, “History of Power Plants and Progress in Heat Resistant Steels”, ISIJ International, Vol. 41, No. 6, (2001), pp. 612 – 625.

(2)- F. Masuyama and H.K.D.H. Bhadeshia, CREEP STRENGTH OF HIGH CR FERRITIC STEELS DESIGNED USING NEURAL NETWORKS AND PHASE STABILITY CALCULATIONS, Fifth International Conference on Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, October 3-5 (2007), Florida.

(3)- H. K. D. H. Bhadeshia, “Neural Networks in Materials Science”, ISIJ International, Vol. 39, No. 10, (1999), pp. 966 – 979.

(4)- F. Brun, T. Yoshida, J. D. Robson, V. Narayan, H. K. D. H. Bhadeshia and J. C. Mackay, “Theoretical Design of Ferritic Creep Resistant Steels using Neural Network, Kinetic, and Thermodynamic Model”, Materials Science and Technology, Vol. 15, (1999), pp. 547 – 554.

(5)- H. K. D. H. Bhadeshia, DESIGN OF FERRITIC CREEP–RESISTANT STEELS, *Proceedings of Ultra-Steel 2000,* National Research Institute for Metals, Tsukuba, Japan, 2000, pp. 89-108.

(6)- MTDATA: Metallurgical Thermochemistry Group, National Physical Laboratory, Teddington, London (1998).

(7)- S. D. Mann, D. G. McCulloch and B. C. Muddle: Metallurgical and Materials Transactions A 26A, 509-520(1995).

(8)- J. D. Robson and H. K. D. H. Bhadeshia: Mat. Sci. Tech. 13, 631-644, (1997).

(9)- J. D. Robson and H. K. D. H. Bhadeshia: Calphad 20 447-460 (1996).

(10)- J. W. Christian: Theory of Transformations in Metals and Alloys, Pergamon Press, Oxford, 2nd edition, part I (1975).

(11)- H. K. D. H. Bhadeshia: Materials Science and Technology 5, 131-137,(1989).

(12)- N. Fujita and H. K. D. H. Bhadeshia: Advanced Heat Resistant Steels for Power Generation, San Sebastian, published by the Institute of Materials, London, 223-233(1998).

(13)- R. G. Baker and J. Nutting: Journal of the Iron and Steel Institute 192, 257-268(1959).

(14)- 9. F. Brun, T. Yoshida, J. D. Robson, V. Narayan and H. K. D. H. Bhadeshia: Materials Science and Technology 15 547-555(1999).

(15)- D. Cole, C. Martin-Moran, A. G. Sheard, H. K. D. H. Bhadeshia and D. J. C. MacKay: Science and Technology of Welding and Joining (2000).

(16)- D. J. C. MacKay: Neural Computation 4, 415-472(1992).

(17)-C. A. L. Bailer-Jones, H. K. D. H. Bhadeshia and D.J.C. Mackay, *Mater. Sci. Technol.*, 1999, **15**, 287 - 294.

(18)- F. Tancret, H. K. D. H. Bhadeshia and D. J. C. Mackay, *ISIJ Int.*, 1999, **39**, 1020-1026.

(19)- F. Tancret, H. K. D. H. Bhadeshia and D. J. C. Mackay, *Key Eng. Mater.*, 2000, **171 - 174**, 529 - 536.

(20)- C. A. L. Bailer-Jones, D. J. C. Mackay, T. J. Sabin and P. J. Withers: *Austr. J. Intell. Inf. Process. Syst.*, 1998, **5**, 10 -17.

(21)- M. N. Gibbs: `Bayesian Gaussian processes for regression and classification' , PhD thesis, University of Cambridge, UK, 1998.

(22)- C. K. I. Williams and C. E. Rasmussen: in `Advances in neural information processing systems 8' , (ed. D. S. Touretzky *et al.*); 1996, Cambridge, MA, MIT Press.

(23)- F. Tancret, H. K. D. H. Bhadeshia and D. J. C. MacKay, Materials Science and Technology March 2003 Vol. 19 283.

(24)- A. Fleming, R.V. Maskell, L.W. Buchanan, and T. Wilson: in Material for High Temperature Power Generation and Process Plant Applications, A. Strang, ed., IOMCommunications, London, 2000, pp. 33-77.

(25)- F.B. Pickering: in Microstructural Development and Stability in High Chromium Ferritic Power Plant Steels, A. Strang and D.J. Gooch, eds., Institute of Materials, London, 1997, pp. 1-29.

(26)- P.J. Ennis and A. Czyrska-Filemonowicz: OMMI, 2002, vol. 1.Available at www.ommi.co.uk

(27)- K. Maruyama, K. Sawada, and J. Koike: ISIJ Int., 2001, vol. 41, pp. 641-53.

(28)- J. Orr and L. Woollard: in Microstructural Development and Stability in High Chromium Ferritic Power Plant Steels, A. Strang and D.J. Gooch, eds., Institute of Materials, London, 1997.

(29)- R. Viswanathan and W. Bakker: Materials for Boilers in Ultra Supercritical Power Plants in 2000 International Joint Power Generation Conference IJPG2000. 2000. Miami Beach, FL: ASME.

(30)- F. Masuyama: ISIJ Int., 2001, vol. 41, pp. 612-25.

(31)- T.A. Allen, S. Bruemmer, J. Elmer, M. Kassner, A. Motta, G.R. Odette, R.E. Stoller, G. Was, W. Wolfer, and S. Zinkle: Higher Temperature Reactor Materials Workshop, Argonne National Laboratory Report ANL-02/12, 2002.

(32)- ‘‘Next Generation Nuclear Plant Materials Research and Development Program Plan,’’ Idaho National Engineering and Environmental Laboratory Report INEEL/EXT-04-02347, 2004.

(33)- R.L. Klueh and D.R. Harries: High-Chromium Ferritic and Martensitic Steels for Nuclear Applications, ASTM, West Conshohocken, PA, 2001.

(34)-. W.B. Jones, C.R. Hills, and D.H. Polonis: Metall. Trans. A, 1991, vol. 22A, pp. 1049-58.

(35)- *V.K. Sikka, M.G. Cowgill, and B.W. Roberts: in Ferritic Alloys for* Use in Nuclear Energy Technologies, J.W. Davis and D.J. Michel, eds., TMS, Warrendale, PA, 1983, pp. 413-23.

(36)- H. Okamura, R. Ohtani, K. Saito, K. Kimura, R. Ishii, K. Fujiyama, S. Hongo, T. Iseki, and H. Uchida: Nucl. Eng. Des., 1999, vol. 193, pp. 243-54.

(37)- S. Spigarelli, E. Cerri, P. Bianchi, and E. Evangelista: Mater. Sci. Technol., 1999, vol. 15, pp. 1433-40.

(38)- J.M. Vitek and R.L. Klueh: Metall. Trans. A, 1983, vol. 14A, pp. 1047-55.

(39)- R.D. Townsend: in Materials for High Temperature Power Generation and Process Plant Applications, A. Strang, ed., IOM Communications, London, U.K., 2000, pp. 199-223.

(40)- D.R. Barraclough and D.J. Gooch: Mater. Sci. Technol., 1985, vol. 1, pp. 961-67.

(41)- J. Hald: in Microstructural Stability of Creep Resistant Alloys for High Temperature Plant Applications, A. Strang, J. Cawley, and G.W. Greenwood, eds., IOM Communications Ltd, London, U.K., 1998, pp. 173-84.

(42)- M.J. Cohn, J.F. Henry, and D. Nass: ASME, 2005, vol. 127, pp. 197-203.

(43)- V.K. Sikka, C.T. Ward, and K.C. Thomas: in Ferritic Steels for High-Temperature Applications, A.K. Khare, ed., ASM, Metals Park, OH, 1983, pp. 65-84.

(44)- G.C. Bodine and R.E. McDonald: in Ferritic Steels for High Temperature Applications, A.K. Khare, ed., ASM, Metals Park, OH, 1983, pp. 9-20.

(45)- T.C. TOTEMEIER, H. TIAN, and J.A. SIMPSON, METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS, VOLUME 37A, MAY 2006—1519-1525.

(46)- P.J. Ennis and A. Czyrska-Filemonowicz: OMMI, 2002, vol. 1. Available at www.ommi.co.uk.

(47)- K. Maruyama, K. Sawada, and J. Koike: ISIJ Int., 2001, vol. 41, pp. 641-53.

(48)- J. Orr and L. Woollard: in Microstructural Development and Stability in High Chromium Ferritic Power Plant Steels, A. Strang and D.J. Gooch, eds., Institute of Materials, London, 1997.

(49)- P. Bianchi, P. Bontempi, A. Benvenuti, and N. Ricci: in Microstructural Stability of Creep Resistant Alloys for High Temperature Plant Applications, A. Strang, J. Cawley, and G.W. Greenwood, eds., IOM Communications, London, U.K., 1998, pp. 107-16.

(50)- A. Orlova, J. Bursik, K. Kucharova, and V. Sklenicka: in Microstructural Stability of Creep Resistant Alloys for High Temperature Plant Applications, A. Strang, J. Cawley, and G.W. Greenwood, eds., IOM

Communications, London, U.K., 1998, pp. 89-106.