

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

DETERMINACIÓN DE LA ECUACIÓN CONSTITUTIVA DE UN ACERO DE BAJO CARBONO DEFORMADO EN CALIENTE

Presentado ante la Ilustre
Universidad Central de Venezuela
para optar al Título de
Ingeniero Metalúrgico
por Br. Bertolotti Moreira, Carla de Lourdes.

CARACAS, JUNIO DE 2004

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

DETERMINACIÓN DE LA ECUACIÓN CONSTITUTIVA DE UN ACERO DE BAJO CARBONO DEFORMADO EN CALIENTE

Presentado ante la Ilustre
Universidad Central de Venezuela
para optar al Título de
Ingeniero Metalúrgico
por Br. Bertolotti Moreira, Carla de Lourdes.

CARACAS, JUNIO DE 2004

Para ti Mamá, donde quiera que estés.

AGRADECIMIENTOS

Al Dr. Eli Saul Puchi tutor académico de la Universidad Central de Venezuela, por todo el apoyo brindado durante la realización del presente trabajo con sus conocimientos y calidad humana que contribuyeron a la feliz culminación esta investigación.

Al Prof. Crisanto Villalobos, por todo el apoyo brindado y por su confianza.

A mi Padre, y mis hermanas Romy y Claudia, gracias por estar ahí siempre por disfrutar conmigo lo malos y buenos momentos, este es un triunfo de todos.

A Carlos Gomes, por todos los momentos de alegrías, por participar en mis sueños y por compartir conmigo mis triunfos y los suyos.

A Luis Perdomo, a Víctor Torres y a José Gregorio La Barbera, por su colaboración prestada en el laboratorio de aluminio para la culminación de este trabajo de investigación.

A la Universidad Central de Venezuela por la formación adquirida y por todo los beneficios que pude obtener durante el curso de mi carrera.

A todos los profesores que me han instruido a lo largo de mi carrera, pero sobre todo a los profesores Edwin Carrasqueño, Sonia Camero, José Balbino León, Leonardo Berrios, Ruth Bisbal y Freddy Fraudita, por su confianza y apoyo.

RESUMEN

CARLA de L. BERTOLOTTI M.

DETERMINACIÓN DE LA ECUACIÓN CONSTITUTIVA DE UN ACERO DE BAJO CARBONO DEFORMADO EN CALIENTE

Tesis. Caracas. Universidad Central de Venezuela. Facultad Ingeniería. Escuela
Metalúrgica y Ciencia de los Materiales 2004, 59 páginas.

La dependencia de la deformación, tasa de deformación y la temperatura de un acero de bajo carbono, deformado bajo condiciones de compresión, han sido investigados en un intervalo de temperaturas entre 1173 – 1373 K, a tasas de deformación entre 0.0001 – 0.1 s⁻¹. Esto ha sido determinado debido a que el comportamiento de Esfuerzo – Deformación de este material puede ser modelado satisfactoriamente de manera racional por medio de la ecuación exponencial de saturación de Sah y colaboradores, para la descripción de la evolución del esfuerzo de fluencia, y modificada apropiadamente por Kocks, y por el efecto de la recristalización dinámica con el modelo cinético de Sellars – Tegart – Garófalo. El modelo de Kocks ha sido introducido para la descripción del esfuerzo de saturación aparente en función de la temperatura y tasa de deformación. El modelo de Sellars – Tegart – Garófalo ha sido empleado para la descripción de la dependencia del esfuerzo de saturación real, activado por el fenómeno de recristalización dinámica, en términos de la temperatura y tasa de deformación. La deformación de relajación, en la ley de Sah y colaboradores, ha sido establecida dependiente del esfuerzo de saturación aparente. El análisis de la relación entre el Esfuerzo – Deformación/Tasa de Deformación/Temperatura que ha sido desarrollado en el presente trabajo, es capaz de caracterizar satisfactoriamente el esfuerzo y la tasa de endurecimiento del material bajo las condiciones de deformación exploradas, permitiendo la validez de la interpolación del esfuerzo de fluencia a diferentes deformaciones, temperaturas y tasas de deformación.

TABLA DE CONTENIDO

INTRODUCCIÓN.....	IX
CAPÍTULO I.....	1
1. Marco Teórico.....	1
1.1. El Conformado.....	1
1.2. Conformado en Caliente.....	2
1.2.1. Endurecimiento por deformación.....	4
1.2.2. Mecanismos de Ablandamiento.....	6
1.2.2.1. Recuperación Dinámica.....	6
1.2.2.2. Recristalización Dinámica.....	8
1.3. Ecuaciones Constitutivas.....	10
CAPÍTULO II.....	18
2. Metodología Experimental.....	18
2.1. Material Estudiado.....	18
2.2. Tratamiento Térmico de Homogeneización.....	19
2.3. Preparación de las Muestras.....	20
2.2.2. Montaje Experimental.....	20
2.2.2.1. Máquina INSTRON.....	21
2.2.2.2. Horno de Calentamiento por Radiación.....	22
2.2.2.3. El Computador.....	24
CAPÍTULO III.....	25
3. Resultados Experimentales.....	25
3.1. Curvas de Esfuerzo Efectivo Vs. Deformación Efectiva a diferentes temperaturas y tasas de deformación.....	25
3.2. Aplicación del modelo de Ecuaciones Constitutivas.....	29
3.2.1. Curvas de Esfuerzo – Deformación sin recristalización Dinámica.....	29
3.2.2. Esfuerzo de Saturación Aparente (σ_s).....	34
3.2.3. Deformación de Relajación (ϵ_r).....	36
3.2.4. Esfuerzo de Saturación Real (σ'_s).....	38
3.2.5. Deformación Pico (ϵ_p).....	40
3.2.6. Constantes de Avrami asociadas a la recristalización Dinámica.....	42
CONCLUSIONES.....	53
RECOMENDACIONES.....	54
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	55

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Representación esquemática de las etapas de endurecimiento de materiales cristalinos.....	5
Figura 2. Forma de la curva de fluencia observada bajo condiciones de deformación en caliente a velocidad de deformación verdadera constante.	7
Figura 3. Forma de las curvas de fluencia observadas bajo condiciones de deformación en caliente a velocidad de deformación verdadera constante..	9
Figura 4. Horno tubular de atmósfera controlada empleado en el tratamiento de homogeneización de las muestras.....	19
Figura 5. Proporciones en las dimensiones utilizadas en las probetas empleadas para realizar los ensayos de compresión en caliente.....	20
Figura 6. Equipo experimental para realizar los ensayos de compresión en caliente	21
Figura 7. Horno E4 Quad Elliptical Heating Chamber abierto utilizado para realizar los ensayos de compresión en caliente.....	22
Figura 8. Esquema del Horno E4 Quad Elliptical Heating Chamber.....	23
Figura 9. a), b), c), d) y e) Gráficas de Esfuerzo Efectivo Vs. Deformación Efectiva a diferentes temperaturas y tasas de deformación.....	27
Figura 10. a), b), c), d) y e) Esfuerzo Vs. Deformación a diferentes temperaturas y tasas de deformación: experimentales y optimizadas con la ec. (23)....	34
Figura 11. Comparación de los valores extrapolados del esfuerzo de saturación aparente, con los obtenidos de los datos experimentales.....	35
Figura 12. Temp. Vs. Deformación de relajación a tasa de deformación constante...	36
Figura 13. Tasa de deformación Vs. Deformación de relajación a Temp. Constante.	36
Figura 14. Comparación de los valores extrapolados de la deformación de relajación, obtenidos de los datos experimentales.....	37
Figura 15. Comparación de los valores extrapolados del esfuerzo de saturación real, obtenidos de los datos experimentales.....	40
Figura 16. Comparación de los valores extrapolados de la deformación pico, obtenidos de los datos experimentales.....	42
Figura 17. a), b), c), d) y e) Esfuerzo Vs. Deformación a diferentes temperaturas y tasas de deformación: experimentales y optimizadas con la ec. (37)....	49
Figura 18. Comparación entre los valores del esfuerzo experimental y el calculado..	51
Figura 19. Diferencia entre los valores del esfuerzo experimental y el calculado.....	52

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1. Composición química del acero de bajo carbono.....	18
Tabla 2. Valores de las constantes optimizadas involucradas en la descripción de las curvas de Esfuerzo – Deformación (ec 4), a diferentes temp. y tasas de deformación....	30
Tabla 3. Valores de las constantes optimizadas involucradas en la descripción de las curvas de Esfuerzo – Deformación (ec 23), a diferentes temp. y tasas de deformación...	31
Tabla 4. Valores de esfuerzo de saturación real, a diferentes temp. y tasas deform.....	39
Tabla 5. Valores de las deformaciones pico, a diferentes temp. y tasas de deform.....	41
Tabla 6. Valores de las constantes de Avrami (K' , m') a diferentes temperaturas y tasas de deformación.....	45
Tabla 7. Constantes de las ecuaciones trabajadas.....	46

INTRODUCCIÓN

A medida que van apareciendo nuevos materiales de propiedades mejoradas, aumenta la necesidad del control de los procesos de deformación, especialmente en los materiales tradicionales, de modo que es imprescindible definir a priori su comportamiento a la deformación teniendo en cuenta además la microestructura producida.

Uno de los requerimientos fundamentales para el análisis cuantitativo de los procesos de deformación en caliente de los diferentes metales y aleaciones es conocer de las ecuaciones constitutivas, o sea, las características del comportamiento mecánico bajo las condiciones apropiadas encontradas durante el proceso de operación. Las operaciones de trabajo en caliente de los metales, usualmente se llevan a cabo como parte de la totalidad del procesamiento por deformación plástica que se aplica a estos materiales, para la manufactura de productos tanto semiacabados como terminados. Mucho de los estudios de investigación que se vienen realizando se trabajan a escalas de laboratorios, donde son controladas muchas de las variables para idealizar las situaciones estudiadas. Los avances presentes en cuanto a procesos de deformación en caliente no sólo abarcan los desarrollos en el ámbito de formas y geometrías complicadas, sino también el control de las propiedades del material según sea su aplicación.

El factor industrial de las operaciones de trabajo en caliente como el laminado, la forja y la extrusión pueden estar modelados desde antes de ser aplicados, representando un mejoramiento en el diseño del proceso. Hasta ahora, las condiciones del proceso de optimización pueden estar fácilmente archivadas bajo procedimientos con técnicas basadas en la tradicional práctica de ensayo y error, generando así, pérdidas económicas perjudiciales para la empresa.

Sin embargo, el problema principal para la aplicación de estas técnicas de modelado es la determinación y evaluación de las ecuaciones constitutivas del material para poder describir adecuadamente la compleja relación existente entre el esfuerzo, la deformación, la

tasa de deformación, la temperatura de deformación y la microestructura bajo condiciones de trabajo en caliente.

El presente trabajo está enfocado hacia el análisis del comportamiento constitutivo de un acero de bajo carbono, deformado bajo condiciones de trabajo en caliente. Este estudio se realizará combinando la ecuación de saturación exponencial propuesta por *Sah*⁽⁷⁾ y colaboradores, para la descripción de la evolución del flujo de esfuerzo con la aplicación de deformación, apropiadamente modificado para tomar en cuenta el evento de la recrystalización dinámica con los modelos de *Kocks*⁽⁸⁾ y *Sellars – Tegart – Garofalo*⁽⁹⁾, los cuales buscan predecir las curvas de fluencia para ensayos de deformación en caliente en función de la deformación, la tasa de deformación y la temperatura. En este caso, se trasladarán estos modelos a condiciones más reales en proceso de conformado en caliente, para que puedan predecir el proceso de deformación en caliente a diferentes velocidades de deformación.

CAPÍTULO I

1. Marco teórico.

Para predecir el comportamiento de fluencia de los materiales sometidos a procesos termomecánicos se han llevado a cabo una serie de estudios a fin optimizar tales procesos productivos a escala industrial. Este enfoque, para alcanzar un mejoramiento en el diseño del proceso, es más racional que el empleado hasta ahora, en el cual la optimización de las condiciones del proceso se determinan a través de la tradicional práctica del ensayo y error, método que genera costos perjudiciales para la industria.

1.1. El Conformado.

La importancia de los metales en la tecnología moderna se debe, en gran parte, a la facilidad con que pueden dársele formas útiles. Se han desarrollado una serie de procesos para trabajar los metales destinados a aplicaciones específicas. Sin embargo, éstos se pueden clasificar en un número reducido de géneros sobre la base de las fuerzas aplicadas al material cuando se les da la forma requerida. Estos géneros son:

- o Procesos de compresión directa.
- o Procesos de compresión indirecta.
- o Procesos de tracción.
- o Procesos de plegado o flexión.
- o Procesos de cizallamiento.

En los procesos de compresión, la fuerza se aplica a la superficie de la pieza que se trabaja y el metal fluye formando un ángulo recto con la dirección de compresión.

El conformado plástico a altas temperaturas se lleva a cabo por dos razones principalmente. Una finalidad es obtener la forma deseada y la segunda, para modificar las propiedades del material por medio de cambios en la distribución de los microconstituyentes y la eliminación del endurecimiento por deformación.

1.2. Conformado en Caliente.

El trabajo o conformado en caliente se define como una deformación en condiciones tales de temperatura y velocidad de deformación que se produce simultáneamente la deformación y la restauración del material. En el trabajo en caliente tiene lugar la recuperación y recristalización dinámica, las cuales eliminan el endurecimiento por deformación. Particularmente la recristalización dinámica genera una estructura de granos nuevos, libres de deformación, a partir de la estructura deformada. Se pueden lograr deformaciones muy grandes trabajando en caliente, porque la recuperación y la recristalización restauran la ductilidad consumida por la deformación. El trabajo en caliente, así como cualquier otro proceso de conformado de metales, exige la aplicación de esfuerzos superiores a la tensión de fluencia y como este parámetro disminuye con la temperatura, la energía necesaria para el conformado es relativamente menor que en el trabajo en frío.

A las temperaturas a las que se realiza el conformado en caliente, no solo es menor la energía necesaria para deformar el metal y mayor la facilidad para que este fluya sin agrietarse sino que además la difusión es rápida, los granos columnares se destruyen y se refinan al recristalizar, formándose granos equiaxiales más pequeños. Estas modificaciones producidas por el trabajo en caliente mejoran la ductilidad y la tenacidad con respecto al estado bruto de colada.

El trabajo en caliente no deja de presentar desventajas. Como suele realizarse a altas temperaturas, las reacciones de la superficie del metal con la atmósfera constituyen un grave problema. Generalmente, el trabajo en caliente se realiza al aire y se pierde una considerable cantidad de metal por oxidación. Por otro lado, la deformación suele ser más intensa en la superficie, por lo que el metal de las capas superficiales suele tener granos más finos que el del centro, y además, como el interior permanece más tiempo a temperatura elevada durante el enfriamiento de una pieza, puede producirse en él un crecimiento de grano al enfriar hasta la temperatura ambiente desde la temperatura de trabajo.

La temperatura inferior de trabajo en caliente es la temperatura mínima en la que aún es suficientemente rápida la recrystalización para que pueda desaparecer el endurecimiento por deformación y restaurarse la ductilidad, durante el tiempo que dicha temperatura se mantiene. La temperatura inferior de trabajo en caliente de un metal o de una aleación determinada depende de variables tales como la magnitud de deformación y el tiempo de permanencia a dicha temperatura. Cuanto mayor es la magnitud de la deformación, más baja es la temperatura de recrystalización y por tanto, también será más baja la temperatura inferior de trabajo en caliente. Un metal que se deforma y se enfría rápidamente requerirá una temperatura inferior de trabajo en caliente más elevada que si se le deformase con lentitud y se dejase enfriar despacio.

Todo proceso de conformado en caliente consta fundamentalmente de dos fenómenos que se combinan para determinar el comportamiento final. Dichos fenómenos son los de endurecimiento por deformación y los de ablandamiento debido a los procesos dinámicos de restauración. Se presenta a continuación un análisis de los mecanismos involucrados durante el endurecimiento y durante los procesos dinámicos de ablandamiento.

1.2.1 Endurecimiento por Deformación

El endurecimiento por deformación no es más que el endurecimiento de una aleación metálica mediante la aplicación de deformación, debido a que aumenta la dificultad para el movimiento de dislocaciones a través del campo de dislocaciones que cada vez es más denso. Es bien conocido que la deformación plástica en los materiales (mono o policristalinos) ocurre por movimiento de dislocaciones, al menos en el intervalo de temperaturas desde 0.1 a $0.5 T_{\text{fusión}}$. A temperaturas inferiores puede ocurrir la deformación por maclado y a temperaturas superiores tiene lugar el deslizamiento de granos y procesos de fluencia controlados por difusión, como la escalada o ascenso de dislocaciones. Esto último también puede ocurrir en el intervalo intermedio de temperaturas y si bien su contribución al endurecimiento por deformación puede no ser significativa, sí es importante el papel que juega en los procesos de restauración y recristalización.

También es de amplia aceptación que el endurecimiento por deformación es consecuencia del hecho que una fracción de las dislocaciones móviles que producen la deformación no afloran en la superficie, no se absorben en los límites de grano y no se aniquilan entre sí. Por el contrario, se almacenan en el cristal o reaccionan entre ellas para formar nuevos obstáculos.

Una primera aproximación, por lo demás clásica, al estudio del comportamiento a deformación de los materiales cristalinos es el análisis de la curva de fluencia del mismo. Durante la deformación de un monocristal la curva de tensión de cizalladura vs. deformación de cizalladura (Figura 1) presenta, además de la zona elástica, al menos tres zonas en el intervalo plástico⁽¹⁾.

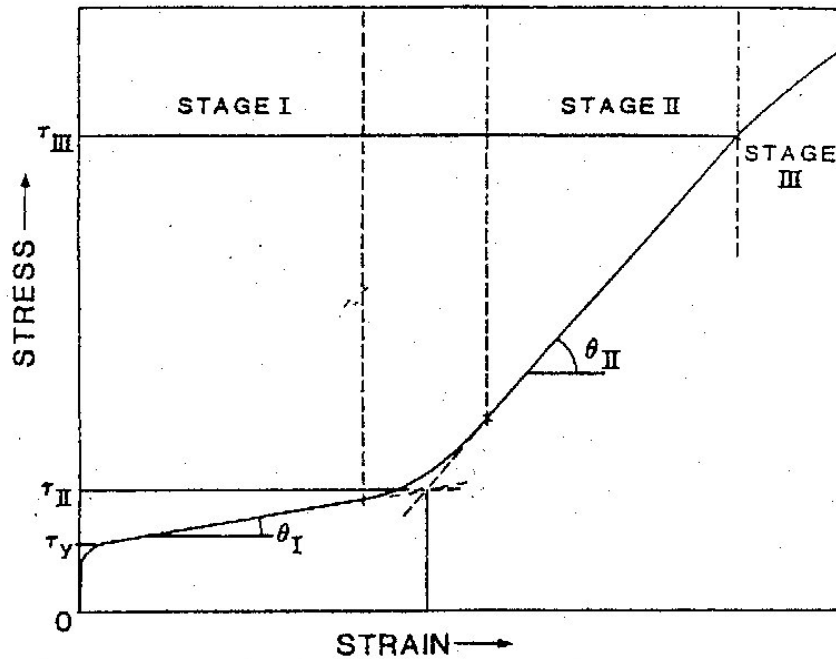


Figura 1. Representación esquemática de las etapas de endurecimiento de materiales cristalinos. (1)

*La región elástica: se caracteriza por la ausencia de movimiento de las dislocaciones, puesto que no se ha sobrepasado la fuerza necesaria para moverlas. Al retirar la fuerza el material vuelve a su posición inicial.

*Zona I: también conocida como zona de deslizamiento fácil. Sólo se observa en monocristales muy puros y se caracteriza porque únicamente actúa el sistema de deslizamiento primario, las dislocaciones se mueven sobre planos de deslizamiento paralelos y no interaccionan entre sí. Esta zona presenta una tasa de endurecimiento por deformación, θ_I , que es relativamente insensible a variables externas como temperatura y velocidad de deformación.

*Zona II: conforme la deformación progresa, comienzan a operar otros sistemas de deslizamiento (primario + secundario). Las dislocaciones se cruzan y se anclan, o interaccionan (atrayéndose o repeliéndose), por lo que cada vez hace falta más fuerza para

moverlas. En esta zona, caracterizada por una relación lineal entre la tensión y la deformación, se observa que la pendiente, θ_{II} , es casi insensible a la temperatura. Se conoce a esta etapa como la de endurecimiento atómico.

*Zona III: en esta zona comienzan a aparecer los fenómenos de ablandamiento por reordenamiento y aniquilación de dislocaciones, de modo que el material disminuye su tasa de endurecimiento por deformación, θ_{III} , hasta alcanzar un estado de saturación y velocidad de endurecimiento nula. Esta zona es altamente dependiente de la temperatura, la velocidad de deformación y de la energía de falla de apilamiento del material en cuestión.

En la práctica, a medida que se eleva la temperatura y la energía de falla de apilamiento es lo suficientemente baja, la zona lineal II tiende a ser menos pronunciada y de hecho no aparece, iniciándose la deformación directamente en la zona III.

1.2.2 Mecanismos de Ablandamiento.

Durante la deformación en caliente de las aleaciones metálicas la curva de esfuerzo verdadero - deformación verdadera, alcanza usualmente, un valor de saturación debido a la compensación simultánea entre los mecanismos de endurecimiento y los de ablandamiento. Los fenómenos de ablandamiento que tienen lugar en condiciones dinámicas, esto es, concurrente con la deformación, son los de recuperación y recristalización ⁽²⁾.

1.2.2.1 Recuperación dinámica

Es un fenómeno de ablandamiento, en el cual no tiene lugar ningún gran cambio en la microestructura. Parece que el principal efecto es el alivio de esfuerzos internos debido al conformado en caliente. Este proceso lleva asociado una modesta disminución de dureza.

Este fenómeno conlleva a la aniquilación de pares de dislocaciones, así como su reordenamiento y la formación de una estructura estable de subgrano, que no son más que celdas de elevada densidad de dislocaciones. Es el llamado enmarañamiento de las dislocaciones. Todo ello sin llegar a formarse verdaderos nuevos granos. Dicho fenómeno se produce en materiales de alta energía de falla de apilamiento (usualmente todos los BCC). El proceso de recuperación dinámica en tales materiales es muy rápido, disminuyendo la velocidad de endurecimiento por deformación debido al aumento de la velocidad de aniquilación de dislocaciones, lo que a su vez es proporcional a la propia densidad. Todo ello da lugar a la fluencia de estado estable puesto que, en otras palabras, se generan tantas dislocaciones como se destruyen, desarrollándose una subestructura a su vez estable.

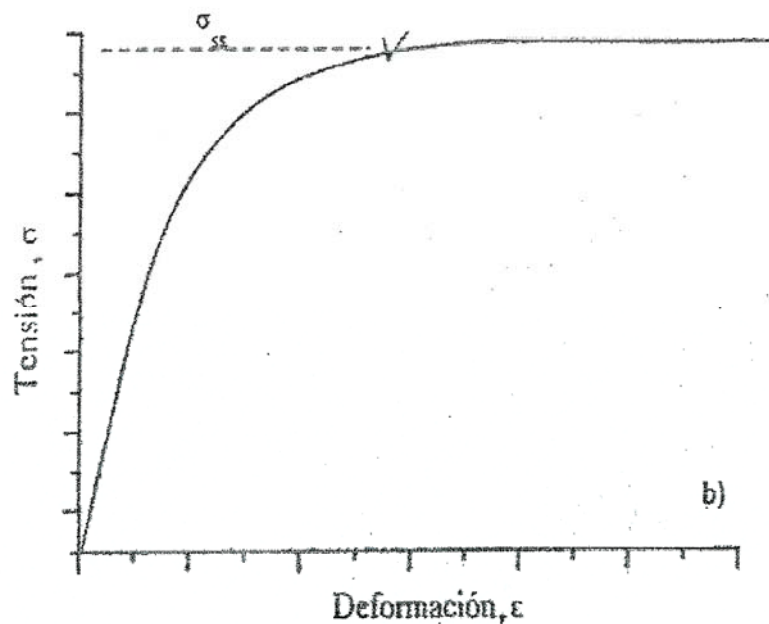


Figura 2. Forma de la curva de fluencia observada bajo condiciones de deformación en caliente a velocidad de deformación verdadera constante. (Ablandamiento únicamente por restauración dinámica). (2)

1.2.2.2. Recristalización Dinámica.

Es un fenómeno de ablandamiento el cual se produce luego de la recuperación dinámica, donde ocurre nucleación y crecimiento de grano de una nueva microestructura libre de deformación. El mismo abarca todo el material conformado y ocurre a partir de la microestructura deformada producida durante el proceso. Los cristales que se forman durante la recristalización tienen la misma composición y estructura de los cristales deformados, pero con dimensiones más uniformes. Estos nuevos cristales suelen aparecer en las porciones del grano más drásticamente deformadas, por lo general en los límites de grano.

La recristalización dinámica en materiales de moderada o baja energía de falla de apilamiento (generalmente todos los FCC), como es en el caso de la austenita en los aceros, progresa más lentamente provocando que la densidad de dislocaciones aumente apreciablemente con la deformación. Eventualmente, las diferencias locales en densidad son lo suficientemente altas como para permitir la migración de los límites de grano y por tanto, permitir la nucleación de la recristalización durante la deformación. Esta combinación de endurecimiento (por deformación) y ablandamiento (debido a la recristalización) da lugar al alcance de la fluencia estable.

En la figura 3 se representan las curvas de fluencia en caliente que se observan en los distintos tipos de recristalización dinámica conocidos: de pico simple y cíclica.

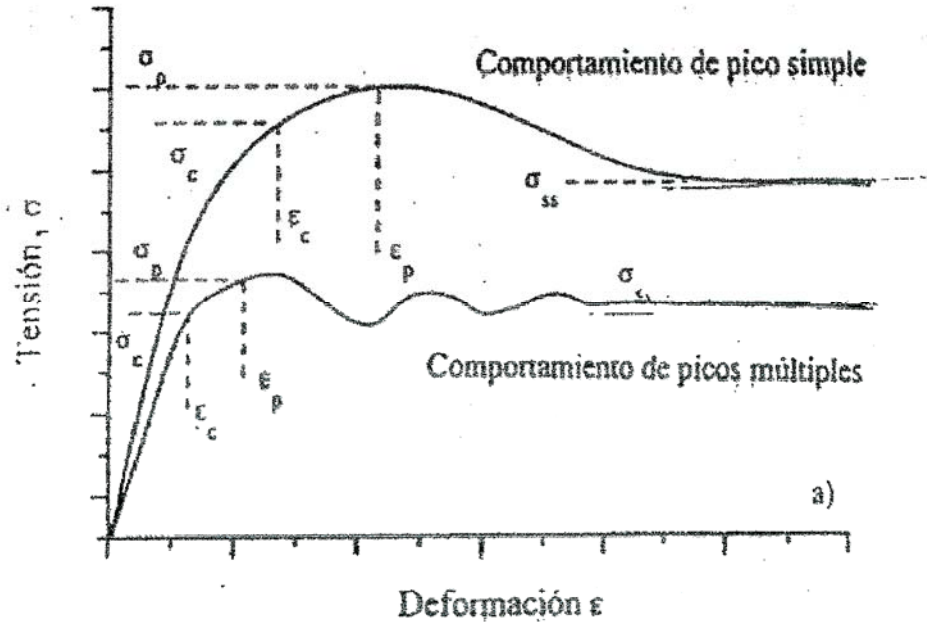


Figura 3. Forma de las curvas de fluencia observadas bajo condiciones de deformación en caliente a velocidad de deformación verdadera constante (Ablandamiento por restauración + recristalización dinámica) (2)

Aunque en la bibliografía pueden encontrarse excelentes revisiones sobre la recristalización dinámica, las primeras investigaciones del comportamiento metálico bajo condiciones de velocidad de deformación verdadera constante fueron publicados por Rossard y Blain ^(3,4) en 1958, dando unas explicaciones más exactas del fenómeno asociado a la recristalización dinámica, ya registrado a principios de los años 20, en estudios de fluencia en caliente del plomo.

La aproximación clásica a la recristalización dinámica estudia, desde un punto de vista mecánico, la transición entre la recristalización cíclica (las ondulaciones de la figura 3) y la de pico simple. Así se verificó que la transición entre ellas dependía de la velocidad de deformación y/o la temperatura. Los procesos microestructurales involucrados en la recristalización dinámica ponen en relieve que un pico simple en la curva de fluencia supone un afino de grano, mientras que la presencia de picos múltiples indica crecimiento de grano.

Es ampliamente reconocido que es necesario una mínima deformación, la deformación de incubación ε_c , para el inicio de la recrystalización dinámica (ver figura 3). Esta deformación se asocia a la mínima densidad de dislocaciones necesaria para promover la nucleación de la recrystalización. Dicha deformación es inferior a la correspondiente al máximo de tensión σ_p o esfuerzo pico. En consecuencia, σ_c (tensión asociada a ε_c) es inferior a σ_p , pero las reducidas velocidades de endurecimiento por deformación en la vecindad de σ_p justifican, desde un punto de vista práctico, igualar σ_c con σ_p , e incluso ε_c con ε_p . Adicionalmente, es necesaria una cantidad de deformación ε_x para completar la recrystalización y alcanzar el estado de fluencia estable.

1.3. Las leyes Constitutivas.

Las ecuaciones constitutivas describen el cambio en el esfuerzo de fluencia de un material durante su procesamiento en términos de la deformación, temperatura y tasa de deformación, por lo que se puede caracterizar el comportamiento del esfuerzo de fluencia de un material de la manera más precisa posible. Esto se logra debido a que, bajo condiciones de deformación plástica a temperaturas elevadas, el comportamiento mecánico del material es altamente dependiente de la temperatura y de la tasa de deformación. De esta manera, el cambio en el esfuerzo de fluencia con la deformación pudiera reflejar la ocurrencia tanto de endurecimiento como de ablandamiento por deformación. Durante la deformación a temperaturas y tasas de deformación relativamente elevadas, dichos procesos ejercen una influencia significativa en la respuesta de los materiales durante su procesamiento termomecánico.

Kozlowski y colaboradores⁽⁵⁾ señalan que los modelos de variables internas “estructurales” de estado se han vuelto más comunes en los últimos años ya que estos permiten la caracterización del comportamiento mecánico de un determinado material bajo condiciones arbitrarias de deformación, mediante la definición de su respuesta a la tasa de deformación inelástica instantánea en términos de “variables de estado”. Estas incluyen la

temperatura, esfuerzo y estructura, pudiéndose modelar de manera precisa el comportamiento físico observado, debido a que los parámetros estructurales pueden evolucionar de la misma manera que las propiedades microestructurales asociadas a estos, las cuales caracterizan la resistencia del material al flujo inelástico. Sin embargo, de acuerdo a Kozlowski y colaboradores⁽⁵⁾, estos tipos de modelos son por lo general más difíciles de integrar numéricamente y de implementar en los programas existentes basados en códigos de elemento finito (EF), requiriendo hasta dos órdenes de magnitud más en tiempo de ejecución que los modelos elastoplásticos, aunque han provisto beneficios importantes en lo relativo al modelado de procesos de conformado de metales donde se involucran grandes deformaciones plásticas.

Por otra parte, los modelos elasto-viscoplásticos simples ofrecen otra alternativa ya que permiten describir el comportamiento mecánico mediante ecuaciones de la forma:

$$\dot{\varepsilon} = \dot{\varepsilon}(\sigma, T, \varepsilon) \quad (1)$$

La respuesta mecánica del material durante condiciones de deformación arbitrarias depende sólo de las variables de estado temperatura, y tiempo y/o deformación inelástica, lo que significa que la estructura del material está caracterizada solamente por el parámetro escalar de tiempo desde el comienzo de la deformación o por la deformación inelástica total acumulada hasta ese tiempo. Asimismo, dichas ecuaciones se pueden implementar fácilmente en los códigos de EF y los parámetros involucrados en las mismas se pueden determinar fácilmente a partir de datos obtenidos experimentalmente. Sin embargo, la mayor desventaja de estos modelos es su deficiencia obvia para caracterizar la evolución de la estructura del material, ya que, en general, sería de esperarse que la misma cambiara debido a la aplicación de una historia de deformación compleja, de manera no directamente relacionada con el tiempo o la deformación inelástica.

Puchi⁽⁶⁾, publicó recientemente un modelo para analizar el comportamiento constitutivo de un acero de grado 430 (C-Mn) deformado bajo condiciones de trabajo en

caliente. El análisis se realizó de manera racional mediante el uso de la ecuación de saturación exponencial propuesta por Sah et al.⁽⁷⁾ para la descripción de la evolución del esfuerzo de fluencia con la deformación aplicada, modificada apropiadamente para tomar en consideración la recrystalización dinámica que tiene lugar en el material después de alcanzarse una cierta deformación crítica. La ecuación de Sah et al.⁽⁷⁾ se combina tanto con los modelos cinéticos de Kocks⁽⁸⁾ y el así denominado en esa investigación el modelo de Sellars-Tegart-Garofalo⁽⁹⁾, para la descripción de la dependencia del esfuerzo de fluencia inicial, esfuerzo de saturación aparente y esfuerzo de saturación real, de la temperatura y tasa de deformación. Dichos esfuerzos caracterizan las curvas de fluencia de este material durante la deformación bajo condiciones de trabajo en caliente. La idea de este trabajo fue fundamentalmente el desarrollo de una serie de relaciones simples que se pudieran implementar fácilmente en cualquier modelo numérico que requiriese la interpolación del esfuerzo de fluencia del material a fin de determinar las distribuciones de deformación, tasa de deformación y temperatura en la pieza de trabajo durante la deformación a temperaturas elevadas.

Las curvas de esfuerzo efectivo–deformación efectiva deben ser corregidas por el efecto del calentamiento adiabático haciendo uso de la relación seno hiperbólico introducida originalmente por Garofalo⁽¹⁰⁾ para la descripción de datos de fluencia lenta de estado estacionario, y luego extendida por Sellars y Tegart⁽⁹⁾ para la descripción de datos de trabajo en caliente:

$$\dot{\varepsilon} = A_1 [\text{Senh}(\alpha\sigma)]^m \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (2)$$

En la expresión anterior, $\dot{\varepsilon}$ representa la tasa de deformación efectiva, A_1 una constante pre – exponencial, α y m parámetros de sensibilidad de la tasa de deformación con el esfuerzo, Q la energía libre de activación asociada al mecanismo que controla el proceso de deformación, R la constante universal de los gases y T la temperatura.

Tal como fue propuesto por Sellars y Tegart⁽⁹⁾, la ecuación anterior se puede modificar para introducir el parámetro de tasa de deformación compensado por temperatura propuesto originalmente por Zener y Hollomon⁽¹⁰⁾:

$$\dot{\epsilon} = Z \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) = A_1 [\text{Senh}(\alpha\sigma)]^m \quad (3)$$

A fin de describir el comportamiento esfuerzo-deformación del material se utilizó la ecuación de saturación exponencial propuesta por Sah et al.⁽⁷⁾ con las modificaciones apropiadas para tomar en consideración la ocurrencia de recrystalización dinámica. Esta ecuación, en su forma integrada se puede expresar como:

$$\sigma = \sigma_0 + (\sigma_s - \sigma_0) \left[1 - \exp\left(-\frac{\epsilon}{\epsilon_r}\right) \right]^m \quad (4)$$

teniendo en cuenta que σ_0 representa el esfuerzo de fluencia inicial al comienzo de la deformación plástica, σ_s el esfuerzo de saturación aparente y ϵ_r la deformación de relajación, es decir, la deformación a la cual la relación alcanza un valor de 0.795

$$\frac{\sigma - \sigma_0}{\sigma_s - \sigma_0} = 0,795 \quad (5)$$

A fin de tomar en consideración la recrystalización dinámica, se debe sustraer de la ecuación (4) un término que represente la contribución al ablandamiento producto de la operación de dicho proceso. Generalmente, este término es expresado como:

$$\Delta\sigma = (\sigma_s - \sigma_s') \left\{ 1 - \exp\left[-k \left(\frac{\epsilon - f_p \epsilon_p}{\epsilon_p} \right)^{m'} \right] \right\} \quad (6)$$

donde, $\sigma_s^{'}$ representa el esfuerzo de estado estable real alcanzado durante la deformación, $k^{'}$ y $m^{'}$ constantes de Avrami en la ecuación cinética, f_p fracción de la deformación asociada al esfuerzo máximo o pico a la cual comienza la recristalización dinámica, ε_p dicha deformación. De esta manera, el esfuerzo de fluencia del material vendría dado por las ecuaciones (4) y (6), combinadas de tal manera que:

$$\sigma = \sigma_0 + (\sigma_s - \sigma_0) \left[1 - \exp\left(-\frac{\varepsilon}{\varepsilon_r}\right)^m \right] - \Delta\sigma \quad (7)$$

considerando que:

$$\Delta\sigma = 0 \quad \text{para} \quad \varepsilon < f_p \varepsilon_p \quad (8)$$

La optimización de las curvas esfuerzo-deformación para determinar los valores más apropiados de los siete parámetros involucrados en la ecuación (7): $\sigma_0, \sigma_s, \sigma_s^{'}, \varepsilon_r, \varepsilon_p, k^{'}$ y $m^{'}$ se llevó a cabo haciendo uso de técnicas de mínimos cuadrados no lineales que involucran la definición de la suma de cuadrados:

$$\Omega = \sum_{i=1}^N \left[\hat{\sigma}_{i(\varepsilon)} - \sigma_{i(\varepsilon)} \right]^2 \quad (9)$$

y la solución simultánea del sistema de ecuaciones que minimiza la función anterior, dado por:

$$\frac{\partial \Omega}{\partial \sigma_0} = 0, \quad \frac{\partial \Omega}{\partial \sigma_s} = 0, \quad \frac{\partial \Omega}{\partial \sigma_s^{'}} = 0, \quad \frac{\partial \Omega}{\partial \varepsilon_r} = 0, \quad \frac{\partial \Omega}{\partial f_p} = 0, \quad \frac{\partial \Omega}{\partial k^{'}} = 0, \quad \frac{\partial \Omega}{\partial m^{'}} = 0 \quad (10)$$

Ahora bien, se ha propuesto que para describir la dependencia de los dos primeros de estos tres parámetros, de la tasa de deformación y la temperatura, se utilice el modelo cinético propuesto por Kocks ⁽⁸⁾, lo cual daría como resultado:

$$\sigma_0 = \mu_{(T)} \sigma_{k0} \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\epsilon_{K0}} \right)^{\frac{KT}{A_0}} \quad (11)$$

$$\sigma_s = \mu_{(T)} \sigma_{ks} \left(\frac{\dot{\epsilon}}{\epsilon_{Ks}} \right)^{\frac{KT}{A_s}} \quad (12)$$

donde, σ_{k0} , A_0 , σ_{ks} , A_s , $\dot{\epsilon}_{k0}$, $\dot{\epsilon}_{ks}$ representan constantes del material que pueden ser determinados por el análisis de los mínimos cuadrados.

Donde $\mu_{(T)} = 88.885 - 0.0373T \quad (\text{MPa}) \quad (13)$

Por otra parte, la caracterización del esfuerzo de estado estable real, $\sigma_s^{\cdot}$, en términos de la tasa y temperatura de deformación se puede llevar a cabo mediante la ecuación (3):

$$\sigma_s^{\cdot} = \frac{\mu_{(T)}}{\alpha_s^{\cdot}} \text{Senh}^{-1} \left[\frac{Z}{A_s^{\cdot}} \right]^{1/m_s^{\cdot}} \quad (14)$$

En este caso, los parámetros $\alpha_s^{\cdot}$, Q , $A_s^{\cdot}$ y $m_s^{\cdot}$ se calculan a partir de los datos experimentales esfuerzo-deformación-tasa de deformación-temperatura.

Con relación a los otros parámetros que son parte de la ecuación constitutiva, se ha propuesto que ε_r se describa a través de una relación paramétrica simple de la forma:

$$\varepsilon_r = \varepsilon_{r0} + \varepsilon_{r1} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon} \right)^{m_r} \quad (15)$$

donde los parámetros ε_{r0} , ε_{r1} y m_r también representan constantes del material que se deben calcular a partir de los datos experimentales, al igual que los valores óptimos de las constantes k' , m' y f_p .

Un aspecto importante de aquellas aleaciones que presentan recristalización dinámica durante la deformación a temperaturas elevadas es el cálculo de la deformación al esfuerzo máximo o pico, la cual se puede determinar por medio de una ecuación paramétrica simple en términos de Z , de la forma:

$$\varepsilon_p = A_p \cdot Z^{m_p} \quad (16)$$

donde A_p y m_p son constantes que también se deben calcular a partir de los datos experimentales. De esta manera, los parámetros materiales que deben ser determinados a partir de los datos experimentales son los siguientes: α_s , Q , A_s y m_s , ε_{r0} , ε_{r1} , m_r , k' , m' , f_p , A_p y m_p . El cálculo de estos se llevó a cabo mediante la definición de una segunda suma de cuadrados y , de la forma:

$$y = \sum_{i=1}^{N_T} \left\{ \hat{\sigma}_i(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) - \sigma_i(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T) \right\}^2 \quad (17)$$

y resolviendo simultáneamente el conjunto de ecuaciones que resulta de la minimización de esta función:

$$\frac{\partial \gamma}{\partial Q} = 0, \quad \frac{\partial \gamma}{\partial A_s} = 0, \quad \frac{\partial \gamma}{\partial \alpha_s} = 0, \quad \frac{\partial \gamma}{\partial m_s} = 0 \quad (18)$$

$$\frac{\partial \gamma}{\partial \varepsilon_{r0}} = 0, \quad \frac{\partial \gamma}{\partial \varepsilon_{r1}} = 0, \quad \frac{\partial \gamma}{\partial m_r} = 0 \quad (19)$$

$$\frac{\partial \gamma}{\partial k} = 0, \quad \frac{\partial \gamma}{\partial m} = 0 \quad (20)$$

$$\frac{\partial \gamma}{\partial f_p} = 0, \quad \frac{\partial \gamma}{\partial A_p} = 0, \quad \frac{\partial \gamma}{\partial m_p} = 0 \quad (21)$$

En la ecuación (17) $\hat{\sigma}_i(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T)$ representa los valores calculados del esfuerzo de fluencia a través de las ecuaciones (4) y (11)-(16), mientras que $\sigma_i(\varepsilon, \dot{\varepsilon}, T)$ representa los valores experimentales del esfuerzo de fluencia a cada deformación, tasa de deformación y temperatura. N_T representa el número total de puntos, es decir, la suma de todos pares individuales esfuerzo-deformación.

En lo que respecta a la aplicación de la relación esfuerzo-deformación-tasa de deformación-temperatura que se ha desarrollado, para predecir el esfuerzo de fluencia de este material durante la deformación en caliente, es importante enfatizar que dicha relación representa esencialmente una función de interpolación más que una verdadera ecuación constitutiva. Es un hecho ampliamente aceptado que la deformación no es una variable de estado válida y por lo tanto, el análisis de los efectos de los cambios en la historia de deformación sólo se puede llevar a cabo por medio de la introducción de variables internas de estado válidas que describan apropiadamente los cambios en la estructura de dislocaciones que ocurren durante la deformación.

CAPÍTULO II

2. Metodología Experimental

2.1. Material Estudiado.

En este estudio, se utilizaron muestras de acero de bajo carbono cuya composición química se muestra en la tabla 1.

Tabla 1. Composición química del acero de bajo carbono.

Elemento	%
C	0,120
Mn	0,900
Si	0,230
P	0,004
S	0,020
Cu	0,210
Ni	0,080
Cr	0,010
Sn	0,011
Mo	0,017
V	0,049
Al	0,001
N	0,0096
As	0,008
W	0,002

2.2 Tratamiento Térmico de Homogenización.

Se realizó un tratamiento térmico con la finalidad de homogenizar la microestructura inicial del acero en condiciones de entrega. Para ello, partiendo de la temperatura ambiente, las probetas (en condiciones de entrega) se sometieron a un calentamiento hasta alcanzar el campo austenítico (950°C), permaneciendo a esta temperatura por 10 minutos. Se utilizó un horno tubular que permitió controlar la atmósfera a fin de evitar la descarburización de las muestras (Figura 4). Para ello se introdujo un flujo constante de argón en el tubo donde se calentaban las muestras, el cual se reguló inspeccionando la presión de salida de la bombona de argón y verificando el burbujeo del mismo dentro de un recipiente lleno de agua a la salida de todo el sistema.



Figura 4. Horno tubular de atmósfera controlada empleado en el tratamiento de homogeneización de las muestras.

2.3 Preparación de las Muestras.

Para realizar los ensayos de compresión axial en caliente se mecanizaron probetas del material a estudiar con las proporciones dadas en la figura 5, específicamente con 11,4 mm de alto y 7,6 mm de diámetro.

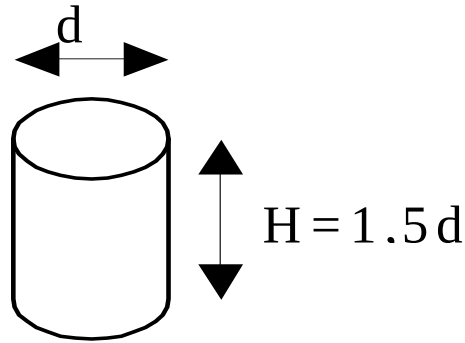


Figura 5. Proporciones en las dimensiones utilizadas en las probetas empleadas para realizar los ensayos de compresión en caliente.

2.2.2. Montaje Experimental.

El equipo experimental utilizado está compuesto, como muestra la figura 7, de una máquina de compresión electromecánica **INSTRON**, de un horno y de un computador que permite definir y registrar los datos del ensayo.

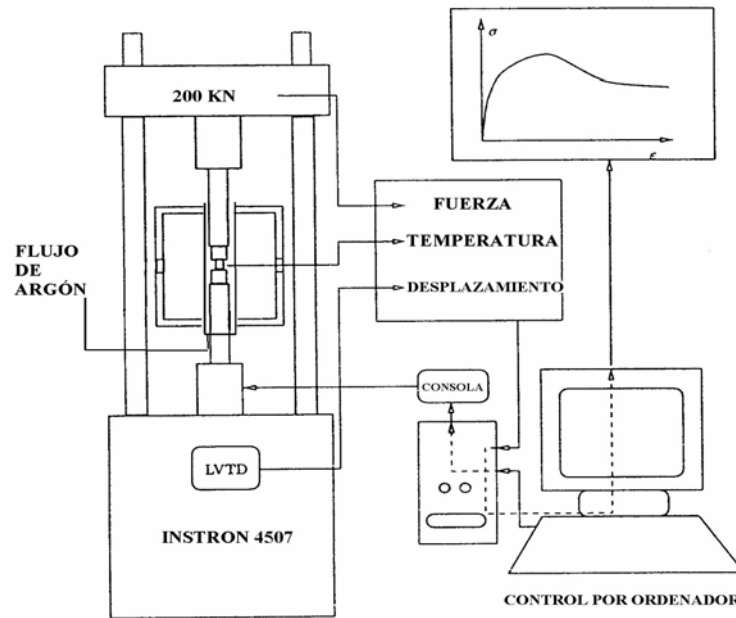


Figura 6. Equipo experimental para realizar los ensayos de compresión en caliente.

2.2.2.1 Máquina INSTRON:

La máquina **INSTRON** está compuesta de mordazas cilíndricas de una aleación TZM (0,5 % Ti, 0,1 % Zr y el resto de Mo) resistente a alta temperatura. Las dimensiones de las mordazas fueron calculadas de modo que se evitase su pandeo, minimizando en lo posible la sección dado el costo de la aleación. Además, la realización de los ensayos exige que la velocidad del cabezal móvil de la máquina vaya variando conforme varía la altura de la probeta con el objeto de conseguir una velocidad de deformación verdadera constante. Esto se aprecia claramente en la ecuación (22), en la que interviene la velocidad de deformación verdadera de la probeta, la velocidad del bastidor de la máquina de ensayos v y donde l y l_0 representan la altura instantánea e inicial de la probeta respectivamente.

$$\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt} = \frac{d \ln \left(\frac{l}{l_0} \right)}{dt} = \frac{l}{l} \frac{dl}{dt} = \frac{v}{l} \quad (22)$$

2.2.2.2. Horno de Calentamiento por Radiación.

El horno es un modelo *E4 Quad Elliptical Heating Chamber* el cual está compuesto de una armadura de aluminio con una abertura lateral para facilitar el acceso y su uso, tal como se puede ver en la Figura 7.

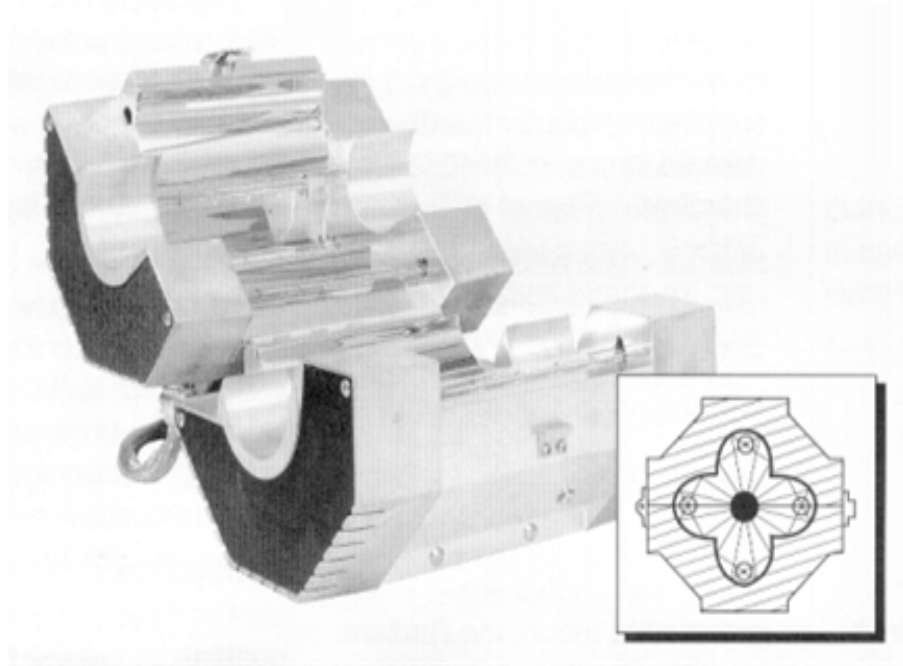


Figura 7. Horno E4 Quad Elliptical Heating Chamber abierto utilizado para realizar los ensayos de compresión en caliente.

Dicho horno está diseñado para dar una energía infrarroja concentrada en su centro, tiene una forma octogonal y está formado de cuatro lámparas tubulares de cuarzo con un filamento de tungsteno rodeado de reflectores elípticos.

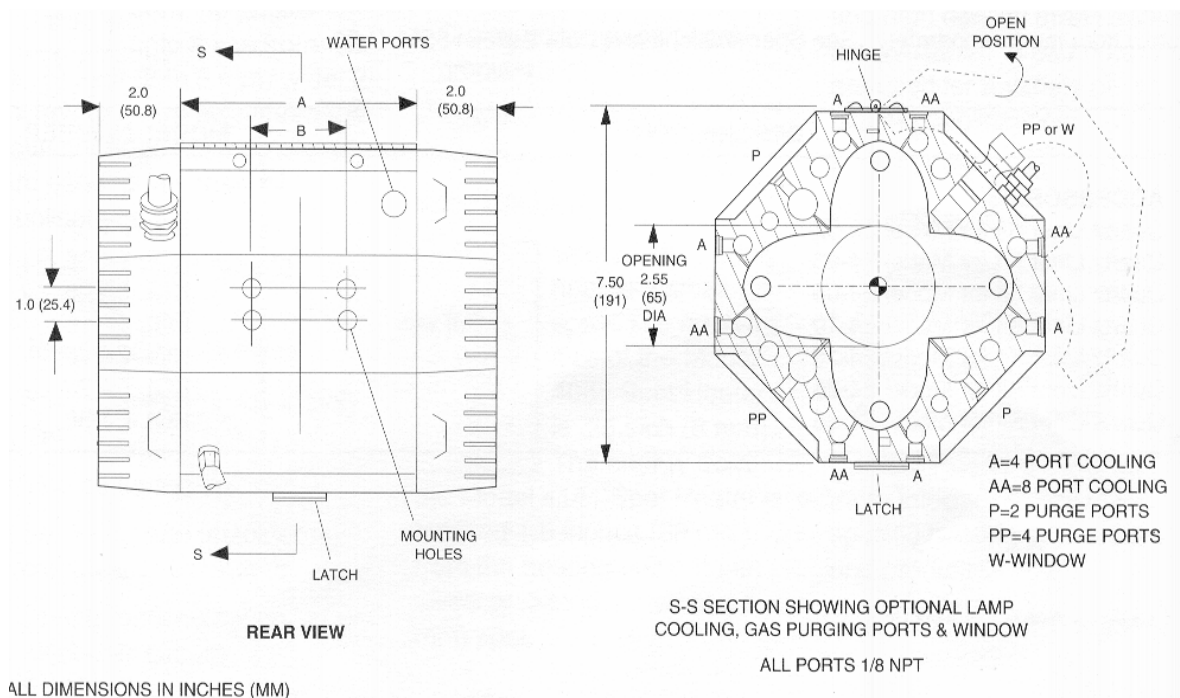


Figura 8. Esquema del horno E4 Quad Elliptical Heating Chamber.

Tal como se mencionó anteriormente, las mordazas de compresión son de molibdeno y tienen la ventaja de tener un buen comportamiento mecánico a elevadas temperaturas, pero la desventaja de sublimar bajo estas condiciones si entran en contacto con oxígeno. Para evitar el deterioro del horno y sobretodo de las lámparas, de tal forma que no se afecte la eficiencia del sistema, estas se encuentran separadas por un tubo de cuarzo. A altas temperaturas se debe también combatir la oxidación de las propias probetas, por lo que dentro del tubo se aplica un flujo de argón para mantener un ambiente inerte. Esta atmósfera garantiza que las probetas no se decarburicen y que el molibdeno de las mordazas no sublime por no existir contacto con el oxígeno. El sistema de temple se compone de dos capilares de acero inoxidable colocados en la proximidad de la probeta. A final del ensayo, dejan pasar un importante flujo de argón. La temperatura de la probeta es medida mediante un termopar de contacto, el cual está acoplado al sistema del horno y el extremo del mismo siempre permanece en contacto con la muestra del material.

2.2.2.3. El Computador.

El computador sólo permite controlar la máquina **INSTRON** y no el horno. Con la ayuda de un programa, se introducen los datos del ensayo, es decir, las dimensiones de la probeta, la velocidad de deformación y la deformación máxima. Después del ensayo, se obtienen las curvas de fluencia.

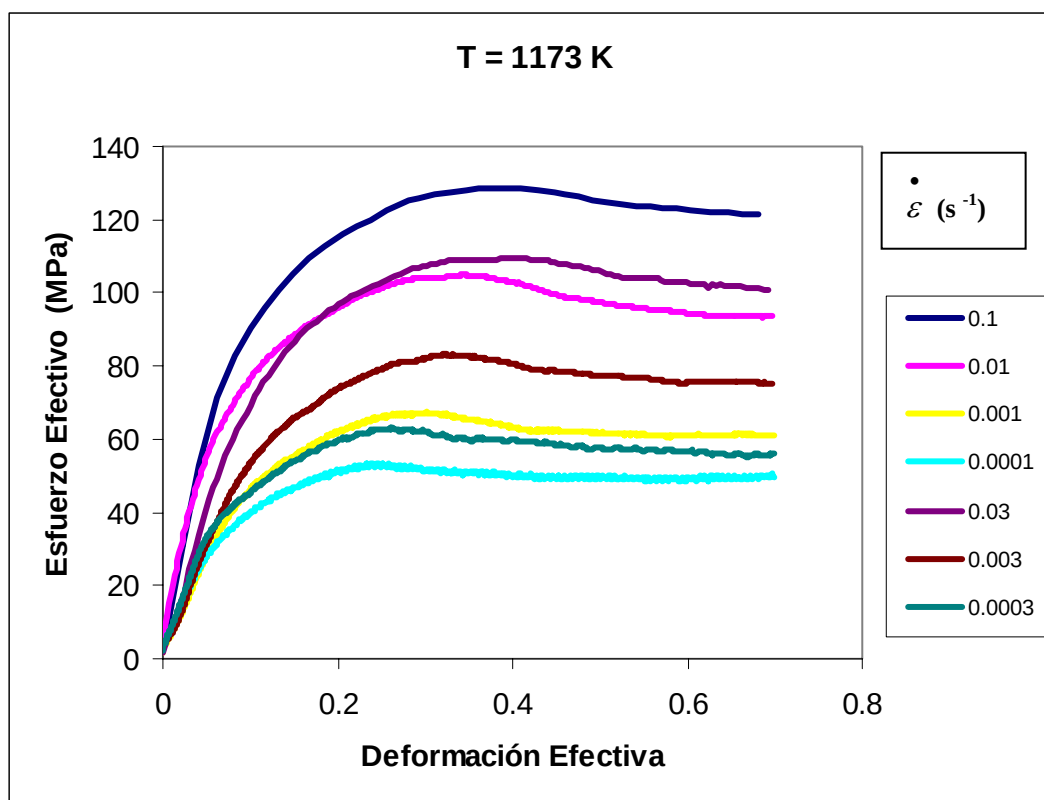
CAPÍTULO III

3. Resultados Experimentales y Análisis.

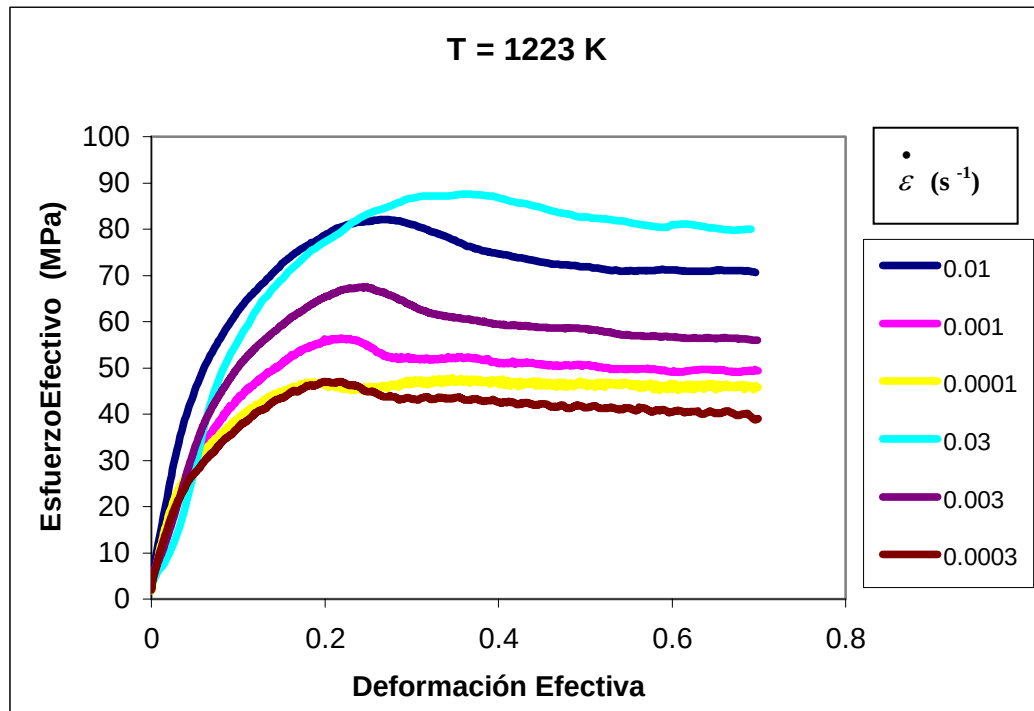
3.1. Curvas de Esfuerzo Efectivo Vs. Deformación Efectiva a diferentes temperaturas y tasas de deformación.

Los ensayos de compresión en caliente a velocidad de deformación constante se realizaron a varias temperaturas, a saber: 1173, 1223, 1273, 1323 y 1373 K y haciendo variar para cada temperatura la velocidad de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} , 10^{-4} , $3 \cdot 10^{-2}$, $3 \cdot 10^{-3}$, $3 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$). Los resultados obtenidos se pueden observar a continuación en las figuras 9.a), b), c), d) y e).

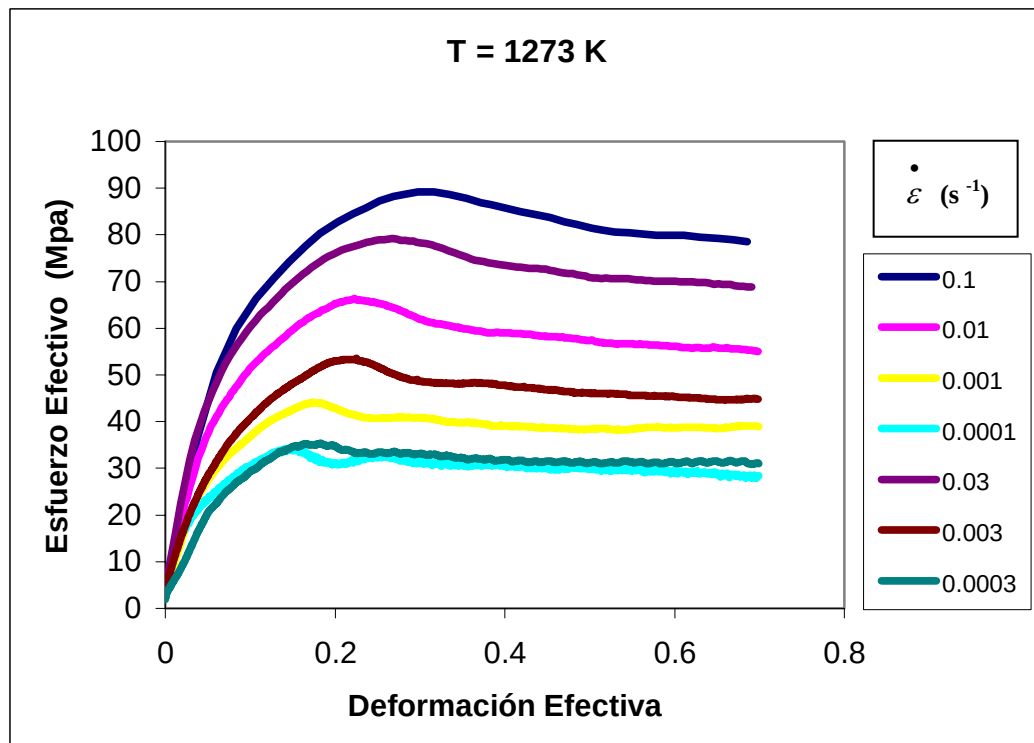
a)



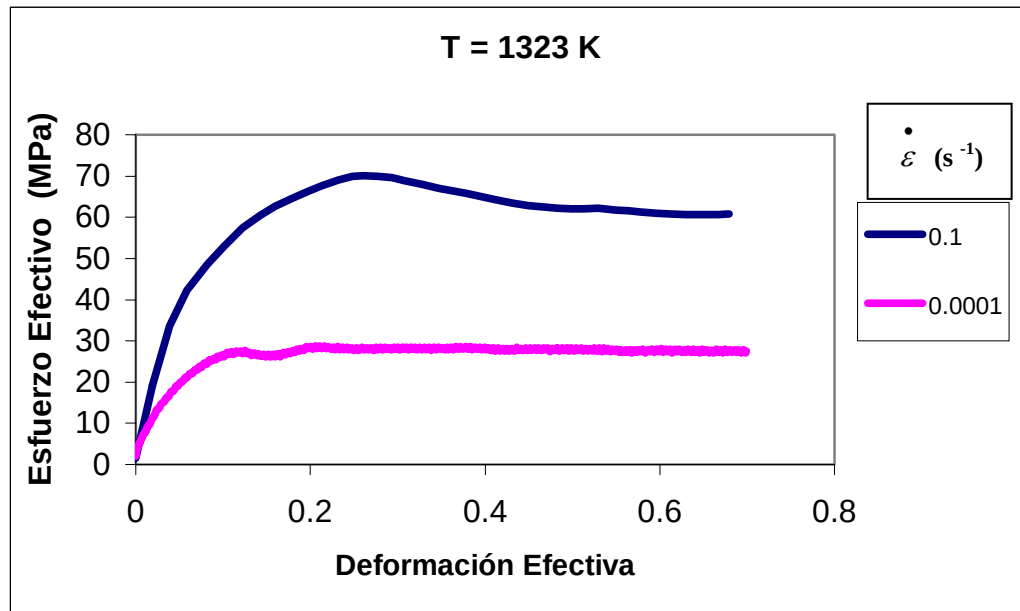
b)



c)



d)



e)

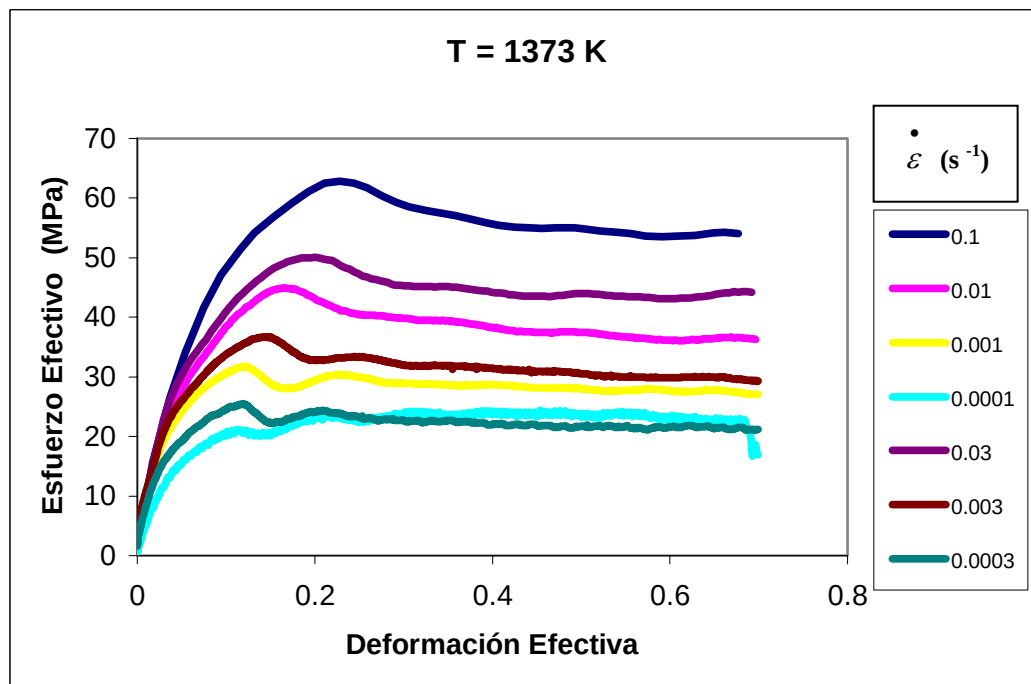


Figura 9. a), b), c), d) y e) Gráficas de Esfuerzo Efectivo Vs. Deformación Efectiva a diferentes temperaturas y tasas de deformación.

Como se ha mencionado anteriormente, los datos observados en las curvas de la figura 9 son valores experimentales que fueron suministrados por el programa computarizado acoplado al sistema de ensayo de la máquina INSTRON y procesados posteriormente con el programa QBasic para su comprobación. Mediante el citado programa se transformaron los datos de Fuerza aplicada vs. altura, a Esfuerzo Efectivo Vs. Deformación Efectiva. Con la finalidad de determinar todos los parámetros necesarios para aplicar el modelo establecido y determinar las curvas de fluencia a diferentes temperaturas y velocidades de deformación, se han realizado estos ensayos y se elaboraron los gráficos anteriores.

Las curvas de la figura 9, indican la presencia de recrystalización dinámica; donde se puede apreciar que algunas curvas son de picos múltiples, evidenciándose a altas temperaturas y bajas tasas de deformación, como por ejemplo a 1223 K - 0.0001 s^{-1} , a 1273 K - 0.0001 s^{-1} , a 1323 K - 0.0001 y a 1373 K - $0.0001, 0.0003, 0.001$ y 0.003 s^{-1} . Se supone que la presencia de picos múltiples indica crecimiento de grano⁽²⁾. Por otra parte, también se evidencian picos simples, en todas las temperaturas investigadas, pero a elevadas tasas de deformación, lo que se significa según la literatura, un afino de grano. Con estos resultados, podemos verificar que la transición entre las curvas de fluencia de pico simple y de picos múltiples, depende de la velocidad de deformación y/o la temperatura⁽²⁾.

Por otra parte luego de presenciarse los diferentes picos, las curvas alcanzan un estado de saturación, esto se debe a que la cantidad de dislocaciones que se van generando, producto del endurecimiento por deformación, es la misma que se va aniquilando por la recrystalización dinámica, quedando constante su densidad, por lo que esta combinación de endurecimiento (por deformación) y ablandamiento (debido a la recrystalización) da lugar al alcance de la fluencia estable.

También se puede observar que las tensiones de compresión aumentan a medida que se disminuyen las temperaturas o aumentan las velocidades de deformación; sucediendo de igual manera con cada estado de saturación.

3.2. Aplicación del modelo de ecuaciones constitutivas.

Los datos de esfuerzo efectivo – deformación efectiva a cada temperatura y tasa de deformación, se procesaron en el computador mediante el programa Mathcad Professional 2000, para la determinación de la ecuación constitutiva del material investigado, de la siguiente manera:

3.2.1. Curvas de Esfuerzo – Deformación sin recrystalización dinámica.

Para la optimización de la curva de Esfuerzo – Deformación sin tomar en cuenta la recrystalización dinámica, es necesario hallar el valor de esfuerzo máximo de cada una de las curvas obtenidas a velocidades de deformación constante, determinándose a partir de las gráficas anteriormente mostradas. Una vez obtenidos los valores máximos de tensión se procedió a trabajar con todas aquellas tensiones menores a valor de $\sigma_{\max}$ incluyendo estas. Se realizó, luego, un ajuste con ayuda del programa Mathcad Professional, el cual emplea cada archivo donde se encuentran los datos de esfuerzo efectivo y deformación efectiva, de cada temperatura y tasa de deformación investigada. Introduciendo en él la ecuación (4), se evalúan y optimizan por el método de los mínimos cuadrados (ecuación (9)) obteniéndose los valores de σ_0 , σ_s , ϵ_r y m como se muestra en la tabla 2.

Tabla 2. Valores de las constantes optimizadas involucradas en la descripción de las curvas de Esfuerzo – Deformación (ecuación (4)), a diferentes temperatura y tasas de deformación.

T(K)	$\dot{\varepsilon}$ (s ⁻¹)	σ_0 (MPa)	σ_s (MPa)	ε_r	m
1173	0.0001	1.711	55.76	0.085	0.92
	0.0003	1.846	65.82	0.093	0.879
	0.001	1.593	69.642	0.085	1.165
	0.003	1.767	86.034	0.094	1.182
	0.01	1.967	110.59	0.117	0.695
	0.03	1.408	112.181	0.093	1.177
	0.1	1.857	130.473	0.095	0.898
1223	0.0001	1.255	50.512	0.084	0.713
	0.0003	1	53.661	0.116	0.675
	0.001	1.502	62.538	0.101	0.812
	0.003	2.281	70.777	0.078	1.119
	0.01	1.291	85.056	0.086	0.82
	0.03	1	88.484	0.079	1.446
1273	0.0001	1.951	39.873	0.104	0.586
	0.0003	1.15	40.330	0.078	0.998
	0.001	1.708	48.064	0.078	0.817
	0.003	3.053	60.368	0.107	0.833
	0.01	1.808	71.177	0.092	0.798
	0.03	2.412	83.051	0.093	0.777
	0.1	1.838	92.129	0.093	0.882
1323	0.0001	2.178	34.325	0.078	0.827
	0.1	1.417	73.929	0.097	0.764
1373	0.0001	0.115	25.721	0.072	0.750
	0.0003	1.316	27.560	0.055	0.706
	0.001	1	33.751	0.047	0.802
	0.003	1.814	40.768	0.073	0.686
	0.01	3.405	48.422	0.067	0.953
	0.03	2.038	55.292	0.089	0.779
	0.1	1.570	66.639	0.082	0.932

Al observar los valores obtenidos de σ_0 en la tabla 2; se puede notar, que no hay ningún cambio sistemático de este parámetro con respecto a la temperatura o de la tasa de deformación, por lo que se podría tomar como una constante, pero dado a que existe un valor muy bajo (aproximadamente cero), este parámetro será tomado como nulo; ($\sigma_0 = 0$). Por lo que al modificar la ecuación (4), esta queda entonces de la siguiente manera:

$$\sigma = \sigma_s \cdot \left[1 - \exp\left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_r}\right) \right]^m \quad (23)$$

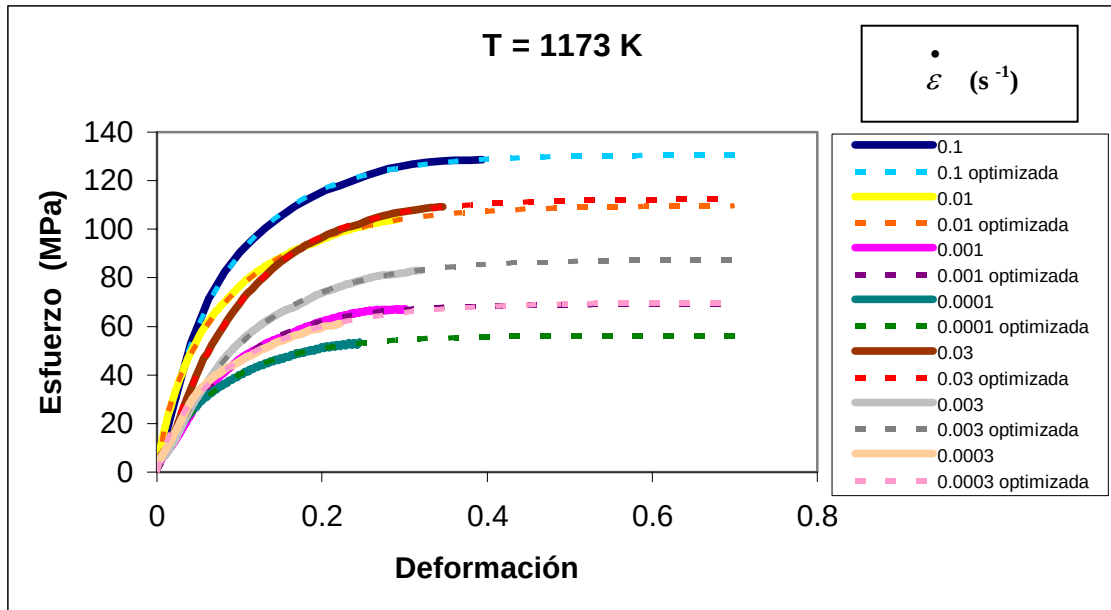
dando como resultado la nueva tabla 3:

Tabla 3. Valores de las constantes optimizadas involucradas en la descripción de las curvas de Esfuerzo – Deformación (ecuación (23)), a diferentes temperatura y tasas de deformación.

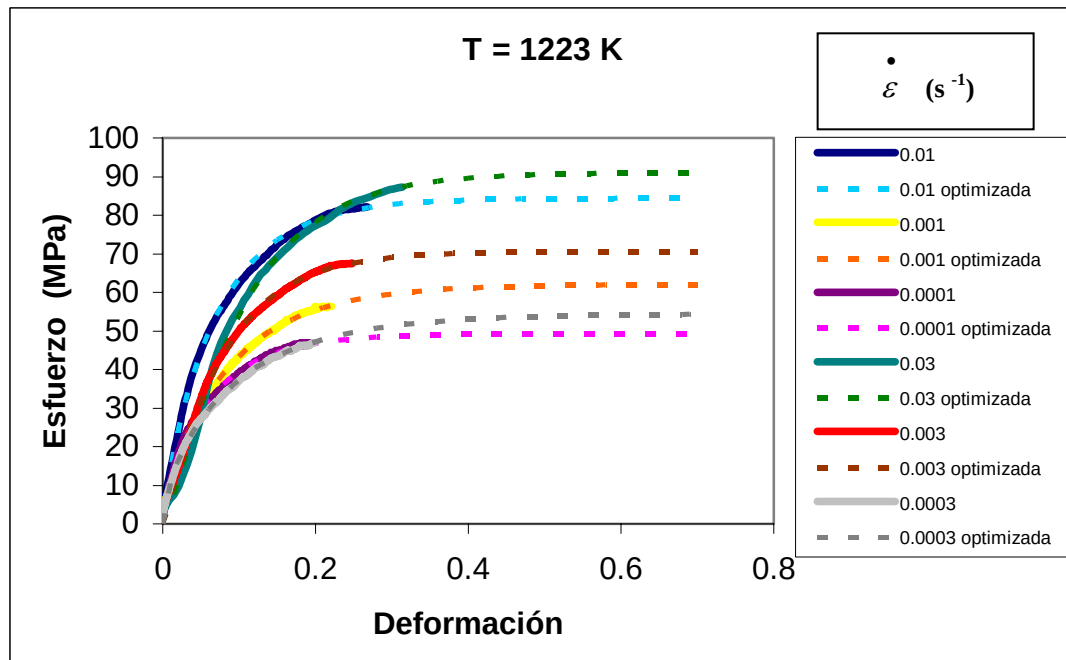
T(K)	$\dot{\varepsilon}$ (s ⁻¹)	σ_s (MPa)	ε_r	m
1173	0.0001	52.398	0.092	0.835
	0.0003	60.534	0.123	0.724
	0.001	70.908	0.082	1.146
	0.003	81.917	0.105	1.054
	0.01	95.955	0.115	0.680
	0.03	110.854	0.095	1.131
	0.1	129.851	0.096	0.865
1223	0.0001	44.046	0.077	0.702
	0.0003	51.199	0.125	0.633
	0.001	60.379	0.102	0.756
	0.003	70.184	0.077	1.080
	0.01	82.768	0.080	0.833
	0.03	96.209	0.091	1.283
1273	0.0001	36.957	0.110	0.522
	0.0003	43.223	0.086	0.897
	0.001	51.318	0.088	0.717
	0.003	60.020	0.112	0.733
	0.01	71.260	0.099	0.735
	0.03	83.343	0.091	0.751
	0.1	98.951	0.095	0.839
1323	0.0001	30.945	0.127	0.626
	0.1	86.124	0.098	0.736
1373	0.0001	25.854	0.081	0.689
	0.0003	30.613	0.066	0.599
	0.001	36.839	0.049	0.740
	0.003	43.619	0.070	0.644
	0.01	52.491	0.072	0.807
	0.03	62.151	0.081	0.774
	0.1	74.792	0.079	0.932

A continuación se presentan una serie de gráficas, contenidas en la figura 2, correspondientes al tratamiento de optimización, utilizando la ecuación (23) aplicada a los datos experimentales hasta la carga máxima.

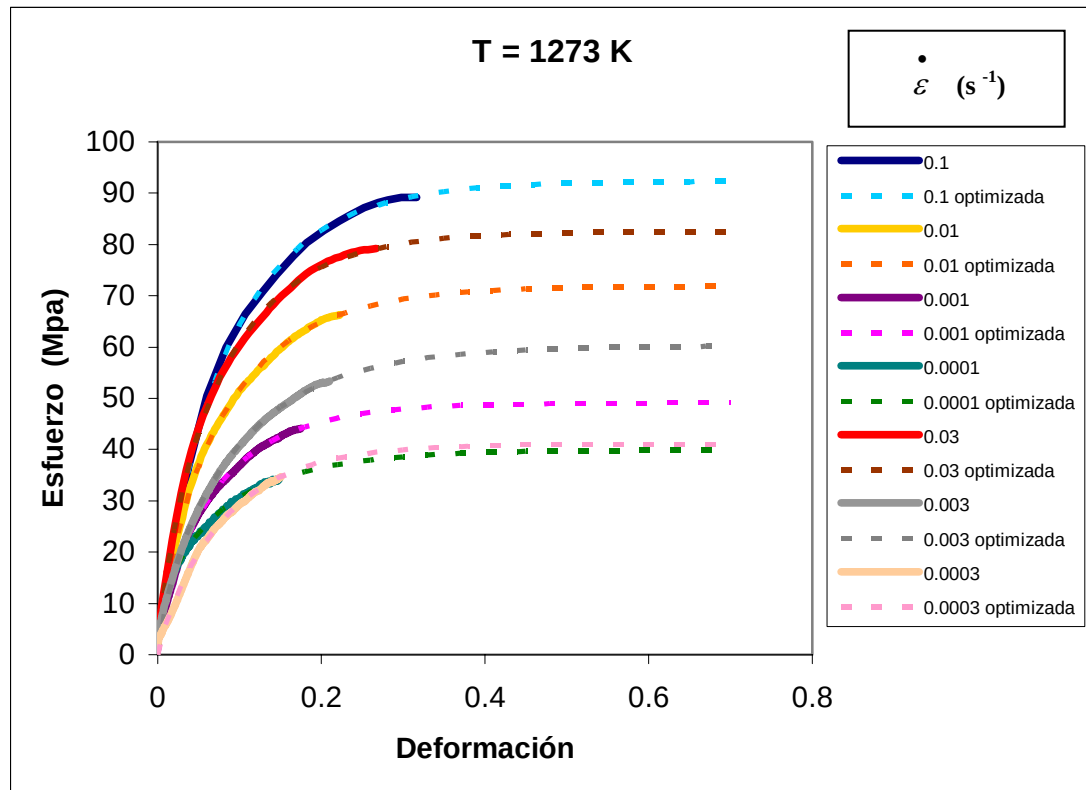
a)



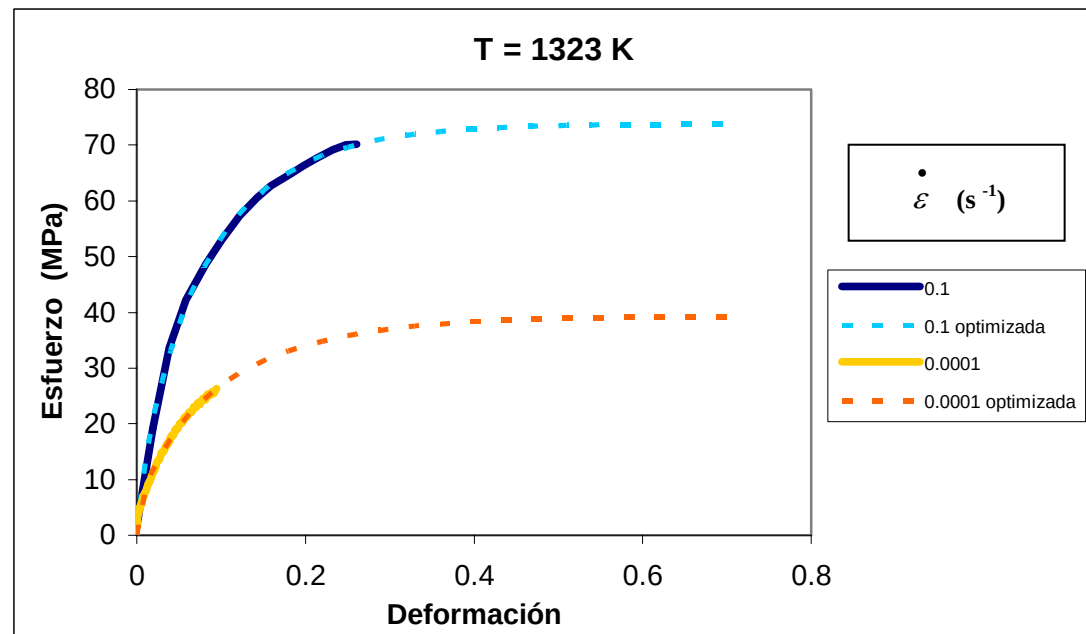
b)



c)



d)



e)

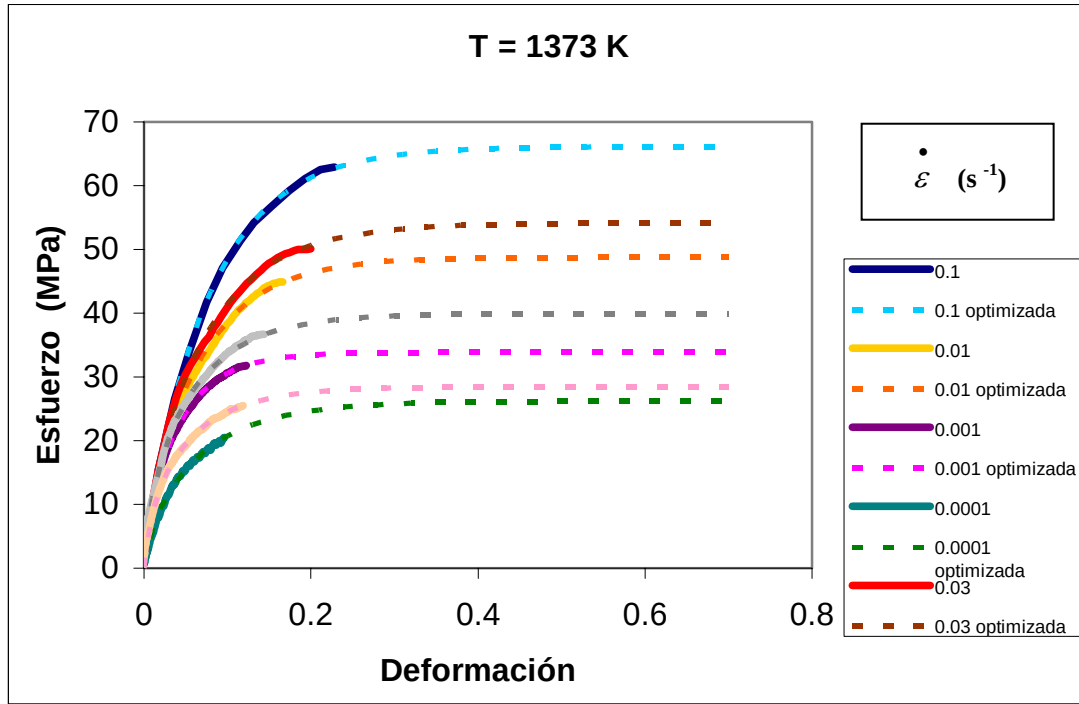


Figura 10. a), b), c), d) y e). Esfuerzo Vs. Deformación a distintas temperaturas y tasa de deformación: experimentales y optimizadas con la ecuación (23).

En la figura 10, se puede apreciar como el modelo utilizado se ajusta satisfactoriamente a los datos experimentales; Sin embargo, este comportamiento solo es observado hasta el punto de carga máxima, ya que una vez iniciado el fenómeno de recrystalización dinámica, no es procedente la aplicación de esta ecuación.

3.2.2. Esfuerzo de Saturación Aparente. (σ_s).

Tomando como datos iniciales los valores de σ_s de la tabla 2; se evaluó este parámetro por medio de la ecuación (12), para la determinación de las constantes involucradas en dicha ecuación. Por medio del programa Mathcad Professional, se introdujo en él, la respectiva ecuación, donde se obtuvieron las constantes σ_{ks} , A_s , $\dot{\epsilon}_{ks}$, a

través del método de los mínimos cuadrados. El valor obtenido de dichas constantes se encuentra reportado en la tabla 7.

La comparación de los valores extrapolados de σ_s , obtenidos a partir de la ecuación (23), versus las respectivas predicciones obtenidas por el modelo de Kock's, dadas por la ec. (12), se presenta en la figura 11.

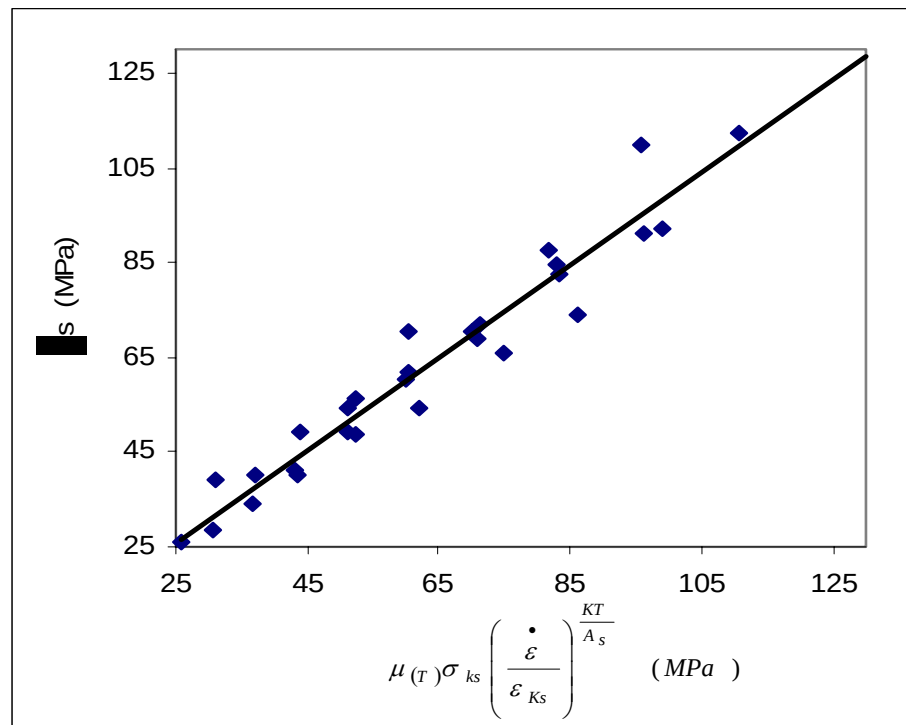


Figura 11. Comparación de los valores extrapolados del esfuerzo de saturación aparente, con los obtenidos de los datos experimentales.

En esta gráfica se puede apreciar, una excelente correlación entre los valores de σ_s , para cada temperatura y tasa de deformación evaluadas, a partir de la ecuación (23), con los determinados a partir del modelo de Kock's.

3.2.3. Deformación de Relajación (ϵ_r).

Para determinar si existe alguna relación de la deformación de relajación ϵ_r con la temperatura y/o la tasa de deformación, se graficó este parámetro en función de la temperatura a tasa de deformación constante y en función de la tasa de deformación a temperatura constante, reportadas en las figuras 12 y 13.

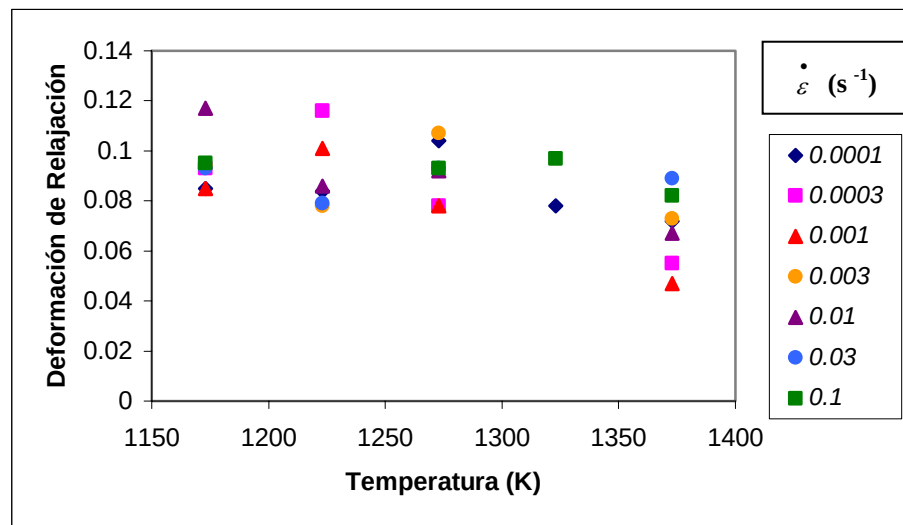


Figura 12. Temperatura Vs. Deformación de relajación a tasa de deformación constante.

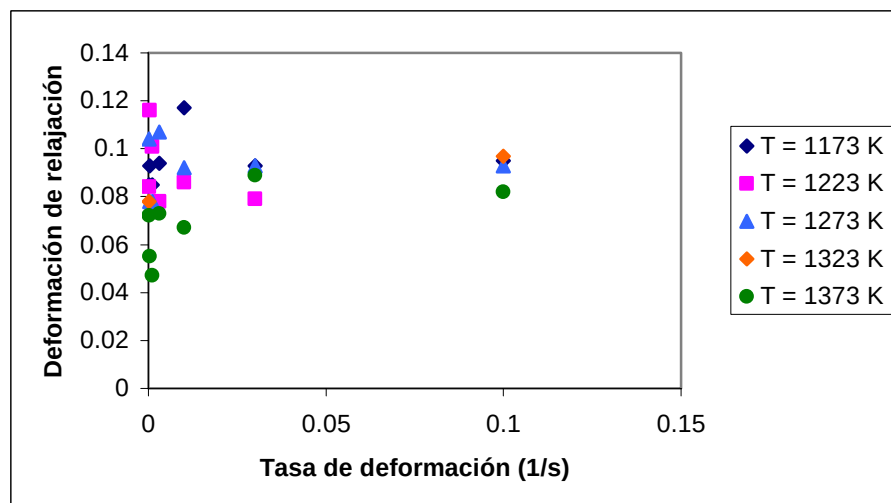


Figura 13. Tasa de deformación Vs. Deformación de relajación a Temperatura constante.

Como se puede observar, no existe ninguna variación sistemática del parámetro de deformación de relajación con la tasa de deformación ni con la temperatura, por lo que no puede ser expresada con la ecuación (15), como se ha indicado en el capítulo 1. Por lo tanto, se propone expresar dicho parámetro en función del esfuerzo de saturación aparente, por medio de una ecuación paramétrica simple de la siguiente forma:

$$\varepsilon_r = \varepsilon_{r0} \cdot \left(\frac{\sigma_s}{\mu(T)} \right)^{m_r} \quad (24)$$

donde: $\mu(T)$ viene dado por la ecuación (13), ε_{r0} y m_r son constantes de material, los cuales son determinadas por medio del programa Mathcad Professional, mediante el método de los mínimos cuadrados. El valor obtenido de dichas constantes es reportado en la tabla 7.

La representación de la ecuación (24) describiendo los valores extrapolados de ε_r viene dado por la figura 14.

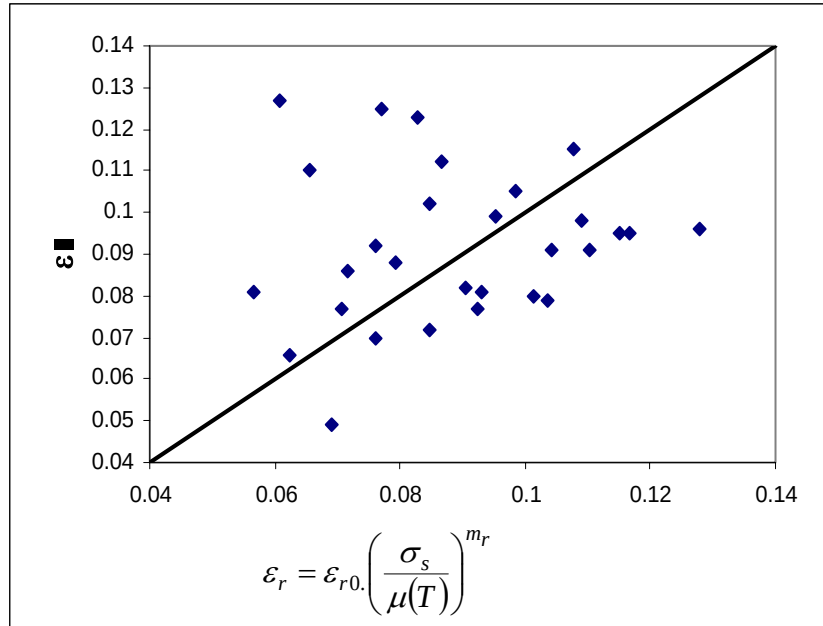


Figura 14. Comparación de los valores de extrapolación de la deformación de relajación, obtenidos de los datos experimentales.

En esta gráfica se puede observar, con mayor claridad, que existe una cierta dependencia de ε_r con σ_s , además, de la buena aproximación con que se ha calculado los valores de ε_r para cada temperatura y tasa de deformación evaluada a partir de la ecuación (23), ya que al igualarlos con la ecuación (24) y graficar cada par de ε_r a la misma temperatura y tasa de deformación se aproximan a la recta inclinada de 45° , corroborando así la aceptación de los valores obtenidos en la tabla 2.

3.2.4. Esfuerzo de Saturación Real (σ'_s).

A continuación, se caracterizará el esfuerzo de saturación real (σ'_s) en términos de la temperatura y tasa de deformación, a partir de la ecuación (14) presentada en el capítulo 1, (tomando como valor inicial de σ'_s el promedio de los 10 últimos valores de esfuerzo de la curva esfuerzo efectivo - deformación efectiva), para la obtención de las constantes involucradas dependientes de este esfuerzo de saturación; por medio del programa Mathcad Professional, el cual se introdujo en él la respectiva ecuación, obteniéndose las constantes α'_s , A'_s , m'_s . Dichos valores se encuentran reportados en la tabla 7.

Los resultados obtenidos de σ'_s , para cada temperatura y tasa de deformación trabajada, viene dada por la tabla 4.

Tabla 4. Valores de los esfuerzos de saturación real, a diferentes temperatura y tasas de deformación.

T(K)	$\dot{\varepsilon}$ (s ⁻¹)	σ_s (MPa)
1173	0.0001	44.360
	0.0003	52.156
	0.001	62.281
	0.003	73.226
	0.01	87.436
	0.03	102.740
	0.1	121.923
1223	0.0001	35.684
	0.0003	41.955
	0.001	50.100
	0.003	58.904
	0.01	70.339
	0.03	82.696
1273	0.0001	29.048
	0.0003	34.153
	0.001	40.784
	0.003	47.951
	0.01	57.261
	0.03	67.323
	0.1	80.387
1323	0.0001	23.889
	0.1	66.114
1373	0.0001	19.817
	0.0003	23.300
	0.001	27.823
	0.003	32.713
	0.01	39.063
	0.03	45.928
	0.1	54.845

Por otra parte, la representación de la ecuación (14) describiendo los valores extrapolados de σ_s viene dado por la figura 15.

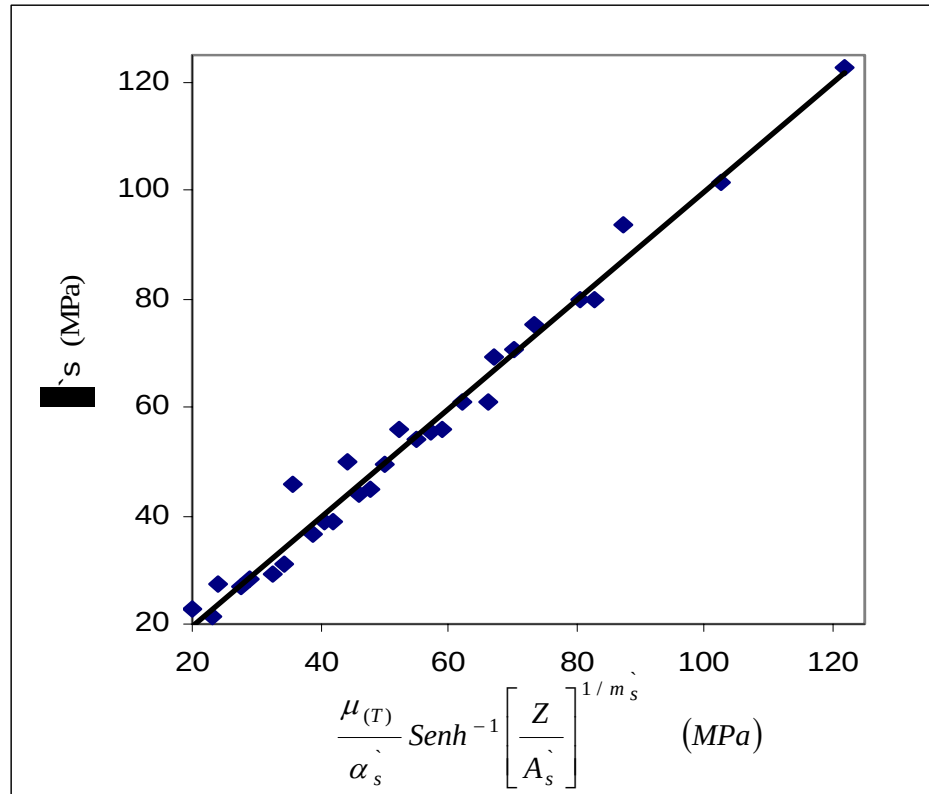


Figura 15. Comparación de los valores de extrapolación del esfuerzo de saturación real, obtenidos de los datos experimentales.

En esta gráfica también se puede apreciar, la capacidad que presenta el modelo para la descripción de los datos experimentales, de los valores de σ_s , para cada temperatura y tasa de deformación evaluada, a partir de cada curva experimental.

3.2.5. Deformación Pico (ϵ_p).

Tomando como datos iniciales los valores de deformación efectiva, correspondientes a los máximos esfuerzos efectivos encontrados en las curvas experimentales; se evaluó este parámetro (ϵ_p) por medio de la ecuación (16) dependiente del parámetro Z, propuesto originalmente por Zener y Hollomon⁽¹¹⁾ (ver ecuación 3), para la obtención de las constantes involucradas (A_p , m_p), utilizando el mismo tratamiento

matemático ya descrito. Los valores obtenidos de dichas constantes se encuentran reportados en la tabla 7. Los resultados obtenidos de ϵ_p , para cada temperatura y tasa de deformación investigada, se presentan a continuación en la tabla 5.

Tabla 5. Valores de las deformaciones picos, a diferentes temperatura y tasas de deformación

T(K)	$\dot{\epsilon} \text{ (s}^{-1}\text{)}$	ϵ_p
1173	0.0001	0.185
	0.0003	0.210
	0.001	0.241
	0.003	0.273
	0.01	0.313
	0.03	0.355
	0.1	0.407
1223	0.0001	0.162
	0.0003	0.183
	0.001	0.210
	0.003	0.238
	0.01	0.273
	0.03	0.310
1273	0.0001	0.143
	0.0003	0.162
	0.001	0.186
	0.003	0.210
	0.01	0.241
	0.03	0.273
	0.1	0.314
1323	0.0001	0.127
	0.1	0.279
1373	0.0001	0.114
	0.0003	0.130
	0.001	0.149
	0.003	0.168
	0.01	0.193
	0.03	0.219
	0.1	0.251

La representación de la ecuación (16) describiendo los valores de extrapolación de ε_p , se presenta en la figura 16.

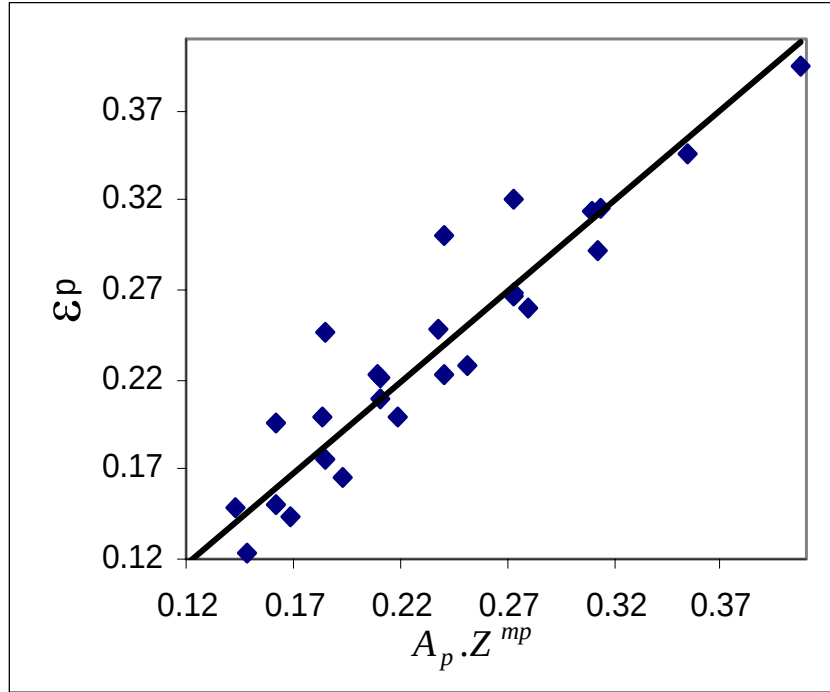


Figura 16. Comparación de los valores de extrapolación de la deformación pico, obtenidos de los datos experimentales.

En la gráfica anterior se puede apreciar, la validez de la ecuación paramétrica simple propuesta en la ec. (16) para la descripción de los datos experimentales, de los valores de ε_p , para cada temperatura y tasa de deformación evaluada, a partir de cada curva experimental.

3.2.6. Constantes de Avrami asociadas al proceso de recristalización dinámica.

Para la determinación de las constantes de Avrami, tenemos que, sustraer de la ecuación (23) un término que represente la contribución al ablandamiento (como se ya se indicó para la ecuación (4)), quedando entonces la ecuación expresada de la siguiente forma:

$$\sigma = \sigma_s \cdot \left[1 - \exp\left(\frac{\varepsilon}{\varepsilon_r}\right) \right]^m - \Delta\sigma \quad (25)$$

despejando $\Delta\sigma$, tenemos que:

$$\Delta\sigma_i = \sigma_s \cdot \left[1 - \exp\left(\frac{\varepsilon_i}{\varepsilon_r}\right) \right]^m - \sigma_i \quad (26)$$

Por otra parte tenemos que $\Delta\sigma_i$ está representado en la ecuación (6) como:

$$\Delta\sigma_i = (\sigma_s - \sigma_s') \left\{ 1 - \exp\left[-k \left(\frac{\varepsilon_i - f_p \varepsilon_p}{\varepsilon_p} \right)^{m'} \right] \right\} \quad (6)$$

$$\frac{\Delta\sigma_i}{\sigma_s - \sigma_s'} = 1 - \exp\left[-k \left(\frac{\varepsilon_i - f_p \varepsilon_p}{\varepsilon_p} \right)^{m'} \right] \quad (27)$$

teniendo en cuenta que $f_p = 1$, y haciendo que:

$$Y = \frac{\Delta\sigma_i}{\sigma_s - \sigma_s'} \quad (28)$$

$$X = \frac{\varepsilon_i - \varepsilon_p}{\varepsilon_p} \quad (29)$$

sustituyendo las ecuaciones (28) y (29) en la ecuación (27) nos queda que:

$$Y = 1 - \exp(-k \cdot X^{m'}) \quad (30)$$

el cual puede ser transformada quedando:

$$\ln(k') + m'\ln(X) = \ln\left[\ln\left(\frac{1}{1-Y}\right)\right] \quad (31)$$

donde:

$$Y' = \ln\left[\ln\left(\frac{1}{1-Y}\right)\right] \quad (32)$$

$$X' = \ln X \quad (33)$$

$$\ln k' = A \quad (34)$$

$$m' = B \quad (35)$$

Logrando obtener una ecuación lineal de la forma:

$$Y' = A + BX' \quad (36)$$

Los resultados obtenidos de las constantes de Avrami, para cada temperatura y tasa de deformación trabajada, están contenidos en la tabla 6.

Tabla 6. Valores de las constantes de Avrami (K' , m'), a diferentes temperatura y tasas de deformación.

$T(K)$	$\dot{\varepsilon} (s^{-1})$	m'	K'
1173	0.0001	0.693	0.262
	0.0003	2.017	0.164
	0.001	2.268	4.371
	0.003	1.859	0.738
	0.01	1.111	0.257
	0.03	3.167	11.907
	0.1	1.665	7.665
1223	0.0001	0.000	1.000
	0.0003	1.351	1.271
	0.001	0.918	1.752
	0.003	1.639	4.991
	0.01	1.680	3.415
	0.03	1.397	5.0214
1273	0.0001	1.051	0.743
	0.0003	1.067	3.780
	0.001	0.624	2.965
	0.003	1.370	3.216
	0.01	1.035	2.7156
	0.03	0.882	1.559
	0.1	0.791	3.373
1323	0.0001	1.130	0.135
	0.1	0.486	4.225
1373	0.0001	0.178	0.369
	0.0003	0.574	5.74
	0.001	0.179	2.927
	0.003	0.361	3.328
	0.01	0.561	3.208
	0.03	0.767	6.848
	0.1	0.724	3.927

De las tablas 2 – 6, se puede apreciar que tanto m , k' y m' , no poseen ninguna variación sistemática con respecto a la temperatura y la tasa de deformación, por lo que estos parámetros se tomarán como constantes, promediando los resultados obtenidos mostrados en las mencionadas tablas.

A continuación se muestra la tabla resumen (tabla 7) todas las constantes determinadas para cada ecuación trabajada hasta ahora:

Tabla 7. Constantes de las ecuaciones trabajadas.

Constantes	Valores
$m_{(prom.)}$	0.809
σ_{ks}	0.025
$\epsilon_{ks} (1/seg)$	1.559×10^6
$A_s (J)$	7.423×10^4
ϵ_{r0}	0.324
m_r	0.0354
α'_s	337.431
A'_s	27.4
m'_s	6.786
A_p	0.019
m_p	0.114
$K'_{(prom.)}$	3.168
$M'_{(prom.)}$	1.088

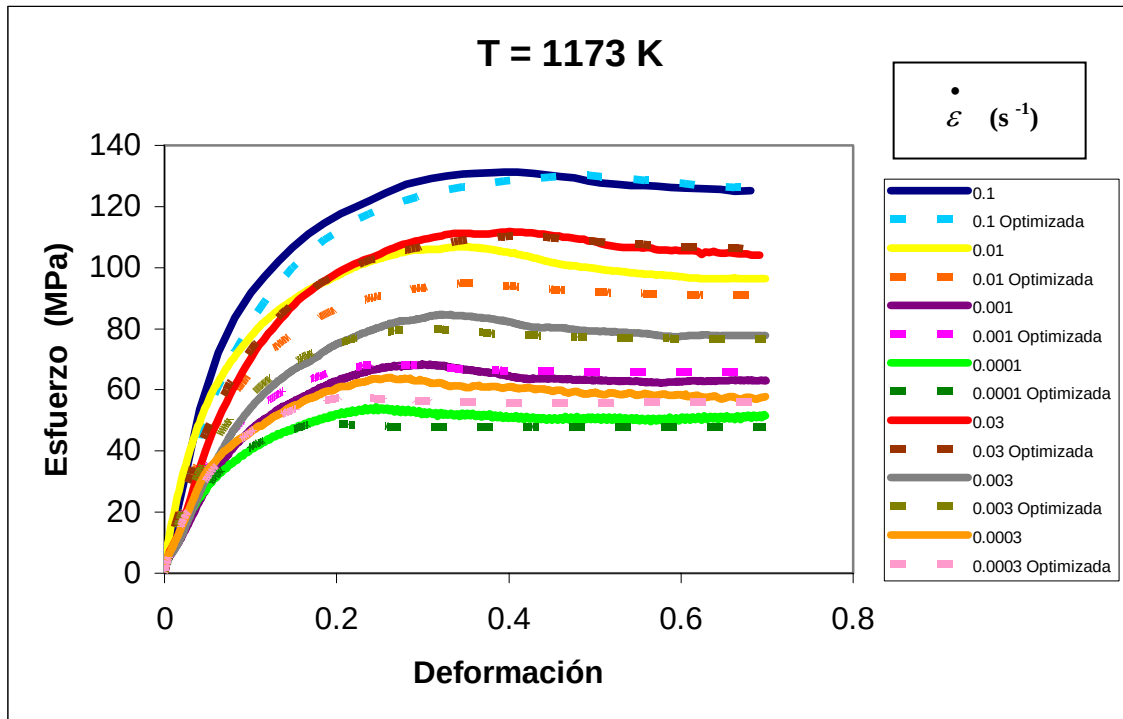
Ya obtenidos todos los parámetros y constantes involucradas, se procedió a completar la optimización del modelo tomando en cuenta la recrystalización dinámica, el cual, el término que representa una contribución de ablandamiento (ecuación (6)) debería ser sustraído de la ecuación (4), quedando esta última de la forma:

$$\sigma = \sigma_0 + (\sigma_s - \sigma_0) \left[1 - \exp\left(-\frac{\varepsilon}{\varepsilon_r}\right)^m \right] - (\sigma_s - \sigma_s') \left\{ 1 - \exp\left[k' \left(\frac{\varepsilon - f_p \varepsilon_p}{\varepsilon_p} \right)^m \right] \right\} \quad (37)$$

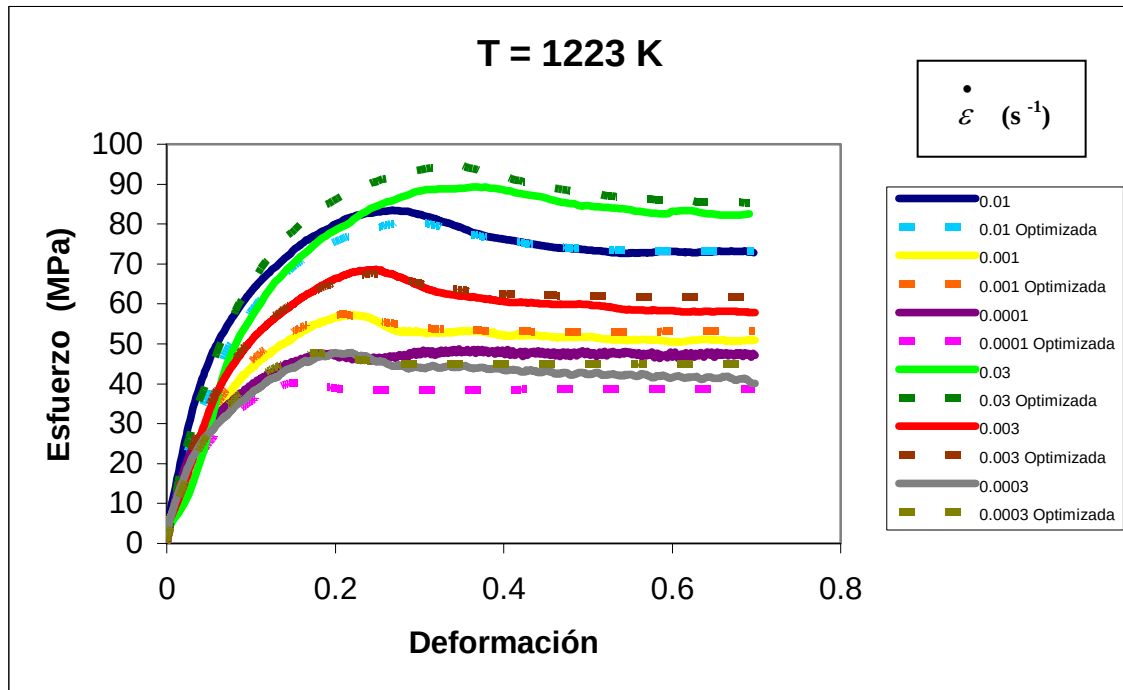
Al sustituir todos los valores involucrados, se obtuvo la ecuación constitutiva del material, en función de la deformación, tasa de deformación y temperatura, realizándose mediante el programa en Mathcad, el cual se introdujo en él la respectiva ecuación (37).

La representación gráfica de esta ecuación, viene dada de la siguiente forma:

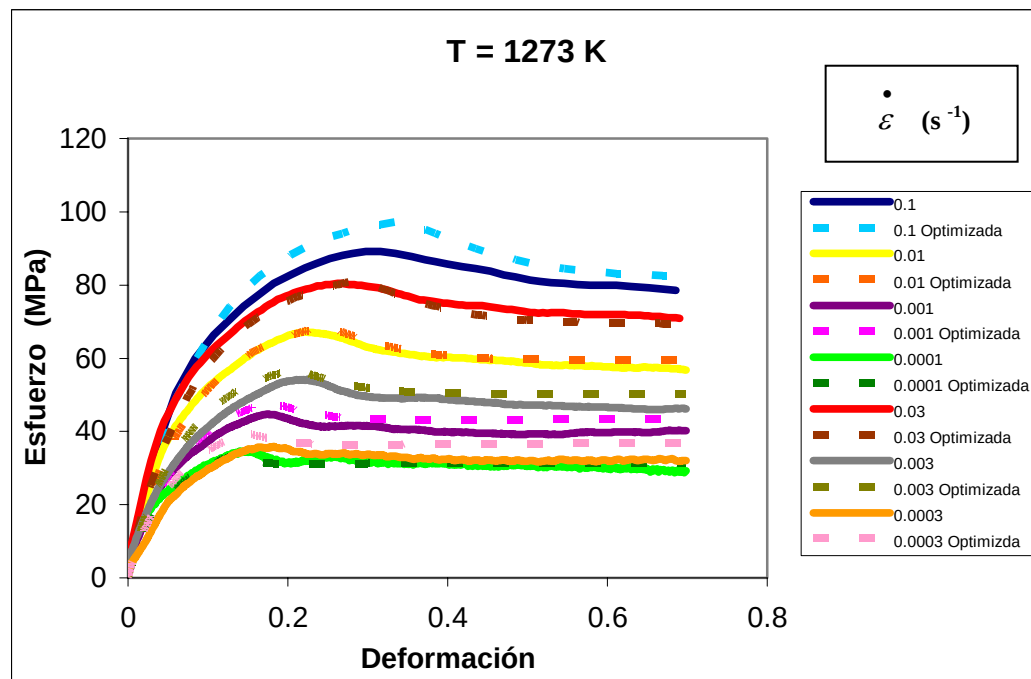
a)



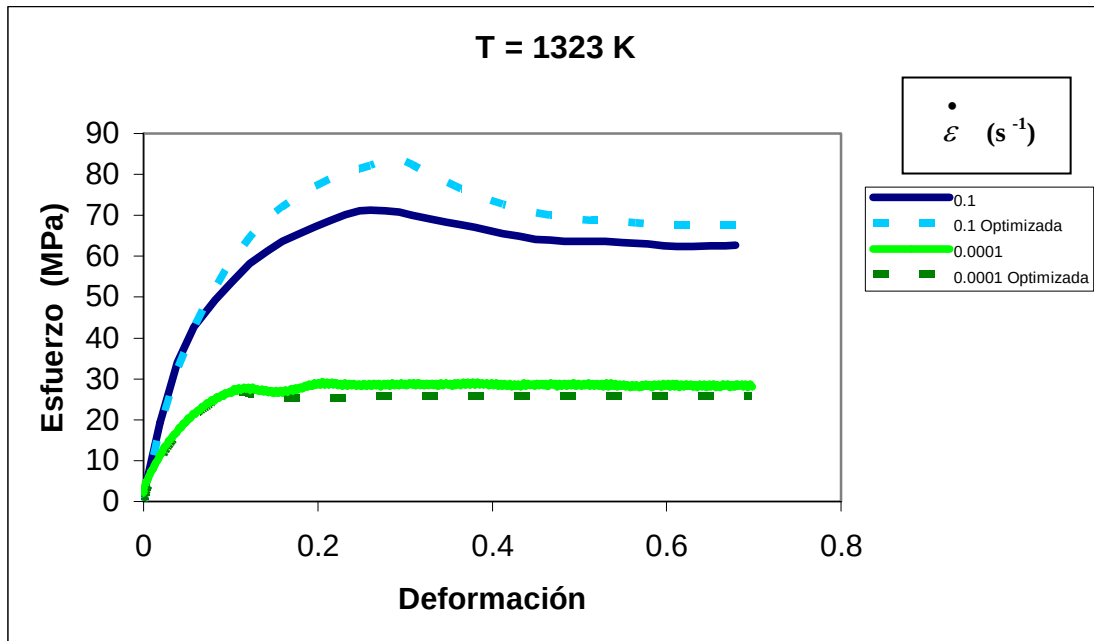
b)



c)



d)



e)

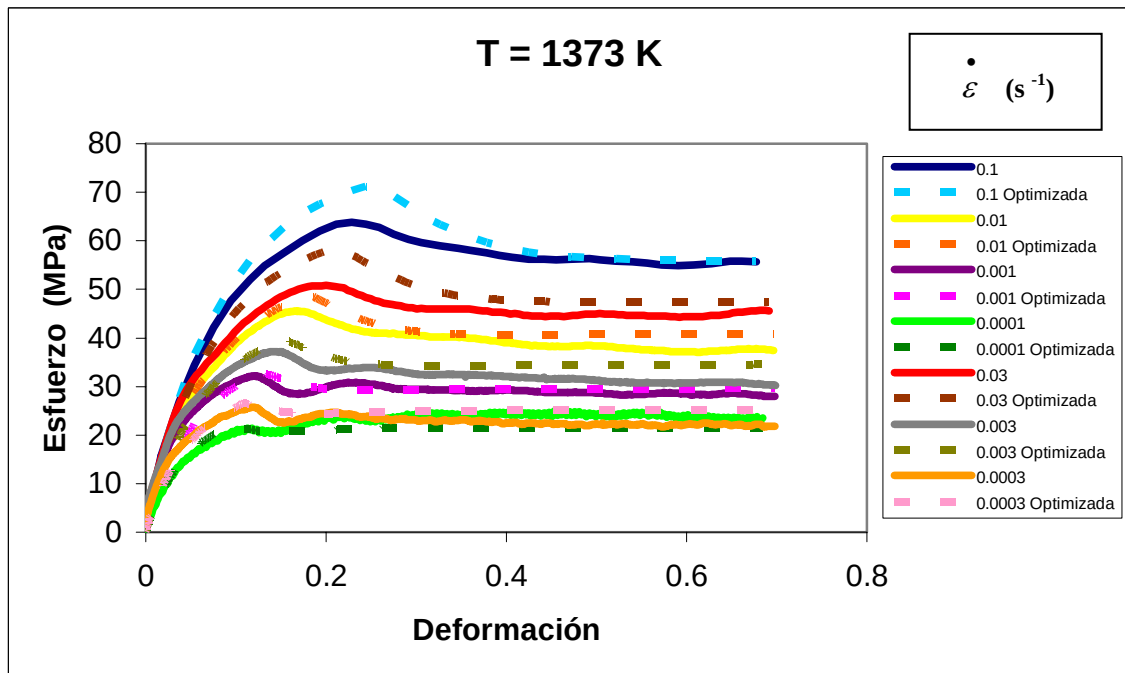


Figura 17. a), b), c), d) y e). Esfuerzo Vs. Deformación a distintas temperaturas y tasa de deformación: experimentales y optimizadas con la ecuación (37).

Las curvas que se muestran en la figura 17, presentan tres características importantes en relación a los materiales que exhiben recrystalización dinámica durante la deformación a alta temperatura. Primeramente, se observa la presencia de régimen de endurecimiento por deformación en el cual el esfuerzo de fluencia aumenta de manera continua como consecuencia del predominio del endurecimiento por deformación atómico sobre la recuperación dinámica. En segundo lugar, el alcance de un esfuerzo máximo o pico en la curva esfuerzo-deformación como resultado del inicio de un proceso de nucleación y crecimiento de granos recrystalizados durante la deformación. En tercer lugar, una etapa transitoria de ablandamiento por deformación debido al crecimiento de granos inicialmente libres de deformación los cuales son subsecuentemente endurecidos por trabajo, dando lugar eventualmente al alcance de un esfuerzo de estado estable real como resultado de ciclos repetidos de endurecimiento y recrystalización. Si la recuperación dinámica fuese lo suficientemente eficiente para contrarrestar todos los efectos de endurecimiento por deformación, al régimen de endurecimiento inicial seguiría el alcance de un estado de saturación y el máximo o pico de esfuerzo se encontraría ausente.

En la figura 17 también ilustra como líneas de trazos, las curvas predichas, pudiéndose observar que a cada temperatura y tasa de deformación, la descripción de la curva esfuerzo-deformación se asemeja bastante a la curva experimental, indicando la validez de la ecuación (37) y su capacidad de reproducir el comportamiento experimental, para la caracterización de esta clase de relación esfuerzo-deformación, así como el uso de un proceso de optimización bien fundamentado.

Tal como se puede observar, la descripción de los datos experimentales en la mayoría de las condiciones de deformación es bastante satisfactoria. Para algunas curvas, particularmente a 1173 K- 0.01 s^{-1} y a 1223 K a 0.0001 s^{-1} , la relación esfuerzo-deformación subestima el esfuerzo máximo y falla en describir apropiadamente la transición desde la etapa caracterizada por la ocurrencia de endurecimiento atómico y recuperación dinámica, a restauración dominada por recrystalización dinámica, aunque en la mayoría de los casos, la última parte de la curva se predice de manera bastante precisa.

Para algunas otras curvas, como por ejemplo a 1273 K- 0.1 s^{-1} , a 1323 K a 0.1 s^{-1} y a 1373 K – a 0.1 y a 0.03 s^{-1} , la deformación correspondiente al esfuerzo máximo se sobrestima un poco. Sin embargo, a pesar de esta deficiencia en la relación esfuerzo-deformación-tasa de deformación-temperatura, en general, los valores experimentales del esfuerzo de fluencia se describen satisfactoriamente (ver figura 18), encontrándose que el valor absoluto de la máxima diferencia entre los valores experimentales y predichos del esfuerzo de fluencia es menor de 20 MPa (ver figura 19), diferencia encontrada en el intervalo de 0 - 0.1, asociada principalmente con las curvas esfuerzo-deformación determinadas a 1173 K y tasas de deformación de 0.01 s^{-1} .

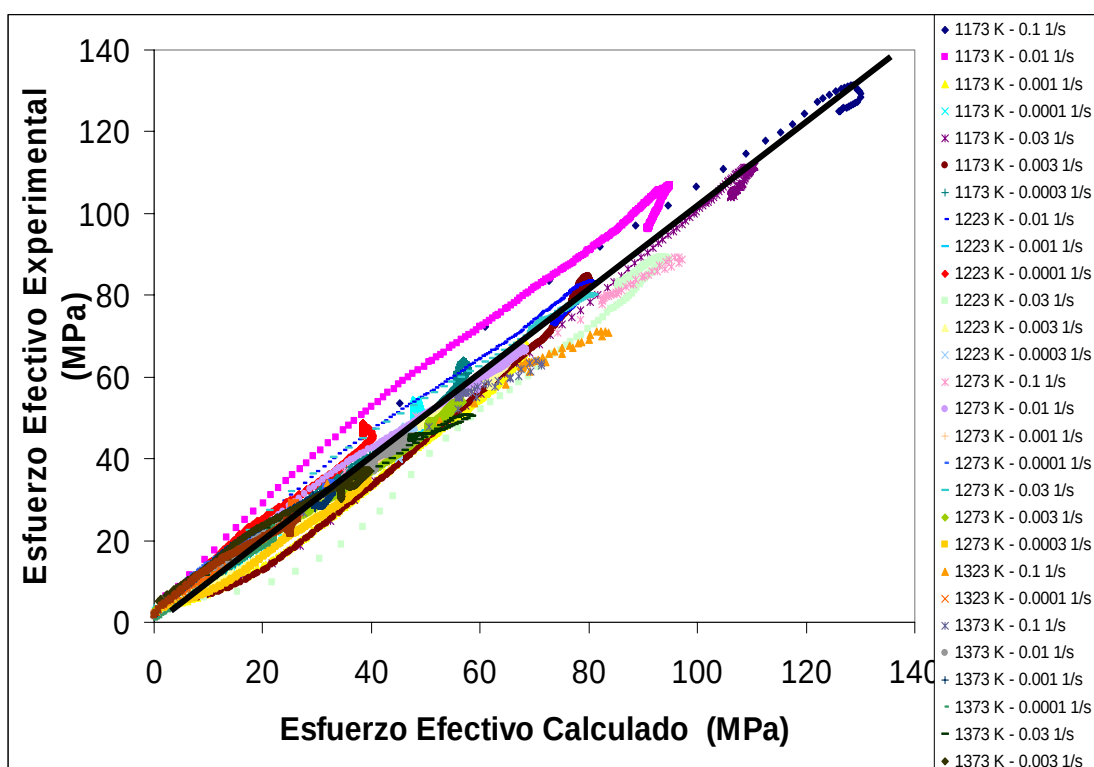


Figura 18. Comparación entre los valores del esfuerzo experimental y el calculado.

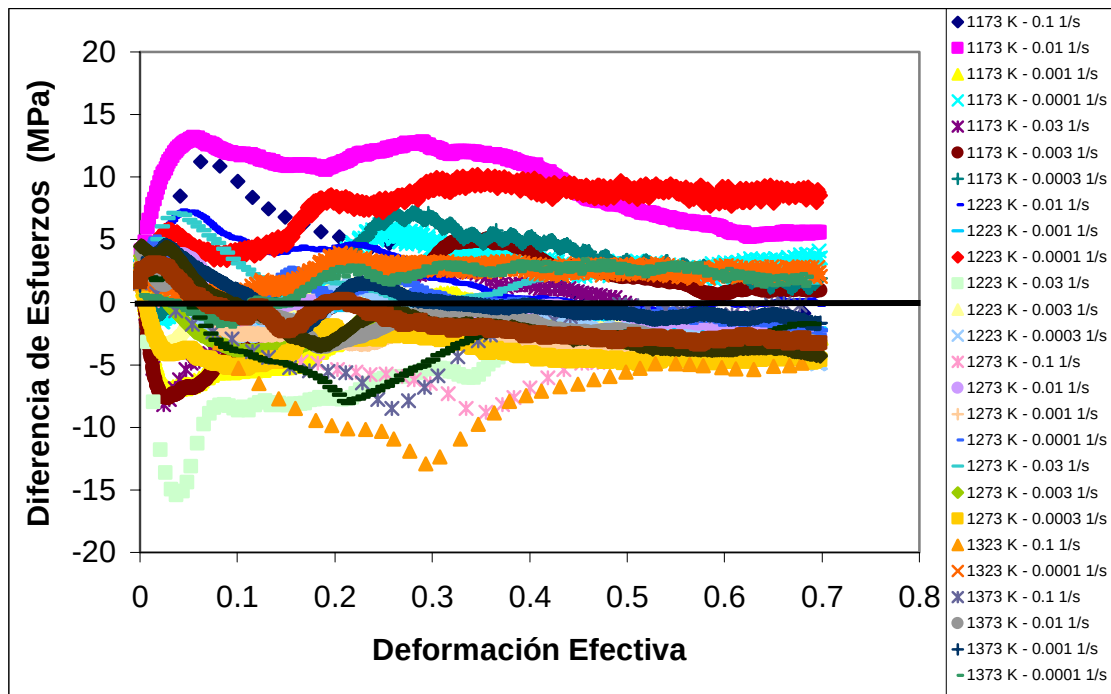


Figura 19. Diferencia entre los valores del esfuerzo experimental y optimizado.

En lo que respecta a la aplicación de la relación esfuerzo-deformación-tasa de deformación-temperatura que se ha desarrollado, para predecir el esfuerzo de fluencia de este material durante cambios en las condiciones de deformación, es importante enfatizar que la presente relación representa esencialmente una función de interpolación más que una verdadera ecuación constitutiva. Es un hecho ampliamente aceptado que la deformación no es una variable de estado válida y por lo tanto, el análisis de los efectos de los cambios en la historia de deformación sólo se puede llevar a cabo por medio de la introducción de variables internas de estado válidas que describan apropiadamente los cambios en la estructura de dislocaciones que ocurren durante la deformación.

CONCLUSIONES

- El comportamiento de Esfuerzo – Deformación del material puede ser modelado satisfactoriamente por medio de la ecuación exponencial de saturación de Sah y colaboradores, modificada apropiadamente a fin de incluir el efecto de la recrystalización dinámica de acuerdo con el modelo cinético de Sellars – Tegart – Garófalo.
- La validación del modelo queda establecida por las diferencias relativamente pequeñas entre los esfuerzos experimentales y los esfuerzos teóricos calculados, a través de las ecuaciones utilizadas. (± 15 MPa).
- A altas temperaturas y bajas tasas de deformación se evidencian, en las curvas de Esfuerzo Efectivo – Deformación Efectiva, picos múltiples.
- A todas las temperaturas trabajadas pero a elevadas tasas de deformación se evidencian picos simples en las curvas Esfuerzo Efectivo – Deformación Efectiva.

RECOMENDACIONES

- Aplicar este estudio a otros materiales distinto de un acero de bajo carbono, generaría una mayor visión y validación del modelo; además de facilitar el control de los procesos de deformación.
- Desarrollar una ecuación constitutiva para este material, dependiente de una variable de estado válida que describa apropiadamente los cambios en la estructura de dislocaciones que ocurren durante la deformación, como el Umbral Mecánico del Esfuerzo (U. M. E), ya que el método desarrollado, para predecir el esfuerzo de fluencia de este material durante cambios de deformación, tasa de deformación y temperatura, representa esencialmente una función de interpolación más que una verdadera ecuación constitutiva.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. J.Gil Sevillano. "Flow stress and work hardening" en "Material Science and Technology ", vol 6 "Plastic Deformation and Fracture of Materials", cap.2, pp 19 - 88, Ed. R.W. Cahn, P. Haasen, E.J. 1991.
2. J.J. Jonas, H.J. McQueen. "Recovery and recrystallization during high temperature deformation" en "Mise en forme de métaux et alliages", cap. VII, pp 99-143, Ed. CNRS, Paris, (1976).
3. Rossard, C. y Blain, P. "Rev. Metall". LV (6). Pp 573 – 600. 1958
4. Rossard, C. y Blain, P. "Men. Sci. Rev. Metall. LVI (3). Pp 285 – 300. 1959.
5. P. F. Kozlowski et al., "Simple Constitutive Equations for Steel at High Temperatures", Metall. Trans., Vol. 23A, 1992, 903-918.
6. Puchi, C. Eli S. "Simple constitutive relationship for C- Mn steel deformed at elevated temperatures". 2002.
7. J. P. Sah, G. J. Richardson and C. M. Sellars, "Recrystallization During Hot Deformation of Nickel", J. Austr. Inst. Metals, Vol. 14, No. 4, 1969, 292-297.
8. U. F. Kocks, "Laws for work-hardening and low-temperature creep", J. Eng. Mater. Technol., Vol. 98, 1976, 76-85.
9. C. M. Sellars and W. J. McG. Tegart, "La relation entre la Résistance et la Structure dans la Déformation a Chaud", Mém. Sci. Rev. Met., Vol. 23, 1972, 731-746.

10. F. Garofalo, "An Empirical Relation Defining the Stress Dependence of Minimum Creep Rate in Metals", Trans. AIME, Vol. 227, 1963, 351.
11. C. Zener and J. H. Hollomon, "Problems in Non-Elastic Deformation of Metals", J. Appl. Phys., Vol. 17, 1946, 69-82.
12. Puchi C. Eli S. "Una Descripción Constitutiva para la Aleación Aluminio – 0.1% Magnesio Deformada Bajo Condiciones de Trabajo en Caliente."