

UNIVERSIDAD CENTRAL DE VENEZUELA
FACULTAD DE INGENIERÍA
ESCUELA DE INGENIERÍA METALÚRGICA
Y CIENCIA DE LOS MATERIALES

**RESPUESTA AL CONFORMADO EN CALIENTE BAJO CONDICIONES DE
VELOCIDAD DE DEFORMACIÓN VARIABLE DE UN ACERO ARMCO**

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO
PRESENTADO ANTE LA ILUSTRE
UNIVERSIDAD CENTRAL DE VENEZUELA
POR Br. LUGO CH., NAYAR A.
PARA OPTAR AL TÍTULO DE INGENIERO
METALÚRGICO

CARACAS, OCTUBRE DE 2002

A mis padres Maria y Bernardo

A mis tíos Ziomara y Lempira

Por ser luz en mi camino y

Apoyo en todo momento

Los quiero, gracias.

AGRADECIMIENTOS

Al Dr. José María Cabrera tutor académico de la Universidad Politécnica de Cataluña, 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 Dr. Eli Saul Puchi tutor académico de la Universidad Central de Venezuela, por todo el apoyo brindado, por su voto de confianza para realizar mi proyecto en la Universidad Politécnica de Cataluña.

Al Prof. Crisanto Villalobos, por todo el apoyo brindado, por su confianza y por su calidad humana. Sinceramente muchas gracias.

A mi familia y en especial a mis hermanos Bernardo y Nayber gracias por estar ahí siempre por disfrutar conmigo lo malos y buenos momentos, este es un triunfo de todos.

A Silvia y Danilo, con amigos como ustedes muchas cosas se hacen más fácil gracias por su apoyo incondicional.

A Alexandra Vásquez, Marion Sosa y a Mariana Diferdinando, por recibirme en Barcelona, por su paciencia y por estar ahí en cada momento. Muchas gracias.

A todos mis grandes amigos y compañeros de la Universidad: Dayari Montiel, Carlos Merizalde, María Boca, Andrés Bravo, Luis Perdomo, Luis Fernández, José Fumero, Siechug Chong, Mariela D'Alessandria, Rosario Maccio, Yucelys Santana, José La Barbera, Edgar Betancourt, Renny Vivas, Jenny Orfao, Adrián Otero, Claudia Suárez, Adrián Otero, Obdulio Marrero, Claudia Cappareli, Kenyzai Medina, Husein Martínez, Engels Ochoa, por todos los momentos de alegrías, por participar en mis sueños y por compartir conmigo mis triunfos y los de ustedes.

Al técnico Víctor Torres por su colaboración prestada en el laboratorio de aluminio para la culminación de este trabajo de investigación.

A todos los profesores que formaron parte de mi formación académica, lo que me permitió desarrollar mi trabajo de tesis de grado a entera satisfacción en la Universidad Politécnica de Cataluña.

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

A la Escuela de Metalurgia y Ciencia de los Materiales por ser la institución más influyente en mi formación académica, por brindarme la oportunidad de tener los grandes amigos que tengo y por permitirme mediante todo su personal alcanzar una de las metas más importantes en mi vida.

Al Departamento de Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica de la Escuela Técnica Superior de Ingeniería Industrial de Barcelona por haberme recibido en sus instalaciones.

ÍNDICE GENERAL

1.- INTRODUCCIÓN.....	1
2.- MARCO TEÓRICO.....	4
2.1.- El Conformado.....	4
2.2.- Conformado en Caliente.....	5
2.3.- Endurecimiento por Deformación.....	5
2.4.- Mecanismos de Ablandamiento.....	7
2.5.- Recuperación Dinámica.....	8
2.6.- Las Leyes Constitutivas.....	9
2.7.- Ecuaciones Cinéticas para el Conformado en Caliente.....	9
2.8.- Formalismo Mecánico de la Recuperación Dinámica.....	12
2.9.- Modelo de Kocks.....	13
2.10.- Modelo de Roberts.....	14
2.11.- Modelo de Estrin y Mecking, y Bergström.....	14
2.12.- Parámetro de Zener – Hollomon.....	16
3.- PARTE EXPERIMENTAL.....	18
3.1.- Material Estudiado.....	18
3.2.- Caracterización del Material.....	18
3.3.- Tratamiento Térmico de Homogenización.....	19
3.4.- Preparación de las Muestras.....	22
3.4.1.- Tratamiento Térmico Inicial.....	23
3.4.2.- Compresión Uniaxial.....	24
3.5.- Montaje Experimental.....	25
3.5.1.- Máquina INSTRON.....	26
3.5.2.- Horno de Calentamiento por Radiación.....	27
3.5.3.- El Ordenador.....	28
3.6 Materiales y Equipos Utilizados.....	28
3.7 Reproducibilidad de los Ensayos.....	30

4.- RESULTADOS EXPERIMENTALES.....	31
4.1.- Estudio del Comportamiento Mecánico.....	31
4.1.1.- Curvas de Fluencia a $\dot{\epsilon}$ Constante del Acero ARMCO.....	31
4.1.2.- Curvas de fluencia a $\dot{\epsilon}$ Constante del Acero ARMCO con Cambios Bruscos de velocidad.....	32
4.1.3.- Curvas de Fluencia a $\dot{\epsilon}$ Variable del Acero ARMCO.....	35
4.2.- Modelización.....	37
4.2.1.- Cálculo de Omega (Ω).....	37
4.2.2.- Cálculo del Parámetro de Zener – Hollomon.....	39
4.2.3.- Cálculo de $U(\alpha b)^2$	41
4.2.4.- Cálculo de la Energía de Activación Aparente.....	42
4.2.5.- Cálculo de Ω y $U(\alpha b)^2$ Teóricos.....	45
4.2.6.- Cálculo de σ_p	46
5.- DISCUSIÓN DE RESULTADOS.....	51
5.1.- Curvas de Fluencia a Velocidad de Deformación Constante.....	51
5.2.- Curvas de Fluencia a Cambios Bruscos de Velocidad de Deformación.....	54
5.3.- Curvas de Fluencia a Velocidad de Deformación Variable.....	59
6.- CONCLUSIONES.....	63
7.- RECOMENDACIONES.....	64
8.- BIBLIOGRAFÍA.....	65

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura N° 1. Representación esquemática de las etapas de endurecimiento de materiales cristalinos.....	6
Figura N° 2. Forma de las curvas de fluencia en condiciones de conformado en caliente y a velocidad de deformación verdadera, a) para el caso de recuperación más recristalización dinámica b) para el caso de sólo restauración dinámica.....	8
Figura N° 3. Horno tubular de atmósfera controlada empleado en el tratamiento de homogenización de las muestras ARMCO.....	19
Figura N° 4. Analizador de imagen donde se observó la microestructura y el tamaño de grano de las muestras de ARMCO.....	20
Figura N° 5. Microdurometro Digital donde se realizaron las medidas de dureza para los cortes de las muestras de ARMCO.....	21
Figura N° 6. Horno de Calentamiento por radiación.....	22
Figura N° 7. Proporciones que deben tener las probetas para realizar los ensayos de compresión en caliente.....	22
Figura N° 8. Estado de recepción del Acero ARMCO.....	23
Figura N° 9. a) Tratamiento de homogenización, corte longitudinal, b) Tratamiento de homogenización, corte transversal.....	23
Figura N° 10. Representación esquemática de ensayo de compresión uniaxial.....	24
Figura N° 11. Equipo experimental para realizar ensayos de compresión en caliente en el Laboratorio de Metalurgia.....	25
Figura N° 12. Horno E4 Quad Elliptical Heating Chamber, abierto para realizar los ensayos de compresión en caliente.....	27
Figura N° 13. Esquema del Horno E4 Quad Elliptical Heating Chamber.....	28

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla N° 1. Composición química del Acero ARMCO utilizado.....	18
Tabla N° 2. Comparación de microdurezas Vickers, 1 kg. De carga, desde la recepción del material hasta su homogenización.....	24
Tabla N° 3. Valores experimentales de Ω y σ_p obtenidos de las curvas de fluencia a diversas temperaturas y velocidades de deformación.....	39
Tabla N° 4. Valores de Z obtenidos de la ec. 22 a diversas temperaturas y velocidades de deformación.....	40
Tabla N° 5. Valores de $U(\alpha b)^2$ obtenidos de la ec. 30 a diversas temperaturas y velocidades de deformación.....	42
Tabla N° 6. Valores teóricos de Ω y $U(\alpha b)^2$	46
Tabla N° 7. Valores teóricos de Ω y σ_p	49

ÍNDICE DE GRÁFICOS

Gráfico N° 1. Reproducibilidad de los ensayos de compresión realizados con la máquina INSTRON y el Horno E4 Quad Elliptical Chamber.....	30
Gráfico N° 2. Curvas de fluencia obtenidas para el Acero ARMCO, haciendo variar la temperatura y la velocidad de deformación.....	31
Gráfico N° 3. Curvas de fluencia a cambios bruscos de velocidad a 750°C.....	33
Gráfico N° 4. Curvas de fluencia a cambios bruscos de velocidad a 850°C.....	34
Gráfico N° 5. Curvas de fluencia a velocidades de deformación variable.....	36
Gráfico N° 6. Ajuste realizado para determinar el valor de Ω a 700°C y $\dot{\epsilon}=10^{-1}$	38
Gráfico N° 7 a,b,c,d. Determinación gráfica del exponente m de sensibilidad a la velocidad de deformación.....	43
Gráfico N° 8 a,b. Determinación gráfica de la energía de activación Q aparente.....	44
Gráfico N° 9. Gráfico de Ω vs. Z.....	45
Gráfico N° 10. Gráfico de $U(\alpha\beta)^2$ vs. Z.....	45
Gráfico N° 11. Ajuste realizado para calcular los valores de A''' y α	48
Gráfico N° 12.a. Comparación entre curva experimental y teórica para $\dot{\epsilon}=10^{-1}$	51
Gráfico N° 12.b. Comparación entre curva experimental y teórica para $\dot{\epsilon}=10^{-2}$	51
Gráfico N° 12.c. Comparación entre curva experimental y teórica para $\dot{\epsilon}=10^{-3}$	52
Gráfico N° 12.d. Comparación entre curva experimental y teórica para $\dot{\epsilon}=5 \cdot 10^{-4}$	52
Gráfico N° 13. Dispersión entre σ teórico y σ experimental.....	53
Gráfico N° 14 a,b,c,d. Comparación entre curvas experimentales y teóricas para ensayos a cambios bruscos de velocidad a 750°C.....	56
Gráfico N° 15 a,b,c,d. Comparación entre curvas experimentales y teóricas para ensayos a cambios bruscos de velocidad a 850°C.....	57
Gráfico 16 a,b,c,d,e,f. Comparación entre curvas experimentales y teóricas para ensayos a velocidades de deformación variables a 750° y 850°C.....	61

1.- Introducción:

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. Sin embargo mucho de los estudios de investigación que se vienen realizando se siguen trabajando a escalas de laboratorios y controlado muchas de las variables para idealizar las situaciones estudiadas.

El presente trabajo evaluará una serie de modelos establecidos y desarrollados por *Estrin y Mecking*, y *Bergström*⁽¹⁾ los cuales buscan predecir las curvas de fluencia para ensayos de deformación en caliente a velocidades de deformación constante. Pero para ir más allá de los avances obtenidos en algunos trabajos previos se trasladarán estos modelos a condiciones más reales en proceso de conformado en caliente, es decir a escalas industriales, para lo cual se analizará la posibilidad de que estos modelos puedan predecir el proceso de deformación en caliente pero a cambios bruscos de velocidad y a velocidades de deformaciones variables.

Para el estudio y aplicabilidad de los modelos seleccionados es fundamental que el material presente sólo un comportamiento de restauración dinámica puesto que la aparición del fenómeno de recristalización daría lugar a un enfoque distinto y requeriría el estudio de otros factores que no son el objetivo de este trabajo.

Para tales fines se ha seleccionado un acero ARMCO el cual no posee gran aplicabilidad industrial pero tiene una característica importante que es de gran relevancia para este estudio y es que el mismo a una temperatura de 850°C y por su bajo contenido de carbono genera una transformación a fase ferrítica completa lo que garantiza la aparición única del fenómeno de restauración dinámica y mediante los resultados obtenidos se buscará su reproducibilidad a otros tipos de materiales.

Son muchas las variables de estado que entrarán en juego y que se pueden establecer en el estudio de modelos derivados del análisis de ecuaciones constitutivas, sin embargo los modelos que se estudiarán pautan una serie de consideraciones y dan

mayor énfasis a la densidad de dislocaciones como variable de estado influyente en la predicción de las curvas de fluencia para los ensayos de compresión a altas temperaturas.

Estudiar la microestructura del material en estado de recepción, realizar tratamiento de homogenización para hallar un tamaño de grano adecuado y estudiar la dureza del material en cortes transversales y longitudinales para garantizar un equilibrio de las propiedades mecánicas del material, será la primera fase de este trabajo.

Para la continuidad del estudio y desarrollo de la investigación se realizará un análisis sobre las teorías de conformado en calientes y se evaluará las características obtenidas del material luego de los tratamientos aplicados; es importante mencionar que dentro de la realización de los ensayos se utilizará un horno de calentamiento por radiación el cual es una reciente adquisición del Departamento de Ciencia de los Materiales y Tecnología Metalúrgica, por lo cual la puesta en marcha, calibración y estudio de la reproducibilidad de los ensayos será parte importante del trabajo para garantizar la fidelidad de los resultados obtenidos.

Otra parte fundamental será la elaboración de los ensayos bajo los distintos enfoques que se han decidido estudiar, primero se realizarán ensayos de compresión en caliente a velocidades de deformación constante, los cuales generarán toda la información necesaria para el cálculo de toda las variables que permitirán modelar las curvas y validarán la aplicabilidad de los modelos establecidos en el comportamiento de fluencia de los materiales al ser deformados en caliente; parte de estas variables serán extrapoladas para el estudio y aplicabilidad de los modelos a los siguiente dos enfoques: 1) ensayos a cambios bruscos de velocidades de deformación y 2) ensayos a velocidades de deformación variables, en ambos casos el objetivo fundamental de este trabajo es predecir con los modelos establecidos la curvas de fluencia experimentales obtenidas o en su defecto encontrar un modelo empírico que permita describir dicho comportamiento.

Del análisis de los resultados obtenidos se evaluará la aplicabilidad y posibilidad de estudio en otros materiales y de establecerse un nuevo modelo empírico, será necesario estudiar los caminos para la validación del mismo.

2.- Marco Teórico:

El estudio del comportamiento de fluencia de los materiales sometidos a procesos termomecánicos de conformado y su ajuste a los diferentes modelos matemáticos establecidos para predecir dicho comportamiento ha sido hoy en día uno de los puntos de estudio para optimizar las producciones a escala industrial.

2.1.- 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 centenares de procesos para trabajar los metales destinados a aplicaciones específicas. Sin embargo, éstos se pueden clasificar en un número reducido de clases sobre la base de las fuerzas aplicadas al material cuando se les da la forma requerida. Estas clases son:

1. Procesos de compresión directa.
2. Procesos de compresión indirecta.
3. Procesos de tracción.
4. Procesos de plegado o flexión.
5. 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. La conformación plástica se lleva a cabo por dos razones principalmente. Una finalidad es obtener la forma deseada. La segunda es mejorar las propiedades del material por modificación de la distribución de los microconstituyentes, el afinado del tamaño de grano y la introducción de endurecimiento por deformación.

2.2.- Conformado en Caliente:

El trabajo en caliente se define como una deformación en condiciones tales de temperatura y velocidad de deformación que se produce simultáneamente la restauración y la deformación. En el trabajo en caliente se eliminan rápidamente el endurecimiento por deformación, y la estructura granular deformada en algunos casos, por la formación de nuevos granos libres de deformación en un proceso de recrystalización. Se pueden lograr deformaciones muy grandes trabajando en caliente, porque la recrystalización elimina las perturbaciones introducidas por la deformación. El trabajo en caliente se produce bajo condiciones de constancia práctica del límite elástico o tensión de fluencia, y como este límite disminuye con la temperatura, la energía necesaria para la conformación es generalmente más pequeña que en el trabajo en frío.

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 procedimientos dinámicos de recuperación. Se presenta a continuación un análisis de los mecanismos involucrados durante el endurecimiento y durante los procesos dinámicos de ablandamiento.

2.3.- Endurecimiento por Deformación:

Es bien conocido que la deformación plástica en los materiales (mono o policristalinos) ocurre por deslizamiento de dislocaciones, al menos en el intervalo de temperaturas desde 0.1 a $0.5T_{\text{fusión}}$. A temperaturas inferiores puede ocurrir la deformación por maclas, 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 recrystalización.

También es de amplia aceptación que el endurecimiento por deformación es consecuencia de que una fracción de las dislocaciones móviles que producen la deformación no afloran a 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 (Fig. 1) presenta, además de la zona elástica, al menos tres zonas en el intervalo plástico⁽²⁾.

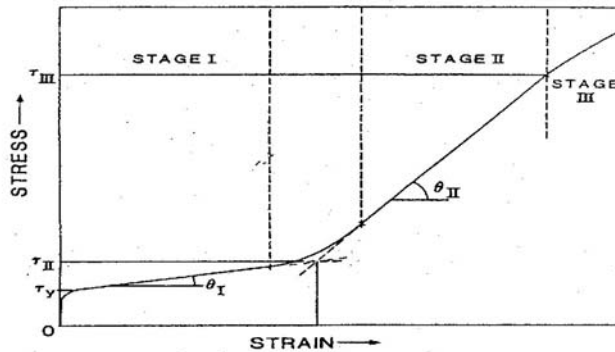


Fig. 1. Representación esquemática de las etapas de endurecimiento de materiales cristalinos.

*La región elástica: se caracteriza por la ausencia de movimiento de las dislocaciones, puesto que no se ha sobrepasado la fuerza de Peierls 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 “paralelas” 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, oscilando entre los siguientes valores: $2 \cdot 10^{-4} < \theta_I/G < 2 \cdot 10^{-3}$ (siendo G el módulo de cizalladura).

*Zona II: conforme la deformación progresa comienza a operar otros sistemas de deslizamiento (primario+secundario). Las dislocaciones se cruzan (produciéndose “jogs”) y se anclan, o interaccionan (atrayéndose o repeliéndose). 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 ($3 \cdot 10^{-3} < \theta_{II}/G < 6 \cdot 10^{-3}$) y al resto de las variables. Se conoce a esta etapa como endurecimiento atómico.

*Zona III: en esta zona comienzan a aparecer los fenómenos de ablandamiento por reordenación y aniquilación de dislocaciones, de modo que el material disminuye su tasa de endurecimiento con la 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 las energías de falla de apilamiento son suficientemente bajas, la zona lineal II tiende a ser menos pronunciada y de hecho no aparece, iniciándose la deformación directamente en la zona III.

2.4.- Mecanismos de Ablandamiento:

Durante la deformación en caliente de las aleaciones metálicas la curva de esfuerzo verdadero - deformación verdadera usualmente alcanza 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 ⁽³⁾. El verdadero interés de este trabajo es estudiar el fenómeno de restauración.

2.5.- Recuperación Dinámica:

Conlleva 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 densidad de dislocaciones. Es el llamado enmarañamiento de las dislocaciones. Todo ello sin llegar a formarse verdaderos nuevos granos. Tiene lugar 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 por aumento de la velocidad de aniquilación de dislocaciones, 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. En la Fig.2 se representa las curvas de ablandamiento mencionados (recuperación y recrystalización dinámica).

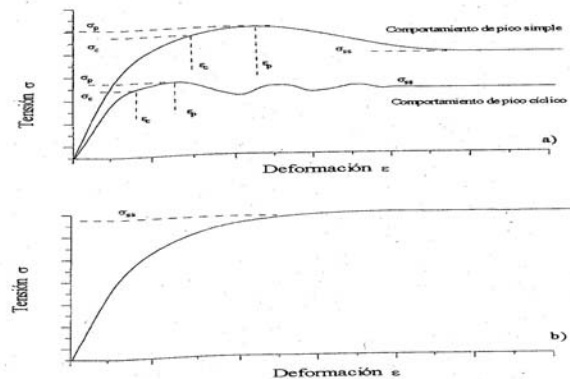


Fig. 2. Forma de las curvas de fluencia en condiciones de conformado en caliente y a velocidad de deformación verdadera constante, a) para el caso de recuperación más recrystalización dinámicas y b) para el caso de sólo recuperación dinámica.

2.6.- Las leyes Constitutivas

Las leyes constitutivas de la deformación plástica describen la relación entre los parámetros básicos de la deformación a una temperatura dada, las características del material y la microestructura⁽¹⁾⁽⁴⁾. Los parámetros de la deformación o variables macroscópicas son: la tensión σ , la temperatura T y la velocidad de deformación $\dot{\epsilon}$ (y por lo tanto, el tiempo t). Los parámetros relevantes del material son aquellas constantes P_j propias de la aleación: parámetros de red, volumen atómico, energías de enlace, constantes elásticas, constantes de difusión, temperatura de fusión, energía de falla de apilamiento, etc. Finalmente, las variables de estado S_i describen la microestructura actual del material. Todos pueden agruparse en la ecuación constitutiva (1)⁽¹⁾.

$$f\left(\dot{\epsilon}, \sigma, T, S_i, P_j\right) = 0 \quad (1)$$

Además, las variables de estado evolucionan con el progreso de la deformación, lo que da lugar a expresiones como (2).

$$\frac{dS_i}{dt} = g_i(\sigma, T, S_i, P_j) \quad (2)$$

2.7.- Ecuaciones Cinéticas para el Conformado en Caliente:

La dependencia de la velocidad de deformación con la tensión de estado estable σ_{ss} durante el conformado en caliente, independientemente de si los mecanismos de recuperación, progresan vía únicamente recuperación dinámica, o recuperación más recristalización dinámica, pueden ser satisfactoriamente explicados por las ecuaciones potencial o exponencial siguiente⁽⁵⁾:

$$\dot{\epsilon} = A \cdot \sigma_{ss}^n \cdot \exp\left(\frac{-Q}{R \cdot T}\right) \quad (3)$$

$$\dot{\epsilon} = A \cdot \exp(\beta \cdot \sigma_{ss}) \cdot \exp\left(\frac{-Q}{R \cdot T}\right) \quad (4)$$

En las ecuaciones anteriores A , A' y β son constantes del material, n es el exponente de “creep”, Q es una energía de activación y R la constante de los gases. La ec. (3) es válida a bajos valores de tensiones mientras que la ec. (4) refleja mejor el comportamiento a altas tensiones. Garofalo⁽⁶⁾ en condiciones de creep, y Sellars y Tegart⁽⁷⁾ en condiciones de conformado en caliente propusieron una expresión más general que abarcase los intervalos de altas y bajas tensiones:

$$\dot{\epsilon} = A'' [\sinh(\alpha \sigma_{ss})]^n \cdot \exp\left(\frac{-Q}{R \cdot T}\right) \quad (5)$$

Siendo A'' una constante del material y α la tensión inversa que marca el cambio de comportamiento de potencial a exponencial. Se comprueba que la ec. (3) es válida y equivalente a la ec. (5) cuando $\alpha \sigma < 0.8$ mientras que la ec. (4) se iguala con la ec. (5), y explica mejor el comportamiento observado, cuando $\alpha \sigma > 1.2$. Así mismo es relativamente fácil de comprobar que α , n y β están relacionados según indica la ec. (6):

$$\beta = \alpha \cdot n \quad (6)$$

También se observa⁽⁸⁾ que a pesar de que en rigor las ecuaciones anteriores son válidas para el estado estable (i.e. α_{ss}) es posible aplicar a cualquier tensión σ para un valor de deformación ϵ fijo (en este caso las constantes son dependientes de ϵ) e incluso son aplicables a la tensión máxima α_p cuando tiene lugar recristalización dinámica, y en este caso ya no son a ϵ constante.

Los diferentes modelos teóricos para “creep” en función del mecanismo de deformación considerado predicen usualmente ecuaciones de tipo potencial⁽⁵⁾ (ec.(3)), siendo dependientes del mecanismo operante el valor del exponente n y la constante A . Esta última constante viene a ser un factor de estructura (entre otros términos incluye el

vector de Burgers). Cuando los mecanismos de deformación operantes son los de deslizamiento y escalada de dislocaciones el exponente n oscila entre 3 y 10⁽⁵⁾.

Otros modelos teóricos llegan también a predecir comportamiento exponenciales a altas tensiones⁽⁹⁾, pero son poco menos que inexistentes modelos teóricos que incluyan una ecuación similar a la ec. (5), y teorías que aúnen las dos expresiones son difíciles de hallar, y es que como ya apuntaron Jonas y col.⁽⁹⁾, las constantes cambian de significado físico al pasar una ecuación a otra.

El origen del seno hiperbólico en la ec.(5) podría provenir del seguimiento hecho⁽⁷⁾. Tradicionalmente se ha supuesto que la activación térmica es el mecanismo que permite que las dislocaciones sobrepasen las barreras activas, y por ello se ha usado la formulación de Arrhenius (similar a la ec.(3)). Sin embargo cuando se deforma un material, la tensión concurrente ofrece un mecanismo adicional de ayuda para superar tales barreras. Considérese un barrera activa para un proceso controlado por velocidad (rate-controlling process), tal y como muestra la Fig. 3. Sin entrar en grandes detalles, asúmase que las dislocaciones se mueven de izquierda a derecha. En ausencia de tensión aplicada, la barrera de activación tiene un peso Q (energía de activación), y la velocidad a la cual la barrera se sobrepasa es proporcional a $\exp(-Q/RT)$. Sin embargo, a menos que la posición de la derecha sea más estable, i.e. tenga una energía asociada menor que la posición de la izquierda, la velocidad para sobrepasar la barrera de izquierda a derecha debe ser exactamente igual a la velocidad de derecha a izquierda, por lo que no habría movimiento neto de dislocaciones. Con una tensión aplicada σ la energía sobre el lado izquierdo aumenta en una cantidad σV mientras que en el lado derecho disminuye σV (V puede verse como volumen de activación, o área media recorrida por una dislocación de vector de Burgers b). Por lo tanto la velocidad desde la izquierda hacia la derecha es proporcional a $\exp[-(Q-\sigma V)/RT]$ y de la derecha hacia la izquierda es proporcional a $\exp[-(Q+\sigma V)/RT]$. La velocidad de deformación neta es entonces:

$$\dot{\epsilon} = C \left\{ \exp \left[-\frac{Q}{R \cdot T} \right] - \exp \left[-\frac{Q + \sigma V}{R \cdot T} \right] \right\} \quad (7)$$

Que operando, rápidamente se transforma en:

$$\sigma = 2C \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right) \sinh\left(\frac{\sigma V}{R \cdot T}\right) \quad (8)$$

Ecuación similar aunque no idéntica a la ec. (5)

A falta de un acuerdo en el significado físico de las constantes, la ec. (5) suele ser referida como una aproximación semi-empírica que se ajusta razonablemente bien al comportamiento observado.

2.8.- Formalismo Mecánico de la Recuperación Dinámica:

Está bien establecido que la componente de tensión debida al deslizamiento de las dislocaciones está relacionada con la densidad de dislocaciones por la ecuación (9) donde b es el vector de Burgers (en m), α' una constante de proporcionalidad cercana a la unidad (sin dimensión), μ el módulo de cizalladura (en MPa) que varía con la temperatura y ρ la densidad de dislocaciones móviles (en m^{-2}).

$$\sigma = \alpha' \mu(T) b \sqrt{\rho} \quad (9)$$

Durante la deformación en caliente de materiales metálicos se acepta que la densidad de dislocaciones evoluciona con la deformación (o con el tiempo si la velocidad es constante) según la siguiente expresión.

$$\frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} = \left. \frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} \right|_{almacenadas} - \left. \frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} \right|_{restauradas} \quad (10)$$

El primer término de la ecuación (10) describe el cambio en la densidad de dislocaciones debido a que una cierta fracción de la densidad de dislocaciones móviles se almacenan en el cristal después de haberse movido una determinada distancia. La

segunda contribución se debe a procesos de recuperación o reordenamiento de las dislocaciones previamente almacenadas.

La combinación (11) de las ecuaciones (9) y (10) con la ley de velocidad de endurecimiento θ (11) permite disponer de un grupo de ecuaciones que van a predecir la evolución de la densidad de dislocaciones con la deformación. Por lo tanto tendremos el comportamiento a fluencia durante la deformación del material (cuando el único proceso de ablandamiento es debido a restauración y el de endurecimiento es debido a la generación de dislocaciones durante la deformación).

$$\theta = \left. \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} \right|_{\varepsilon, T} \quad (11)$$

El análisis de este grupo de ecuaciones deja bien claro que la resolución de las mismas pasa por la determinación de la velocidad de endurecimiento por deformación θ con la tensión. Para ello, será necesario trabajar con la versión diferencial de la ecuación (9) o sea la ecuación (12).

$$\frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} = \frac{\alpha' \mu b}{2\sqrt{\rho}} \frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} \quad (12)$$

2.9.- Modelo de Kocks:

Kocks mostró que la ecuación (10) podía expresarse como la ecuación (13) en especial a altos valores de deformación.

$$\frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} = K_1 \sqrt{\rho} - K_2 \rho \quad (13)$$

El primer término está asociado con la generación atómica de las dislocaciones móviles, las cuales se inmovilizan después de haber recorrido una distancia proporcional al espaciado medio que existe entre ellas y puesto que la densidad de

dislocaciones es inversamente proporcional al cuadrado de su espaciado medio resulta que la velocidad de generación es proporcional a la raíz cuadrada de la densidad de dislocaciones. Para evaluar el segundo término de la ecuación (10), Kocks asumió que la restauración seguía una cinética de primer orden (lineal).

2.10.- Modelo de Roberts:

Roberts observó que con excepción de bajas deformaciones, θ era ligeramente dependiente con $1/\sigma$, lo que se traduce en la ecuación (14).

$$\frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} = k_1 - k_2 \sqrt{\rho} \quad (14)$$

La velocidad de generación de dislocaciones es constante, mientras que durante la restauración dinámica la velocidad de aniquilación es proporcional a $\sqrt{\rho}$. Sin embargo, el modelo falla a bajas deformaciones. Y es por ello que una clara alternativa es la de combinar la expresión de Roberts con la de Kocks.

2.11.- Modelo de Estrin y Mecking, y Bergström:

La aproximación anterior de considerar que la velocidad de endurecimiento es una combinación lineal de una dependencia con σ y con $1/\sigma$ da lugar a la expresión (15).

$$\theta = \frac{\partial \sigma}{\partial \varepsilon} = \frac{A}{\sigma} - B\sigma \quad (15)$$

De nuevo si ahora se expresa esta ecuación en términos de densidad de dislocaciones se obtiene la ecuación (16) donde U es el término de endurecimiento y Ω el término de restauración o de ablandamiento.

$$\frac{\partial \rho}{\partial \varepsilon} = U - \Omega \rho \quad (16)$$

Si se acepta que los términos U y Ω son aproximadamente independientes de ε , la integración de la ecuación (16) es relativamente sencilla. Tomando como condiciones iniciales $\rho = \rho_0$ para $\varepsilon = 0$, se obtiene la ecuación (17) que expresada en términos de tensiones, da la expresión (18).

$$\rho = \rho_0 e^{-\Omega \varepsilon} + \left(\frac{U}{\Omega} \right) (1 - e^{-\Omega \varepsilon}) \quad (17)$$

$$\sigma = \sqrt{\sigma_{ss}^{*2} + (\sigma_0^2 - \sigma_{ss}^{*2}) e^{-\Omega \varepsilon}} \quad (18)$$

$$\text{donde } \sigma_{ss}^* = \sigma_p = \alpha' \mu b \sqrt{\frac{U}{\Omega}} \quad (19)$$

$$\sigma_0 = \alpha' \mu b \sqrt{\rho_0} \quad (20)$$

A partir de la expresión (18), se puede determinar Ω y la ecuación (19) dará el valor de $(\alpha' b)^2 U$.

Según bibliografía⁽¹⁰⁾, el vector de Burger para un acero en fase ferrítica se encuentra estimado en $2,48 \cdot 10^{-10} \text{ m}$ y el módulo de cizalladura se puede calcular a partir de la ecuación (21).

$$\mu(T) = \mu_0 \left[1 + \left(\frac{T - 300}{T_M} \right) \left(\frac{T_M d\mu}{\mu_0 dT} \right) \right] \quad (21)$$

$$\text{Donde } \begin{cases} \mu_0 = 6,92 \cdot 10^4 \text{ MPa} \\ \frac{T_M d\mu}{\mu_0 dT} = -1,31 \end{cases}$$

2.12.- Parámetro de Zener – Hollomon:

Para expresar una equivalencia entre un aumento de temperatura y una disminución de velocidad de deformación, se introduce el parámetro de Zener – Hollomon. Como muestra la ecuación (22), Z sigue una dependencia en temperatura de tipo Arrhenius, con Q la energía de activación aparente para la deformación (en J.mol⁻¹), siendo R la constante universal de los gases (en J.mol⁻¹.K⁻¹) y T la temperatura (en K).

$$Z = \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (22)$$

La ecuación (23) es una forma más clásica que permite conectar la tensión del estado estable con el parámetro Z, siendo m el exponente de sensibilidad a la velocidad de deformación y k una constante.

$$\sigma_{ss} = kZ^m \quad (23)$$

La combinación (24) de las ecuaciones (22) y (23) permite calcular a partir de los ensayos de compresión en caliente la energía de activación y el exponente de sensibilidad a la velocidad de deformación, y finalmente el parámetro de Zener – Hollomon, y así determinar su influencia en la microestructura.

$$\begin{aligned} \ln \sigma_{ss} &= \left[\ln k + m \ln \dot{\varepsilon} \right] + Q \left(\frac{m}{RT} \right) \\ \text{o} \quad \ln \sigma_{ss} &= \left[\ln k + \frac{mQ}{RT} \right] + m \ln \dot{\varepsilon} \end{aligned} \quad (24)$$

Es importante destacar que el presente trabajo va enfocado al estudio del material conformado a velocidades de deformación variables, de tal modo que se tratará de observar el comportamiento de la curvas de fluencia y la predicción de los modelos mencionados anteriormente para este caso, de manera que todas la ecuaciones que

depende del parámetro velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}$) serán reformadas para lograr su aplicación.

3.- Parte Experimental:

En esta parte experimental se describen el material y los equipos utilizados, al igual que todos los procesos característicos para observar el comportamiento del mismo cuando es conformado a velocidades de deformación constante y variable.

3.1.- Material Estudiado:

En este estudio, se utilizó un acero ARMCO, material prácticamente libre de elementos de aleación, elaborado por ARMCO GMBH y motivo por el cual obedece a su denominación. La composición química de dicho acero se muestra en la tabla 1, evidenciándose los bajos porcentajes en peso que posee de los elementos aleantes Mn, P, S, Cu y N. A nivel comercial el material final es suministrado después de un proceso de estirado en frío.

<i>Elemento</i>	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Cu</i>	<i>N</i>	<i>Fe</i>
<i>%</i>	<i>0.004</i>	<i>0.01</i>	<i>0.005</i>	<i>0.006</i>	<i>0.009</i>	<i>0.006</i>	<i>99.87</i>

Tabla 1. Composición química del acero ARMCO utilizado

3.2.- Caracterización del Material:

El primer paso fue evaluar el material en condiciones de entrega. Para ello se realizaron pequeños cortes en la barras de acero a fin de obtener dos superficies de estudio, transversal y longitudinal. Se realizó la preparación metalográfica de cada una de las superficie y se procedió al ataque químico de las misma utilizando Nital 2%. Con el analizador de imágenes se tomaron fotomicrografías de ambas para determinar el

tamaño de grano y la homogeneidad de los mismos dentro de la estructura del material, para los dos cortes realizados.

3.3.- 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 (930°C), permaneciendo a esta temperatura por 10 minutos y luego trasladadas al campo ferrítico (850°C) donde permanecieron por otros 10 minutos. Se utilizó un horno tubular que permitió controlar la atmósfera a fin de evitar la descarburización de las muestras (Fig 3).



Fig. 3 Horno tubular de atmósfera controlada empleado en el tratamiento de homogenización de las muestras.

Para ello se introdujo un flujo constante de Argón en el tubo donde se calentaba las muestras, el cual se reguló haciendo un chequeo constante de 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.

Una vez realizado el tratamiento térmico se procedió a comprobar que el material obtuvo una estructura de tamaño de grano homogénea y una dureza equivalente para ambos cortes realizados (longitudinal y transversal), para ello se procedió a la preparación metalográfica de las mismas y luego después de ser atacadas con Nital 2% como se mencionó anteriormente se llevaron al analizador de imágenes (Fig. 4) para estudiar la microestructura y el tamaño de grano.

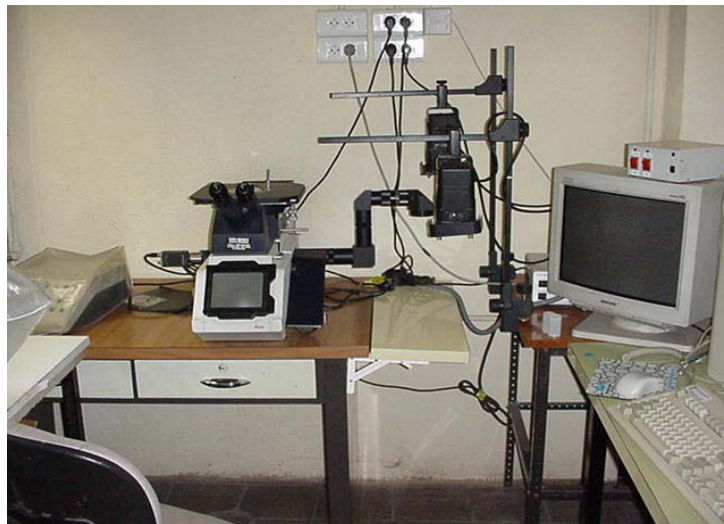


Fig. 4 Analizador de imagen donde se observó la microestructura y el tamaño de grano de las muestra .

Finalmente se llevaron las muestras a un microdurómetro para obtener la dureza promedio de cada superficie y constatar que era similar para ambos cortes (Fig.5)



Fig.5 Microdurometro Digital donde se realizaron las medidas de dureza para los cortes de las muestras.

Como los ensayos posteriores de compresión se van a realizar en la máquina universal y a ésta se le acopló un horno de calentamiento por radiación, del cual hablaremos posteriormente, las condiciones obtenidas se trataron de simular para dicho horno (Fig.6) obteniéndose que el calentamiento de la probeta debería realizarse a 45% de la potencia total del horno hasta alcanzar lo 930°C donde permanecerá el calentamiento por 5 minutos y luego con una disminución a 38% de la potencia del horno alcanzar 850°C de temperatura por 5 minutos garantizándose así la transformación al rango ferrítico. Para todos los ensayos se realizó el proceso descrito anteriormente y luego de acuerdo a las distintas temperaturas se procedió a controlar la potencia de horno para alcanzar los rangos deseados de cada ensayo.



Fig.6 Horno de calentamiento por radiación.

3.4.- Preparación de las Muestras:

Para realizar ensayos de compresión uniaxial en caliente, se mecanizaron probetas cilíndricas con las proporciones dadas en la figura 7. Para los ensayos del acero se mecanizaron probetas de 12mm y 11,4mm de diámetros.

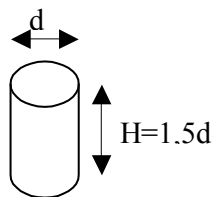


Fig.7 Proporciones que deben tener las probetas para realizar los ensayos de compresión en caliente

3.4.1.- Tratamiento Térmico Inicial

Como se había mencionado anteriormente en la recepción, el material ha sufrido una serie de deformaciones en frío que provocan una heterogeneidad de la microestructura. Tiene una gran dispersión del tamaño de grano como se puede observar en la fig.8.

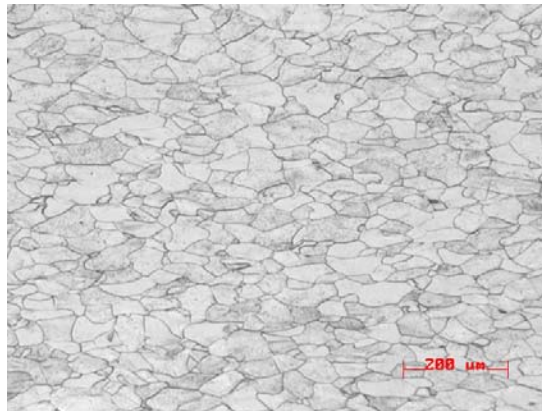
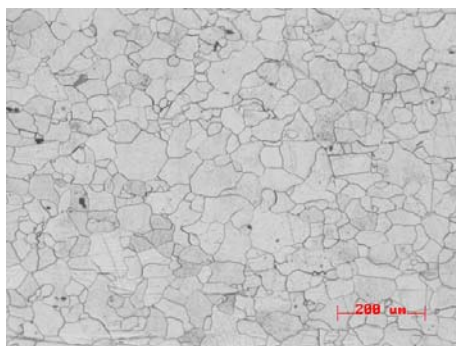
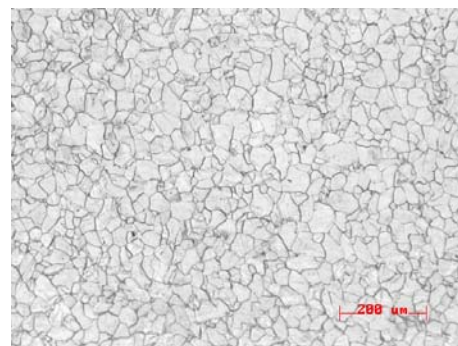


Fig.8 Estado de recepción de acero.

Luego de la homogenización de las muestras realizada a altas temperaturas se obtuvo un tamaño de grano uniforme para los dos cortes realizados y con propiedad de dureza similares. Ver Fig.9.



a)



b)

Fig.9 a, b. a) Tratamiento de homogenización corte longitudinal, b) Tratamiento de homogenización corte transversal.

A continuación se presenta la tabla 2 de durezas obtenidas para ambos cortes desde el estado de recepción del material hasta después de realizar los tratamientos de homogenización.

<i>Estado</i>	<i>Recepción</i>	<i>Tratamiento de Homogenización</i>
Corte Longitudinal	140.6	75.4
Corte Transversal	146.5	75.9

Tabla 2. Comparación de microdureza vickers 1kg de carga, desde la recepción del material hasta su homogenización.

3.4.2.- Compresión Uniaxial:

A continuación se presenta un esquema de los ensayos de compresión uniaxial.

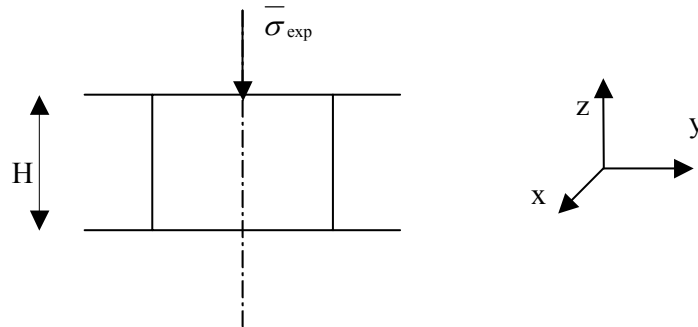


Fig.10 Representación esquemática del ensayo de compresión uniaxial.

Si se nota $\dot{\epsilon}$ la velocidad de deformación, se tiene: $\dot{\epsilon}_{zz} = \dot{H}/H$. Por otra parte, para un material isotrópico este ensayo es axisimétrico y si el material es incompresible, entonces: $\dot{\epsilon}_{xx} = \dot{\epsilon}_{yy} = -\dot{H}/2H$. Recordando ahora la definición de la velocidad de deformación equivalente de Von Mises:

$$\dot{\epsilon} = \left[\frac{2}{3} \sum_{i,j} \dot{\epsilon}_{ij}^2 \right] \quad (26)$$

Se encuentra que $\dot{\bar{\varepsilon}} = \dot{H}/H$. Integrando la deformación equivalente de Von Mises, se tiene la ec. (27) con H_0 , altura inicial de la probeta, y H_f , altura de la probeta al final del ensayo.

$$\bar{\varepsilon} = -\ln\left(\frac{H_f}{H_0}\right) \quad (27)$$

3.5.- Montaje Experimental:

El equipo experimental utilizado está compuesto, como muestra la fig. 11, de una máquina de compresión electromecánica **INSTRON**, de un horno y de un ordenador que permite definir y registrar los datos del ensayo.

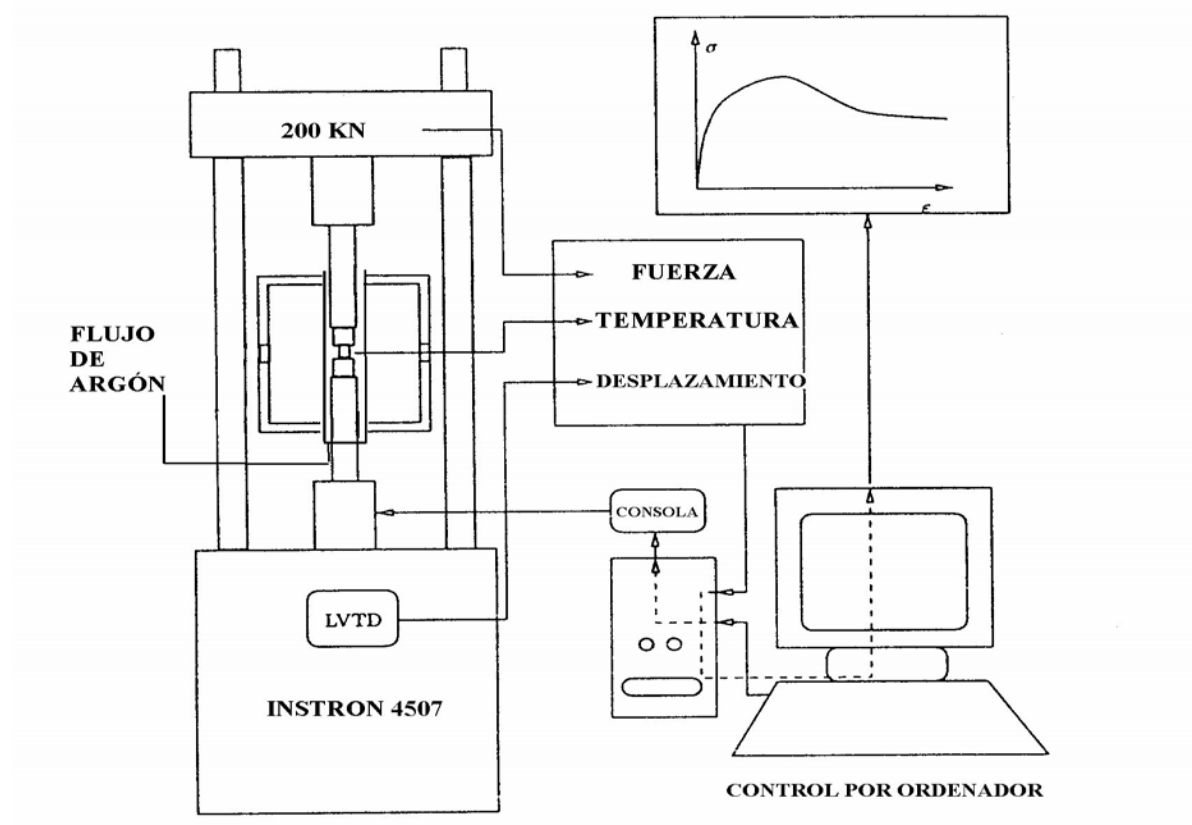


Fig.11 Equipo experimental para realizar los ensayos de compresión en caliente en el laboratorio de Metalurgia.

3.5.1.- 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) que resiste 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 económico 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 ec. (28) que tienen la velocidad de deformación verdadera de la probeta $\dot{\epsilon}$ y la velocidad del bastidor de la máquina de ensayos v , donde l y l_0 son las alturas instantánea e inicial de la probeta [a].

$$\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt} = \frac{d \ln\left(\frac{l}{l_0}\right)}{dt} = \frac{l}{l} \frac{dl}{dt} = \frac{v}{l} \quad (28)$$

Para los ensayos a velocidad de deformación verdadera variable se ha tenido que mantener la velocidad de bastidor constante a medida que va variando la altura de la probeta de tal forma de garantizar que la velocidad de deformación verdadera vaya cambiando a través del tiempo en que se realiza el ensayo. Ver ec. (25).

En máquinas que tienen la posibilidad de ajustar la velocidad del bastidor según leyes variables, ésta debería ir variando con el tiempo según la ecuación (28.1):

$$v = \dot{\epsilon} l_0 \exp(\dot{\epsilon} t) \quad (28.1)$$

Esto es posible en la máquina **INSTRON** si las lecturas de desplazamiento son tomadas a partir de extensómetro exterior y no del movimiento del cabezal. Dado que los ensayos a efectuar eran a alta temperatura se optó por controlar el movimiento del bastidor.

3.5.2.- Horno de Calentamiento por Radiación:

El horno es un modelo *E4 Quad Elliptical Heating Chamber*. Está compuesto de una armadura de aluminio con una abertura lateral para facilitar el acceso y su uso ver Fig.12.

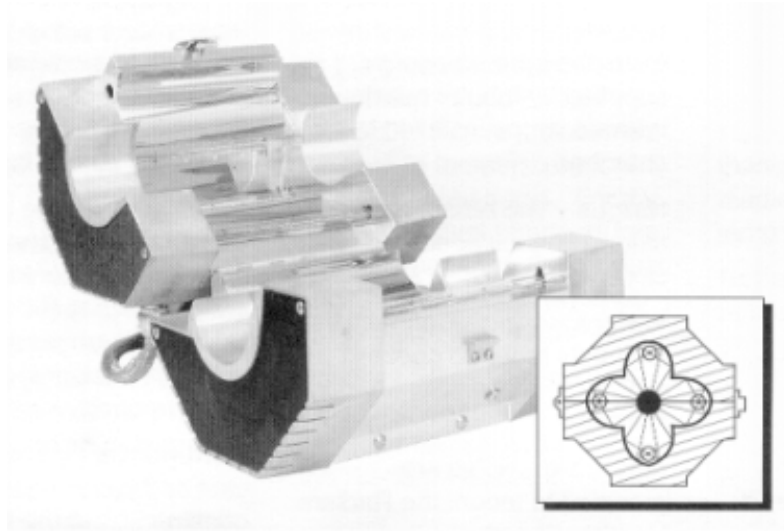


Fig. 12 Horno E4 Quad Elliptical Heating Chamber abierto utilizado para realizar los ensayos de compresión en caliente

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 (Fig. 13).

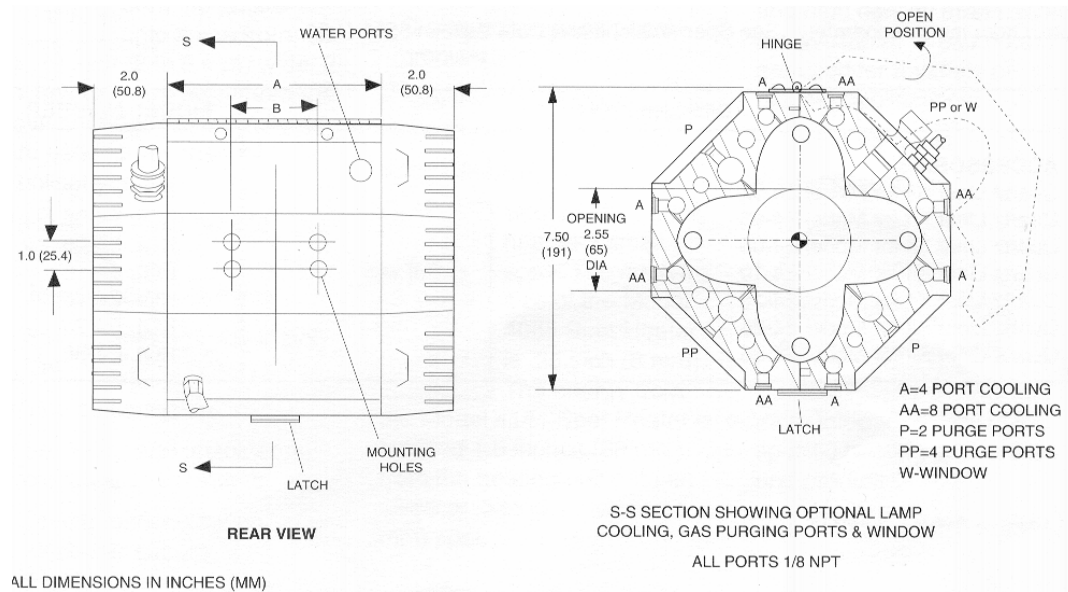


Fig. 13 Esquema del horno E4 Quad Elliptical Heating Chamber

Las mordazas de compresión son de molibdeno que tiene la ventaja de resistir mecánicamente altas temperaturas y la desventaja de sublimar a estas temperaturas si entra en contacto con oxígeno. Para no ensuciar el horno y sobretodo las lámparas de tal forma que afecte la eficiencia del sistema, están separadas por un tubo de cuarzo. A altas temperaturas, se debe también luchar contra la oxidación de las propias probetas, así que dentro del tubo se aplica un flujo de argón para mantener un ambiente inerte. Esta atmósfera inerte garantiza que las probetas no se descarburan y el molibdeno de las mordazas no sublima 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 el cual esta acoplado al sistema del horno y el extremo del mismo siempre permanece en contacto con la muestra del material.

3.5.3.- El Ordenador:

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

3.6.- Materiales y Equipos Utilizados:

A continuación se describen brevemente las especificaciones de los materiales y los equipos utilizados durante el procedimiento experimental:

Acero ARMCO: Acero ARMCO GMBH.

Baquelita: BUEHLER LTD. Phenolic Powder.

Cortadora: MEDUR. Voltaje: 380 V. Hertz: 50 Hz. Potencia: 2400 W.

Cortadora de Precisión: STRUERS. Minitom. W_{max} : 400 r.p.m.

Encastadora: BUEHLER LTD. Speed Press. Aparatos for Macrostructural Análisis. Evanston, Illinois, 602054, USA.

Horno Tubular: CARBOLITE FURNACES (STF). Voltaje: 220/240 V. Phase: 1. Hertz: 50/60 Hz. Potencia: 5800W. Temperatura $_{max}$ Trabajo: 1500°C. Amperaje $_{max}$: 25 A. Tipo: STF15/50. Banford, Sheffield, 530 2AU, England.

Máquina INSTRON: INSTRON, 5585. F_{max} : 200KN. INSTRON, Corp. USA.

Microdurometro: MITUTOYO. MVK-HO. Hardness Testing Machina. Akasshi Corp. Japón.

Horno Calentamiento por Radiación: E4 Quand Elliptical Heating Chamber. Temperatura $_{max}$: 1300 °C.

Pulidora Automática: BUEHLER LTD. Ecomet 4. Variable Speed Grinder – Polisher.

Pulidora Manual: PRESI. Mecapol 2b. 38, Posisat – France.

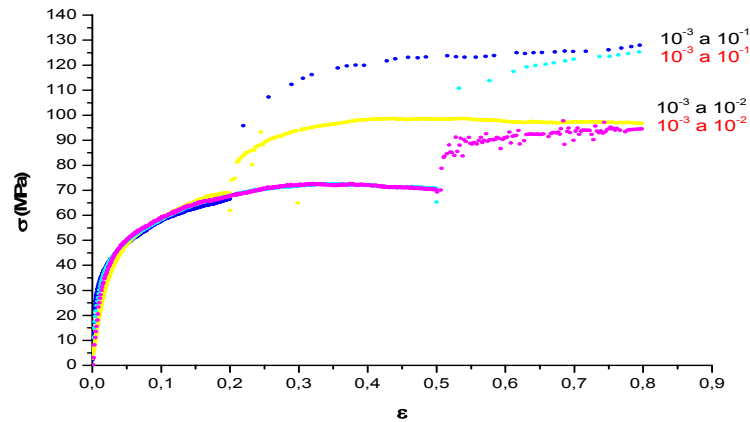
Nital 2%: 2% ácido nítrico + 98% alcohol.

Termopar: TERMOPAR. PM – 1820.

Programa Origin: Versión 6.0.

3.7.- Reproducibilidad de los Ensayos:

Con el objetivo de estudiar la reproducibilidad de los ensayos de compresión en caliente, se realizaron cuatro ensayos partiendo de iguales condiciones con una variación de la velocidad de deformación para determinados puntos de deformación (Graf. 1). Se aplicaba una temperatura de 750°C que se mantiene con un intervalo de valores alrededor de $\pm 5^\circ\text{C}$. Los ensayos se controlaron por el ordenador: se pone en primer lugar una velocidad de deformación de 10^{-3} s^{-1} hasta una deformación de 0,2 y 0.5 y después se cambia la velocidad hasta 10^{-2} s^{-1} y 10^{-1} s^{-1} .



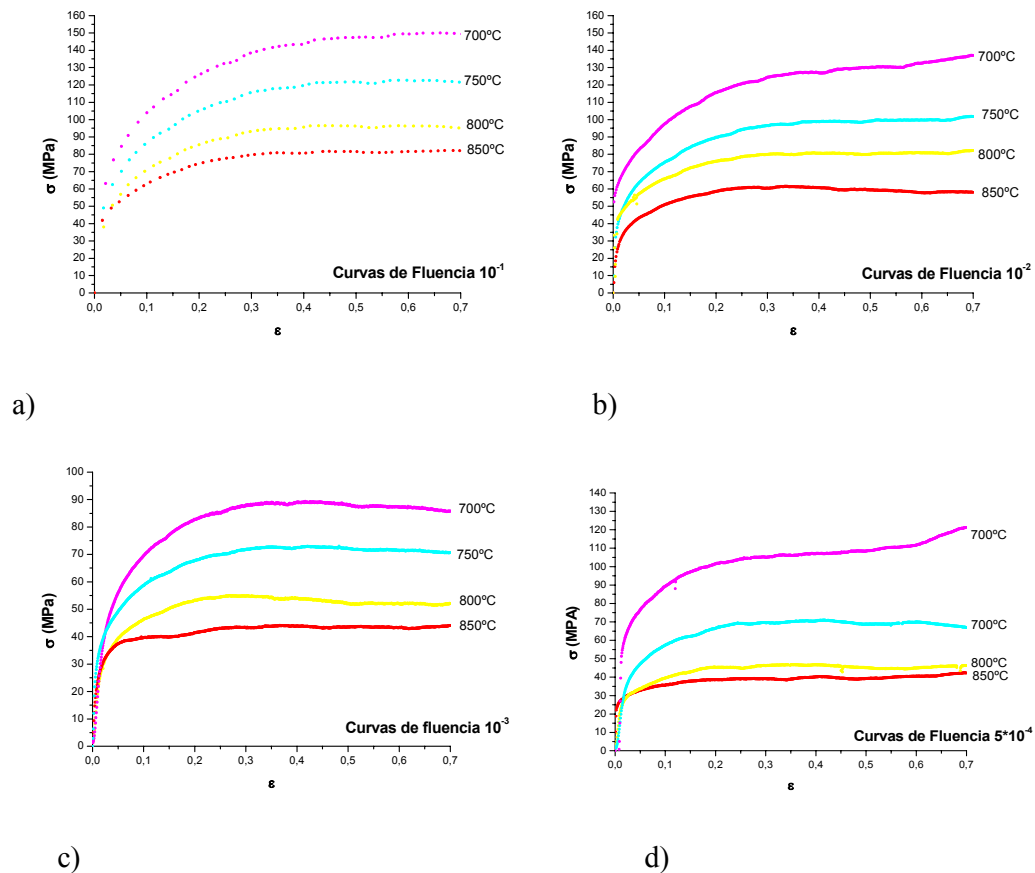
Graf.1 Reproducibilidad de los ensayos de compresión realizados con la máquina INSTRON y un horno E4 Quad Elliptical Chamber.

4.- Resultados Experimentales

4.1.- Estudio del Comportamiento Mecánico:

4.1.1.- Curvas de Fluencia a $\dot{\epsilon}$ Constante del Acero ARMCO:

Los ensayos de compresión en caliente a velocidad constante se realizaron a varias temperaturas (700°, 750°, 800° y 850°C) y haciendo variar la velocidad de deformación (10^{-1} , 10^{-2} , 10^{-3} y $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$). Los resultados obtenidos se pueden observar en la Graf. 2.



Graf. 2 a, b, c, d. Curvas de fluencia obtenidas para el acero ARMCO haciendo variar la temperatura y la velocidad de deformación

Como era de esperarse las curvas solo presenta recuperación dinámica. Observando de igual manera como las tensiones de compresión aumentan a medida que se disminuyen las temperaturas o aumentan las velocidades de deformación.

Como se ha mencionado anteriormente los datos observados en las curvas (ver Graf.2) son valores experimentales que fueron suministrados por el programa computarizado acoplado al sistema de ensayo de la máquina INSTRON y trabajados posteriormente con el graficador origin.

Con la finalidad de encontrar todas las variables necesarias para aplicar los modelos establecidos y determinar las curvas de fluencia a velocidades de deformación constante se han realizado estos ensayos y se elaboraron los gráficos anteriores. Cabe destacar que de estos se obtendrán los valores de Ω , $U(\alpha b)^2$, Q , n .

4.1.2.- Curvas de Fluencia a $\dot{\epsilon}$ Constante del Acero ARMCO con Cambios Bruscos de Velocidad:

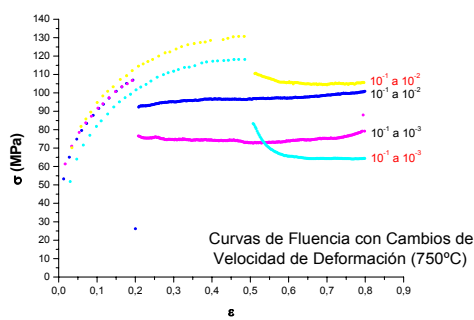
Los ensayos a velocidad de deformación constante con cambios bruscos de velocidad se realizaron para dos temperaturas (750°C y 850°C) y los cambios de velocidad se tomaron de acuerdo a los siguientes parámetros:

1. De 10^{-1} s^{-1} cambio a 0.2 y 0.5 de deformación a 10^{-2} s^{-1} . Disminución de velocidad.
2. De 10^{-1} s^{-1} cambio a 0.2 y 0.5 de deformación a 10^{-3} s^{-1} . Disminución de velocidad.
3. De 10^{-2} s^{-1} cambio a 0.2 y 0.5 de deformación a 10^{-1} s^{-1} . Aumento de velocidad.
4. De 10^{-2} s^{-1} cambio a 0.2 y 0.5 de deformación a 10^{-3} s^{-1} . Disminución de velocidad.

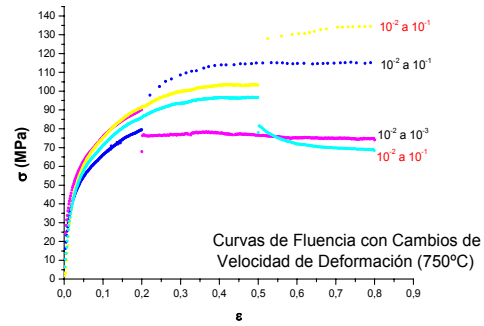
5. De 10^{-3} s^{-1} cambio a 0.2 y 0.5 de deformación a 10^{-1} s^{-1} . Aumento de velocidad.

6. De 10^{-3} s^{-1} cambio a 0.2 y 0.5 de deformación a 10^{-2} s^{-1} . Aumento de velocidad.

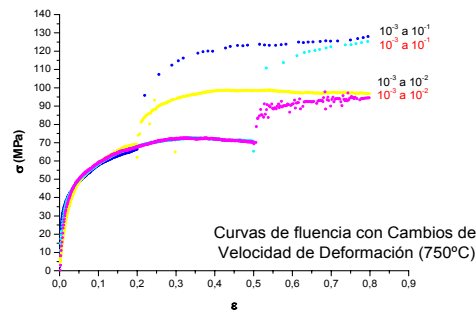
Para realizar dichos cambios se programó el ensayo a realizarse en dos ciclos para las dos velocidades de deformación al cual iba a ser sometido el ensayo y el computador realizaba automáticamente los cambios de velocidad registrando los gráficos que podemos observar en la Graf. 3 y 4.



a)



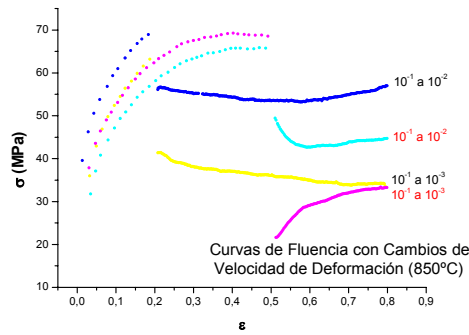
b)



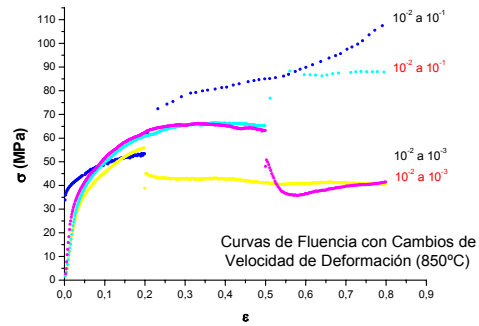
c)

Graf. 3 a, b, c. Curvas de fluencia a cambios bruscos de velocidad a 750°C.

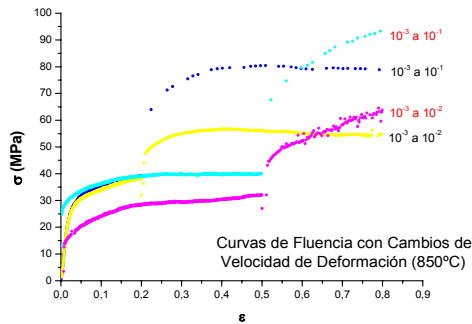
Se observa que el material alcanza el estado de saturación estándar, presentando un comportamiento asociado únicamente a la recuperación dinámica de manera que en los cambios de menor velocidad de deformación a mayor velocidad de deformación se alcanzan valores más altos de tensiones de compresión, ocurriendo lo contrario para cuando el mecanismo actúa de forma opuesta. Este fenómeno se observa con mayor claridad para los cambios de 10^{-1} s^{-1} a 10^{-3} s^{-1} .



a)



b)



c)

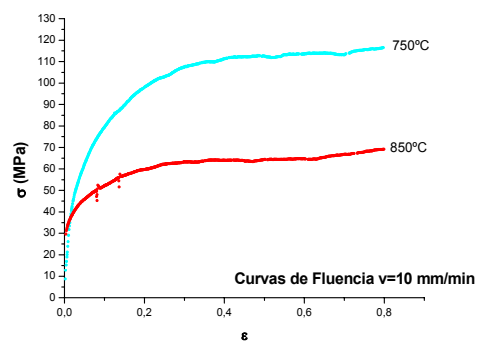
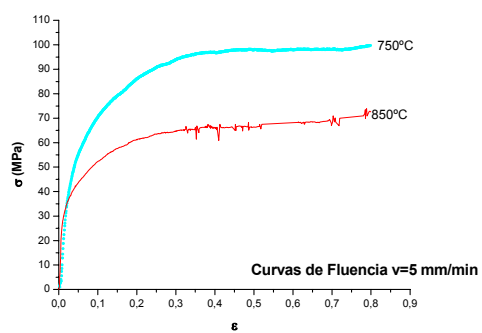
Graf. 4 a, b, c. Curvas de fluencia a cambios bruscos de velocidad a 850°C.

Se observa mayor dispersión que para las curvas a 750°C, sin embargo el comportamiento es similar al descrito de las curvas de fluencia a cambios bruscos de velocidad de deformación para 750°C.

4.1.3.- Curvas de Fluencia a $\dot{\epsilon}$ Variable del Acero ARMCO:

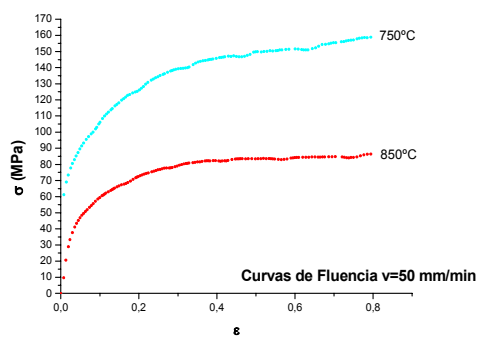
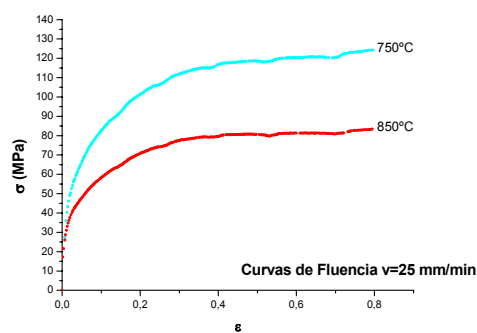
Como ya se ha mencionado para realizar los ensayos a velocidad de deformación constante se controla la relación del cambio de la velocidad del cabezal de la máquina INSTRON a medida que va variando la altura de la probeta ensayada. Como para este caso lo que se requiere es que la velocidad de deformación sea variable, entonces se ha mantenido la velocidad de movimiento del cabezal constante garantizando de esta forma que la velocidad de deformación varíe de acuerdo a la ec. (25).

Para la realización de estos ensayos se utilizaron dos temperaturas (750° y 850°C) y un conjunto de velocidades de cabezal de máquina (5, 10, 25, 50, 100 y 250mm/min). En la Graf. 5 se observan las curvas de fluencia para este material.



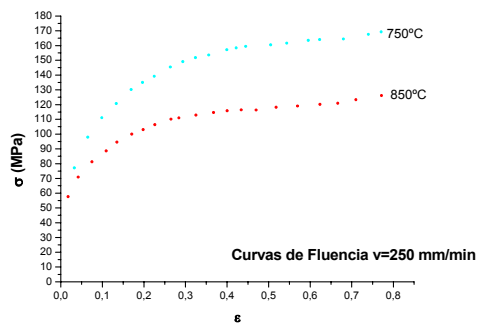
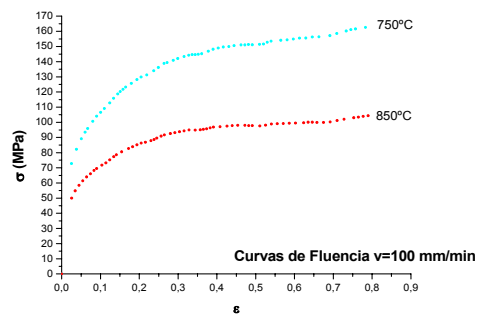
a)

b)



c)

d)



d)

f)

Graf. 5 a, b, c, d, e, f. Curvas de fluencia a velocidades de deformación variable.

Al igual que para los dos casos anteriores se puede establecer que el material presenta solamente recuperación dinámica y que las tensiones de compresión aumentan a medida de que la temperatura va disminuyendo.

4.2.- Modelización:

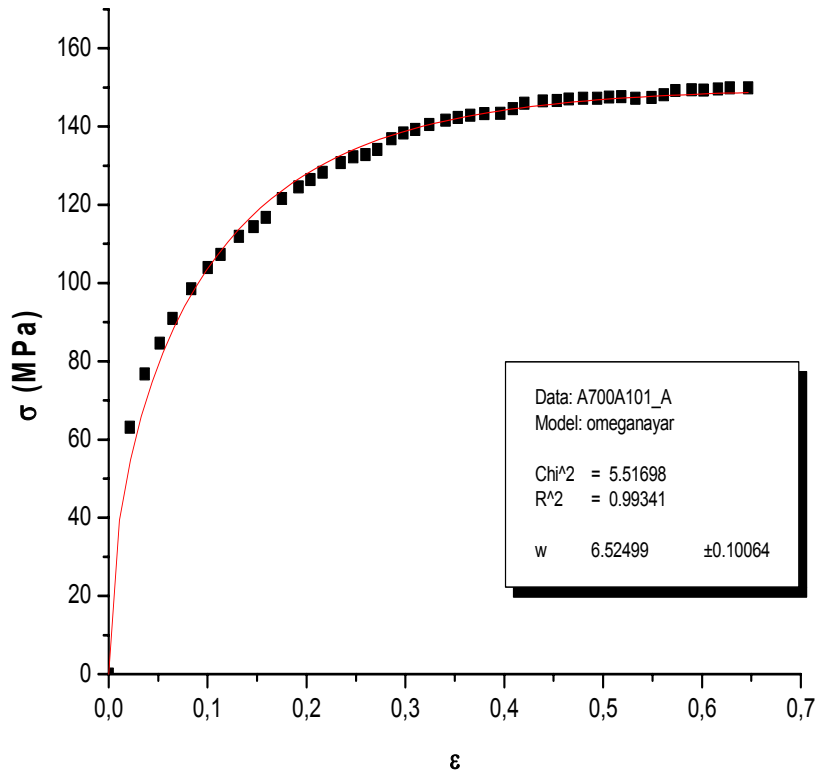
Para poder predecir el comportamiento de los materiales sometidos a ensayos de compresión o conformado en caliente se han establecido una serie de modelos que fueron descritos en la parte 1 de este trabajo. A partir de este momento el trabajo consistirá en que dichos modelos puedan predecir el comportamiento de los materiales cuando son sometidos a deformaciones a velocidades constantes lo cual ya se ha estudiado en algunos trabajos anteriores sobre el mismo material⁽¹⁰⁾ y luego se tratará de verificar si dichos modelos son aplicables para cuando tenemos cambios bruscos de velocidad y deformación a velocidades de deformación variable. Tomando en cuenta que el material es el mismo, algunas de la constantes a calcular como $U(\alpha b)^2$ y Ω se utilizarán a partir de su cálculo para modelar las curvas para los dos casos siguientes tomando en cuenta la velocidad y temperatura empleada.

4.2.1.- Cálculo de Omega (Ω):

Para el cálculo de omega es necesario hallar el valor de tensión máxima de cada una de las curvas obtenidas a velocidades de deformación constante, ver Graf. 2. Una vez obtenidos los valores máximos de tensión se procederá a trabajar con todas aquellas tensiones menores a valor de σ_{\max} incluyendo a este. Para poder determinar el valor de omega se realizará un ajuste con ayuda del programa Origin 6.0, seleccionando un worksheet donde se encontrarán los valores de las tensiones verdaderas a trabajar con sus respectivos valores de deformación verdadera. Marcando la columna de esfuerzo que representan los valores de la variable (y) y pulsando la opción “Análisis” seguido de “Non Linear Curve Fit”, se introduce la ec.(29).

$$\sigma = \sigma_{\max} \left[1 - e^{-\Omega \varepsilon} \right]^{0.5} \quad (29)$$

Donde σ es “y” y ε es “x”. Para cada ensayo a distintas temperaturas y velocidades existe un valor de σ máxima. Se deben hacer 100 iteraciones para obtener valores más exactos, se asignan valores aproximado a Ω para iniciar las iteraciones, hasta que se muestre la siguiente expresión “chi^2 no se puede reducir más”. Una vez aparecida dicha frase se procede a pulsar “Done” y obtendremos los distintos valores de omega. Ver Graf. 6.



Graf. 6 Ajuste realizado para determinar el valor de Ω a 700°C y $\dot{\varepsilon}=10^{-1}$.

Temperaturas (°C)	$\dot{\epsilon}$ (s^{-1})	Ω	σ_p (MPa)
700	0.1	6.5	139.8
750	0.1	7.3	121.7
800	0.1	8.1	96.4
850	0.1	9.9	81.6
700	0.01	8.8	130.4
750	0.01	9.3	99.7
800	0.01	12.9	80.1
850	0.01	13.2	61.2
700	0.001	9.6	88.9
750	0.001	11.4	72.8
800	0.001	13.3	54.9
850	0.001	23.9	43.9
700	0.0005	12.2	108.4
750	0.0005	11.6	69.5
800	0.0005	14.2	46.8
850	0.0005	25.3	40.4

Tabla 3. Valores experimentales de Ω y σ_p obtenidos de las curvas de fluencia a diversas temperaturas y velocidades de deformación.

4.2.2 Cálculo del Parámetro de Zener-Hollomon:

Si recordamos la ec.22 donde:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (22)$$

Para hallar los valores de Z de los ensayos de conformado a velocidad de deformación constante sólo se tienen que sustituir los valores de la variables que están dentro de la ecuación.

$\dot{\epsilon}$: Depende de la velocidad a la cual se haya realizado el ensayo (s^{-1}).

Q : Energía de activación igual a 239000 J/mol.

R : Constantes de los gas igual a 8.314 J/K·mol.

T : Temperatura a la cual se realiza el ensayo (K).

Como todos las variables son conocidas en la tabla 4 pueden observarse los valores de Z para los distintos ensayos.

Temperaturas (°C)	$\dot{\epsilon}$ (s^{-1})	Z (s^{-1})
700	0.1	6.8E11
750	0.1	1.6E11
800	0.1	4.3E10
850	0.1	1.3E10
700	0.01	6.8E10
750	0.01	1.6E10
800	0.01	4.3E09
850	0.01	1.3E09
700	0.001	6.8E09
750	0.001	1.6E09
800	0.001	4.3E08
850	0.001	1.3E08
700	0.0005	6.8E08
750	0.0005	1.6E08
800	0.0005	4.3E07
850	0.0005	1.3E07

Tabla 4. Valores de Z obtenidos de la ec. 22 a diversas temperaturas y velocidades de deformación.

4.2.3.- Cálculo de $U(\alpha b)^2$:

Para calcular los valores de $U(\alpha b)^2$ experimentales aplicamos la siguiente ecuación:

$$U(\alpha \cdot b)^2 = \frac{\Omega \cdot \sigma_p^2}{\left(\mu_0 \cdot \left(1 - \left[\left(\frac{T - 300}{T_M} \right) \cdot \left(\frac{T_M \cdot d\mu}{\mu_0 \cdot dT} \right) \right] \right) \right)^2} \quad (30)$$

Donde:

Ω : Valor de omega experimental calculado anteriormente. Ver tabla 3.

σ_p : Valor de la tensión máxima experimental de cada ensayo. Ver tabla 3.

μ_0 : Módulo de cizalladura a 300 K igual a $6.92 \cdot 10^4$ MN/m².

T : Temperatura a la cual se realiza el ensayo.

T_M : Temperatura de fusión del material.

$\left(\frac{T_M \cdot d\mu}{\mu_0 \cdot dT} \right)$: Dependencia en la temperatura del módulo igual a -1.31.

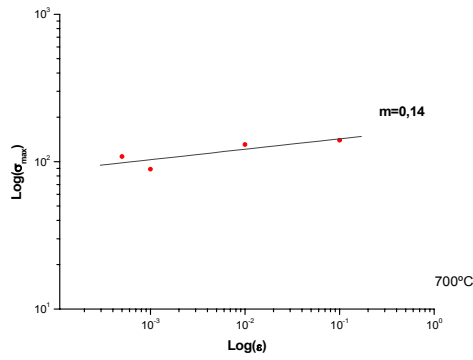
Una vez conocidas todas las variables de la ec. (30) se procedió al cálculo del parámetro $U(\alpha b)^2$ los cuales se pueden observar en la tabla 5.

Temperatura (°C)	$\dot{\epsilon}$	$U(\alpha \cdot b)^2$
700	0.1	1,06E-4
750	0.1	1,03E-4
800	0.1	8,29E-5
850	0.1	8,49E-5
700	0.01	1,27E-4
750	0.01	8,78E-5
800	0.01	9,10E-5
850	0.01	6,33E-5
700	0.001	6,38E-5
750	0.001	5,79E-5
800	0.001	4,43E-5
850	0.001	5,86E-5
700	0.0005	1,20E-4
750	0.0005	5,33E-5
800	0.0005	3,43E-5
850	0.0005	5,27E-5

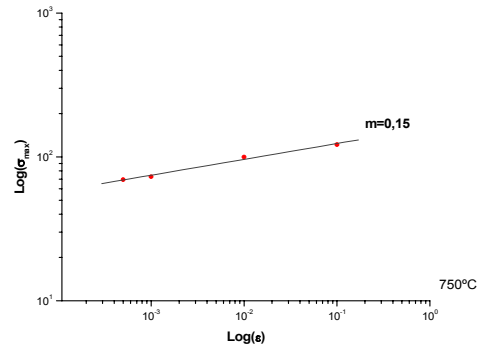
Tabla 5. Valores de $U(\alpha \cdot b)^2$ obtenidos de la ec.(30) a diversas temperaturas y velocidad de deformación.

4.2.4.- Cálculo de la energía de activación aparente:

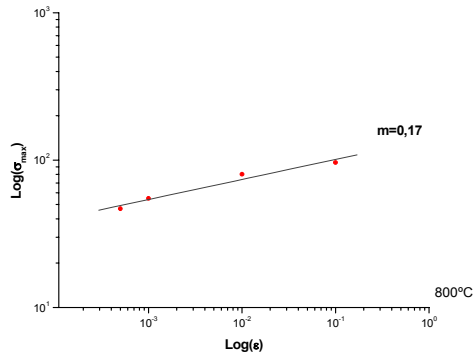
Aunque no es estrictamente necesario el cálculo de la energía de activación para la modelización, debido a que se puede tomar su valor teórico de las tablas de Ashby de acuerdo a la fase que se encuentre el material, a continuación se calculará su valor de acuerdo a la ecuación (24). Esta energía nos da una idea de la dificultad que posee el material para ser deformado. Para ello hay que determinar primero el exponente m de sensibilidad a la velocidad de deformación. Utilizando la ecuación (24) se puede determinar gráficamente este parámetro (Graf. 7 a,b,c,d).



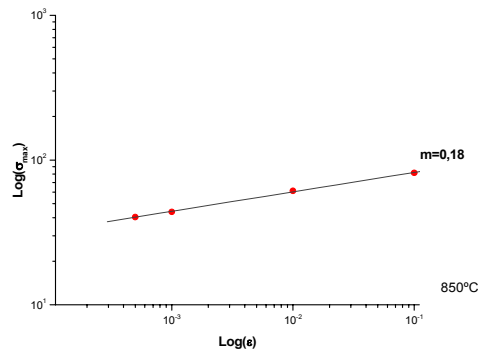
a)



b)



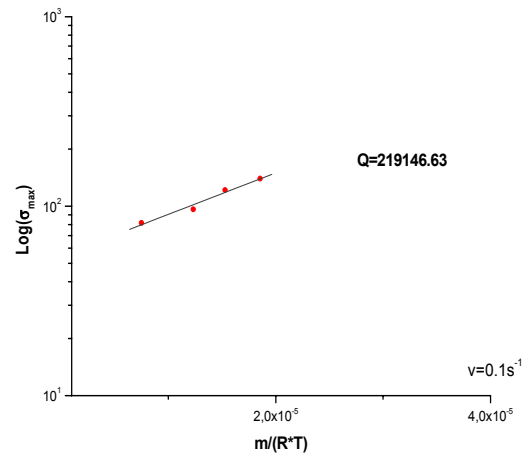
c)



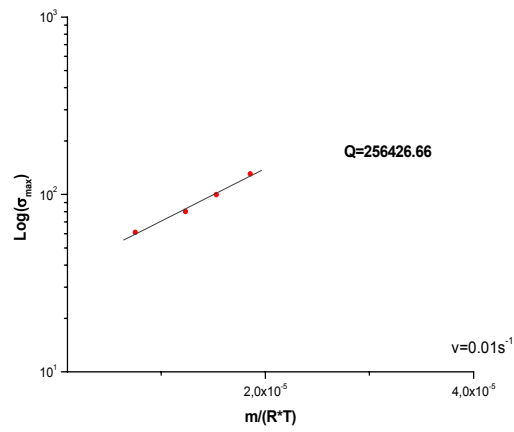
d)

Graf. 7. a,b,c,d. Determinación gráfica del exponente m de sensibilidad a la velocidad de deformación.

A pesar de que estos valores son muy cercanos se nota que a medida que se incrementa la temperatura la sensibilidad a la velocidad de deformación se hace mayor. Estos valores son muy cercanos al valor de 0,2 que es el teórico que debe obtenerse cuando el mecanismo de deformación viene gobernado únicamente por deslizamiento y escalada de dislocaciones.



a)



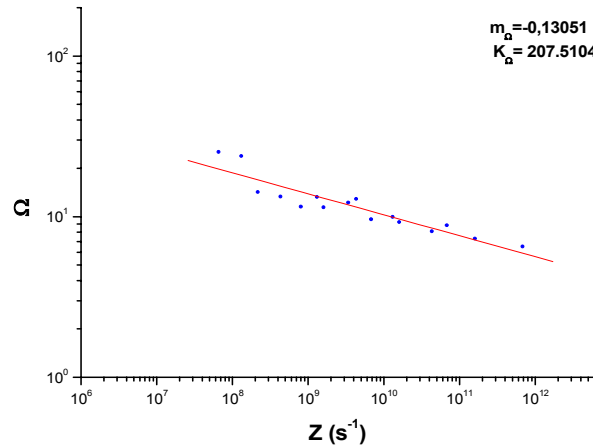
b)

Graf. 8 a,b. Determinación gráfica de la energía de activación Q aparente.

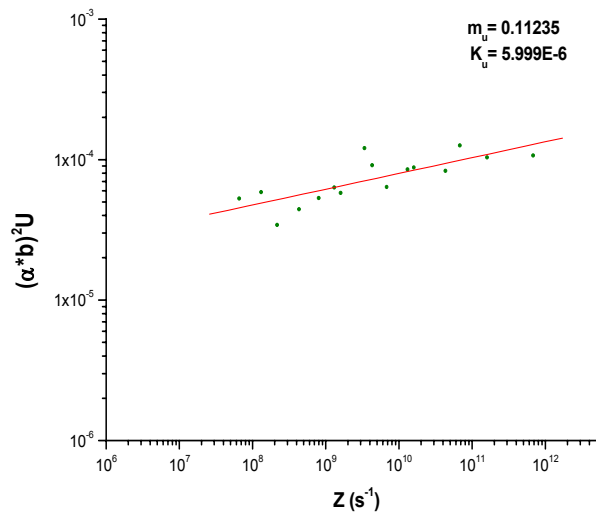
En relación a las energías de activación aparente (Graf. 8), es evidente que esta varía a medida que se disminuye el valor de la velocidad de deformación pero conviene destacar que estas energías son similares a las que se reportan en la bibliografía.

4.2.5 Cálculo del Ω y $U(\alpha b)^2$ Teóricos:

Una vez encontrado los valores de Ω y $U(\alpha b)^2$ se procede a graficar cada uno de dichos valores vs. el parámetro de Zener-Hollomon (Z) en escala logarítmica para hallar los coeficientes m_Ω y m_u y los valores de K_Ω y K_u . Ver Graf. 9 y 10.



Graf.9 Gráfico de Ω vs Z



Graf. 10 Gráfico de $(\alpha b)^2 U$ vs Z

Encontrados los valores de m_Ω , m_u , K_Ω , K_u y aplicando la relación $\Omega = K_\Omega \cdot Z^{m_\Omega}$ y $U(\alpha b)^2 = K_u \cdot Z^{m_u}$ podemos calcular los valores teóricos para ambos parámetros. Ver tabla 6.

Temperaturas (°C)	$Z(s^{-1})$	Ω	$U(\alpha b)^2$
700	6.8E11	5.9	1.284E-4
750	1.6E11	7.2	1.09E-4
800	4.3E10	8.5	9.39E-5
850	1.3E10	9.9	8.21E-5
700	6.8E10	8.0	9.896E-5
750	1.6E10	9.7	8.40E-5
800	4.3E09	11.5	7.25E-5
850	1.3E09	13.4	6.34E-5
700	6.8E09	10.8	7.63E-5
750	1.6E09	13.1	6.49E-5
800	4.3E08	15.5	5.59E-5
850	1.3E08	18.1	4.89E-5
700	6.8E08	14.6	5.89E-5
750	1.6E08	17.6	5.01E-5
800	4.3E07	20.9	4.32E-5
850	1.3E07	24.4	3.78E-5

Tabla 6. Valores teóricos de Ω y $U(\alpha b)^2$

4.2.6.- Cálculo de σ_p :

Algunos investigadores han propuesto que la desviación de la energía de activación de la de autodifusión y la desviación del exponente de *creep* n , de los valores teóricamente deducidos u observados, pueden explicarse teniendo en cuenta la variación

del modulo de Young con la temperatura. Según esta formulación, la tensión debería normalizarse por el módulo de Young y es descrito según la ec.(31) .

$$\frac{\sigma}{D(T)} = A'' \left(\sinh \alpha \frac{\sigma_p}{E(T)} \right)^n \quad (31)$$

Donde $E(T)$ es el módulo de Young y $D(T)$ puede considerarse como el coeficiente de autodifusión de la ferrita que a su vez se puede expresar como:

$$D(T) = D_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (32)$$

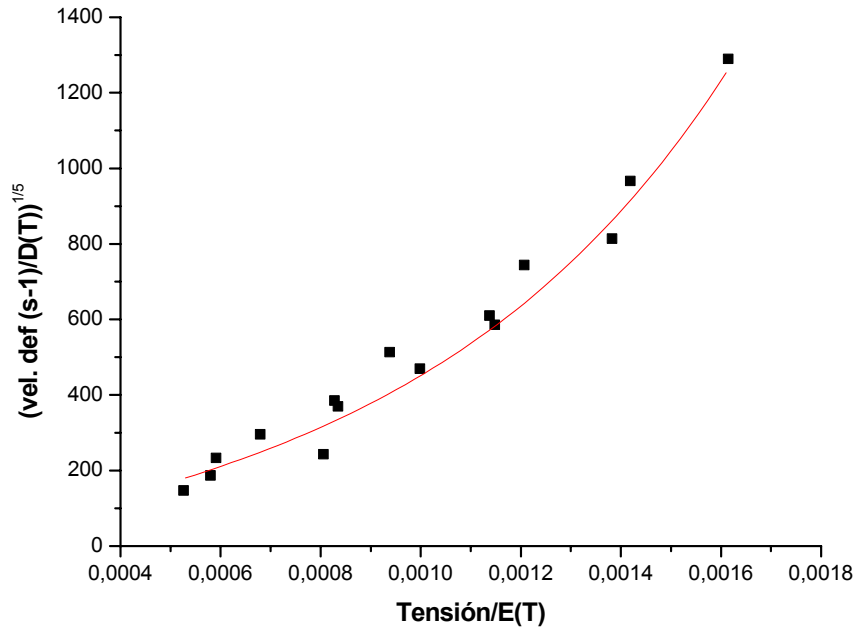
Donde Q es la energía de activación de autodifusión (239 kJ/mol) y D_0 es igual a $1.9E-4 \text{ m}^2/\text{s}$. Para este trabajo los valores de $D(T)$ y $E(T)$ se calcularon según la ec. 32 y la ec.33.

$$E(T) = 2.66 \cdot \mu_0 \left[1 + \left(\frac{T - 300}{T_M} \right) \cdot \left(\frac{T_M \cdot d\mu}{\mu_0 \cdot dT} \right) \right] \quad (33)$$

Para el cálculo de los parámetros A'' y α una vez obtenidos los valores $D(T)$ y $E(T)$ se realizara un ajuste con ayuda del programa Origin 6.0, seleccionando un worksheet donde se encontraran los valores de $(\sigma/D(T))^{1/5}$, que representara la variable “y”, $\sigma_p/E(T)$, que representara la variable “x”, el exponente n se a estimado en estudios anteriores que su valor es 5. Marcando la columna de $(\sigma/D(T))^{1/5}$ pulsando la opción “Análisis” seguido de “Non Linear Curve Fit”, se introduce la ec.(31).

Para cada ensayo a distintas temperatura y velocidades existe un valor de σ máxima. Se deben hacer 100 iteraciones para obtener valores más exactos, se asignan

valores aproximado a A''' y α para iniciar las iteraciones, hasta que se muestre la siguiente expresión “chi^2 no se puede reducir más”. Una vez aparecida dicha frase se procede a pulsar “Done” y obtendremos los distintos valores de A''' y α . Ver Graf. 11.



Graf. 11 Ajuste realizado para calcular los valores de A''' y α .

Para los ensayos a velocidad constante y cambios de velocidad de deformación bruscos los valores de A''' y α utilizados fueron los hallados para los ensayos de deformación a velocidades de deformación constantes

$$\alpha = 1702.044 \text{ y } A''' = 132.85$$

Sustituyendo en la ec. 31 nos queda:

$$\left(\frac{\dot{\epsilon}}{D(T)} \right)^{1/5} = 1702.044 \sinh \left(132.85 \left(\frac{\sigma'_p}{E(T)} \right) \right)$$

Después de encontrar estas ecuaciones podemos determinar los σ_p teóricos y aplicando la ec. 18 podemos simular las curvas de fluencia teóricas y demostrar que los modelos establecidos pueden ser utilizados no solo para predecir el comportamiento de los materiales sometidos a velocidades de deformación constante, sino también para los ensayos a cambios bruscos de velocidad de deformación y a velocidades de deformación variable. Con las relaciones anteriores se obtuvo la siguiente tabla donde se muestran los valores teóricos de las variables más importantes:

Temperaturas (°C)	$Z(s^{-1})$	Ω	$\sigma_p(MPa)$
700	6.8E11	5.93	140.08
750	1.6E11	7.16	118.61
800	4.3E10	8.49	95.74
850	1.3E10	9.92	80.98
700	6.8E10	8.01	130.43
750	1.6E10	9.67	100.17
800	4.3E09	11.47	79.29
850	1.3E09	13.40	61.59
700	6.8E09	10.81	89.63
750	1.6E09	13.06	72.24
800	4.3E08	15.49	53.61
850	1.3E08	18.09	43.24
700	6.8E08	14.61	110.36
750	1.6E08	17.63	70.46
800	4.3E07	20.92	44.51
850	1.3E07	24.45	41.88

Tabla 7. Valores teóricos de Ω y σ_p .

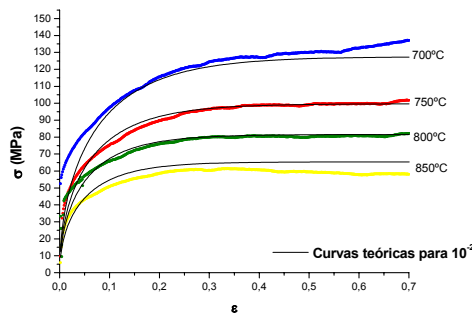
Con estos valores obtenidos se predecirá el comportamiento teórico de las curvas de fluencia y comprobaremos si estas simulan el comportamiento experimental obtenido para cada uno de los ensayos.

5.- Discusión de Resultados:

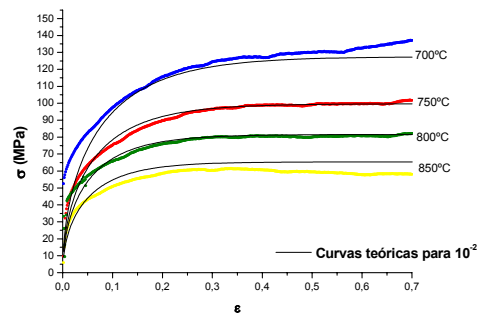
5.1.- Curvas de Fluencia a Velocidad de Deformación Constante:

Como se ha mencionado anteriormente estas curvas presentan un comportamiento relacionado únicamente con la recuperación dinámica, y es predecible que esto suceda por encontrarse este material en fase ferrítica que posee una energía de falla de apilamiento alta. En las mismas se puede observar que se alcanzan mayores tensiones de deformación cuando el material es sometido a velocidades de deformación altas y se va disminuyendo la temperatura.

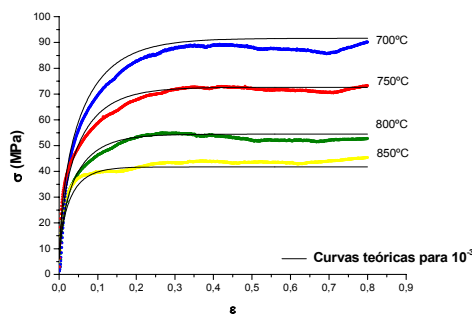
Luego de determinada las variables teóricas para poder predecir el comportamiento del material cuando es sometido a velocidades de deformación constante se procedió a verificar que dichos ensayos pueden ser simulados por el modelo *Estrin y Mecking*, y *Bergström* ec. (18), obteniéndose los siguientes resultados (ver Graf. 12 a,b,c,d).



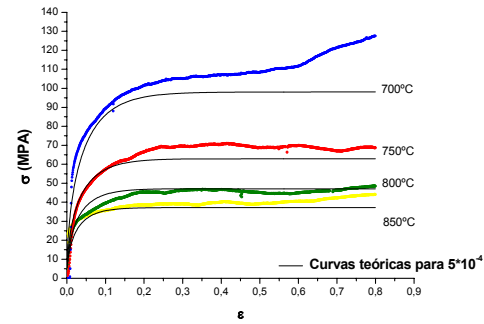
Graf. 12.a Comparación entre curva experimental y teórica para $\dot{\epsilon}=10^{-1}$



Graf.12.b Comparación entre curva experimental y teórica para $\dot{\epsilon}=10^{-2}$



Graf. 12.c Comparación entre curva experimental y teórica para $\dot{\epsilon}=10^{-3}$



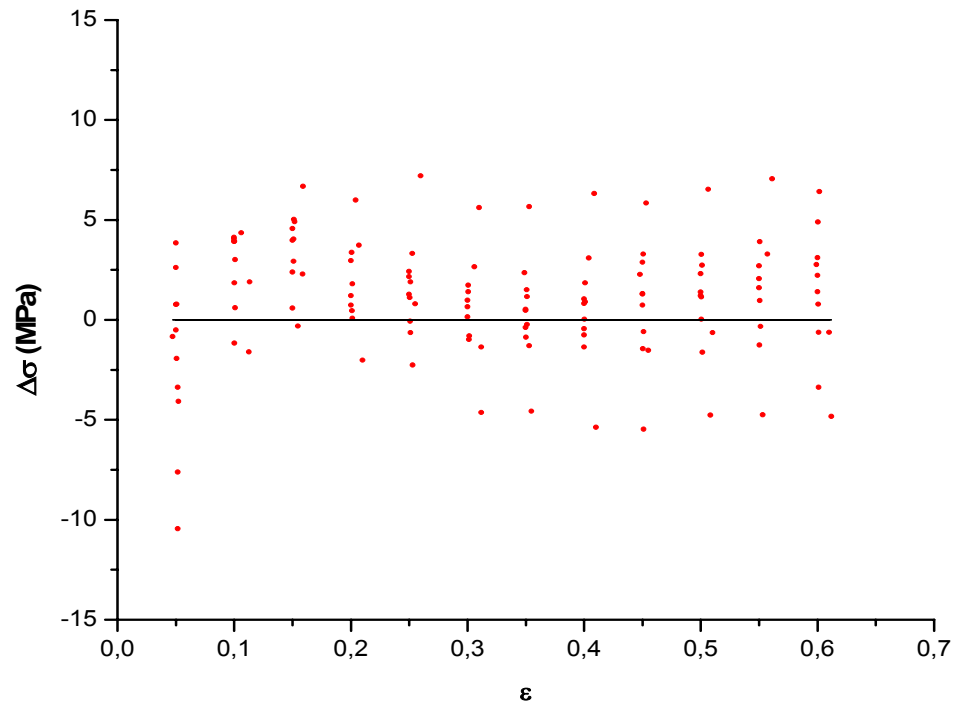
Graf. 12.d Comparación entre curva experimental y teórica para $\dot{\epsilon}=5 \cdot 10^{-4}$

Para estas curvas teóricas el valor de σ_0 es cero debido a que este depende de la densidad de dislocaciones iniciales y por considerarse un material casi puro no se considera su efecto sobre los valores de σ calculados.

En los gráficos expuestos anteriormente observamos que el modelo estudiado predice con gran aproximación el comportamiento del material obtenido de los ensayos experimentales; cabe destacar este comportamiento ha sido estudiado en trabajos anteriores sobre el mismo material⁽¹⁰⁾ y lo que se buscaba era demostrar que dichos modelos son aplicables para conformado en caliente a velocidades de deformación constante.

En el gráfico 12.d se muestra la mayor dispersión de todos los ensayos, lo cual se puede atribuir a que estos ensayos fueron realizados a velocidades de deformación muy baja, lo que implica largos intervalos de tiempo de deformación y como se viene trabajando con un sistema nuevo (Horno de calentamientos por radiación), es posible que aun se requiera la determinación de mejores condiciones de trabajo.

Es importante validar la aplicabilidad del modelo estudiado y por esta razón se ha calculado $\Delta\sigma$ que no es más que la diferencia entre σ teórico y σ experimental y se ha graficado vs. σ experimental y se obtuvo el siguiente resultado. (Ver Graf. 13).



Graf. 13. Dispersión entre σ teórico y σ experimental.

Como se puede observar en el gráfico 13 la dispersión entre los valores de tensiones máximas experimentales y teóricas se encuentra en el intervalo $\pm 2,5$ MPa, siendo ésta una dispersión bastante pequeña, la cual ratifica y confirma la aplicabilidad y eficacia del modelo utilizado.

Quedando demostrado que el modelo predice satisfactoriamente el comportamiento del material ensayado a velocidades de deformación constante analizaremos a continuación los dos casos fundamentales en los que se basa la importancia del presente trabajo, uno es el comportamiento del modelo cuando el material se deforma con cambios bruscos de velocidad de deformación y el otro es el comportamiento del modelo cuando el material es deformado a velocidad de deformación variable.

5.2.- Curvas de Fluencia a Cambios Bruscos de Velocidad de Deformación:

Si bien es cierto que existen una diversidad de procesos de conformado en caliente, también es cierto que estos no ocurren a velocidades de deformación constante y que este caso no ha sido más que un formalismo aplicado para estudiar a escalas de laboratorio los distintos procesos y comportamiento de un material cuando es deformado a altas temperaturas.

Vale la pena preguntarse si los modelos establecidos para la simulación de dichos comportamiento son aplicables a situaciones más reales, al campo industrial o simplemente a simular en laboratorios procesos donde no se controlen las variables y se pueda aportar nuevo avances a los estudios que se han desarrollado en el campo de las propiedades de los materiales en nuestros días.

Para los ensayos a cambios bruscos de velocidad las variables de Z , Ω y $U(\alpha b)^2$ fueron tomadas directamente de los cálculos establecidos para el caso de deformación a velocidad de deformación constante, debido a que como los cambios de velocidad se realizan en dos ciclos de tal forma que un ensayo programado pasa de una velocidad a otra a una determinada deformación, se asume que el material presenta para cada uno de los intervalos de deformación un comportamiento constante, es decir que si estamos realizando un cambio de 10^{-1} s^{-1} a 0.5 de deformación este se comportará para este ciclo como si estuviera realizando un ensayo a velocidad de deformación constante y al alcanzar la deformación establecida el material pasa a otra velocidad que podría ser 10^{-2} s^{-1} . donde de igual forma se comportará como si estuviera realizándose un ensayo a velocidad de deformación constante hasta alcanzar la deformación máxima programada.

Calculadas las variables teóricas necesarias para aplicar el modelo se procedió a evaluar el comportamiento de dichas curvas para estos ensayos.

Como se había mencionado anteriormente por ser el ARMCO casi un hierro puro el valor de σ_0 es igual a cero para el caso del primer ciclo de deformación reduciendo la ecuación de modelo de *Estrin y Mecking*, y *Bergström* a la siguiente expresión:

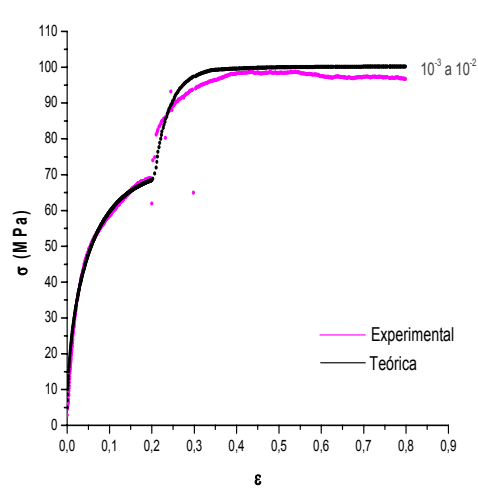
$$\sigma^2 = \sigma_p^2 (1 - \exp(-\Omega \varepsilon))$$

Pero para el segundo ciclo a σ_0 se le asigna el valor de la última tensión obtenida durante los cálculos en el primer ciclo, utilizándose el modelo tal cual esta establecido:

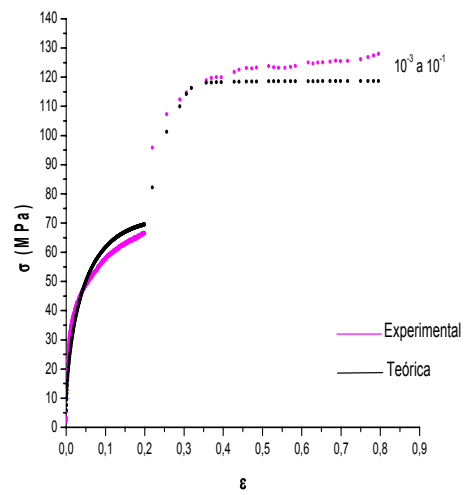
$$\sigma^2 = \sigma_0^2 \exp(-\Omega \varepsilon) + \sigma_p^2 (1 - \exp(-\Omega \varepsilon))$$

Esta asignación al valor de σ_0 viene dada debido a que el cambio de velocidad ocurre drásticamente y para el momento que el material entra al segundo ciclo de deformación existe una cierta densidad de dislocaciones formadas y una tensión aplicada para continuar el proceso de deformación.

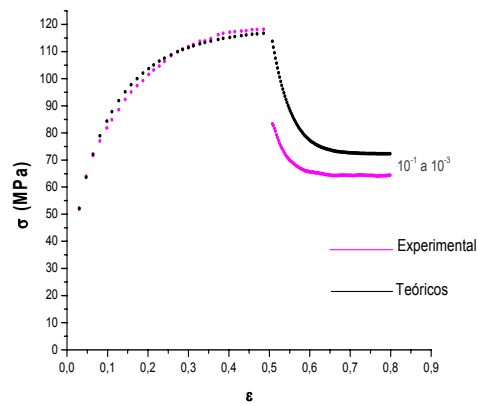
En los gráficos mostrados a continuación se observa el comportamiento teórico para algunos de los ensayos a cambios brusco de velocidad y de ellos se puede establecer una comparación con las curvas experimentales obtenidas.



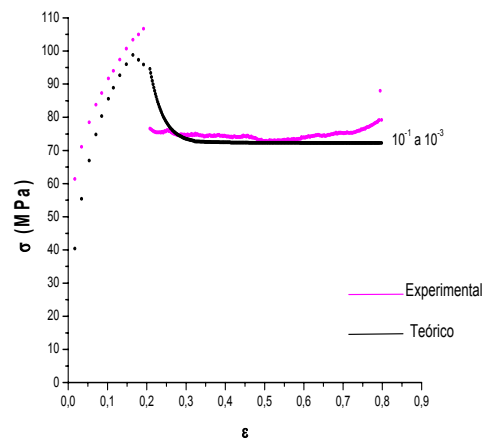
a)



c)

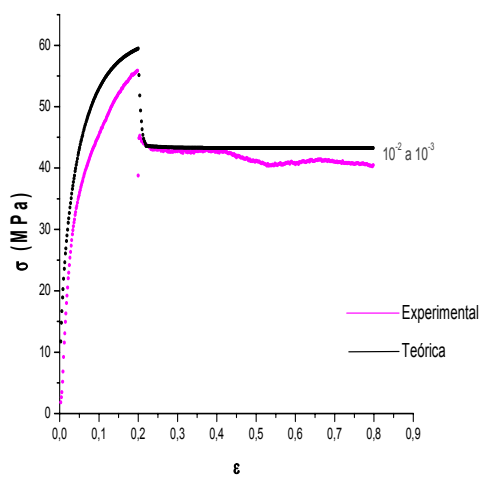


b)

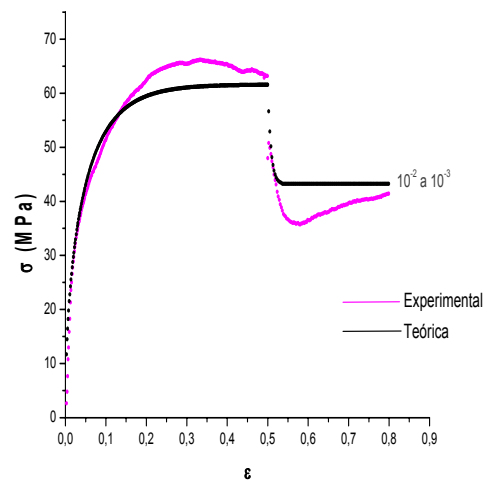


d)

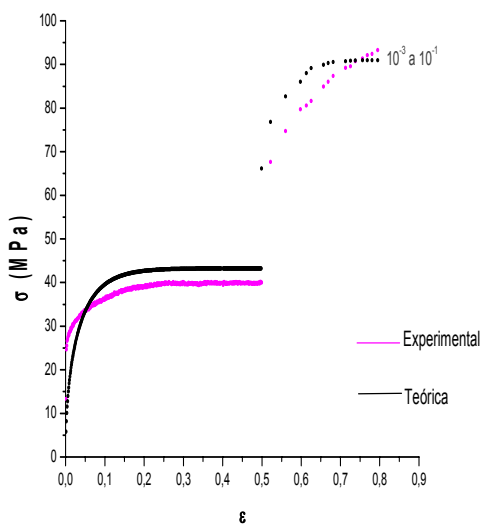
Graf. 14 a,b,c,d. Comparación entre curvas experimentales y teóricas para ensayos a cambios bruscos de velocidad a 750°C.



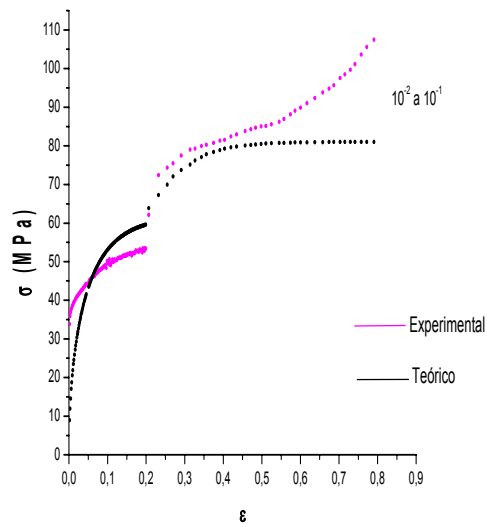
a)



b)



c)



d)

Graf. 15 a ,b,c,d. Comparación entre curvas experimentales y teóricas para ensayos a cambios bruscos de velocidad a 850°C.

De los gráficos observados anteriormente podemos visualizar que existe un gran acercamiento entre las curvas experimentales de los ensayos realizados, con las curvas teóricas obtenidas a través del modelo establecido, por lo cual queda claro que dicho modelo puede ser utilizado para predecir el comportamiento de este material cuando son deformados en calientes a cambios bruscos de velocidad de deformación.

Para dichos ensayos al igual que en caso anteriores se sigue observando una pequeña dispersión, que puede ser adjudicada a la sensibilidad de la máquina y al control de algunas variable y componentes del equipo, como también a la fricción y el acoplamiento de horno con la máquina INSTRON; sin embargo esta dispersión es despreciable a la hora de evaluar el modelo en estudio.

Como en el caso del conformado en caliente a velocidades de deformación constante el material presenta un comportamiento único de recuperación dinámica con valores mayores de tensión de deformación a medida que se aumenta la velocidad de deformación y disminuye la temperatura. Cabe destacar que como son ensayos de dos ciclos cuando en el primer ciclo cambia de una velocidad menor a una mayor las tensiones de deformaciones de igual forma tienden a incrementarse e inclusive los materiales que fueron deformados hasta 0.5 de deformación alcanzaron valores de tensión estable y luego incrementaron la tensión de deformación al cambiar a una velocidad mayor de deformación hasta alcanzar de nuevo el estado estable de saturación (ver Graf. 14.a) y valores menores de tensión estable cuando el cambio se realizó a velocidades menores de deformación (ver Graf. 14.c.).

Es importante mencionar que los gráficos mostrados son una pequeña muestra de los 24 ensayos realizados y que se podrán visualizar al final de este trabajo anexos al apéndice de manera que se puede tener una visión más amplia del comportamiento del material a distintos cambios de velocidades de deformación y temperaturas.

5.3.- Curvas de Fluencia a Velocidad de Deformación Variable:

Los procesos de conformado en caliente a escalas industriales reflejan este tipo de deformación y hoy en día con el auge que existe en el estudio de los materiales y sus propiedades se hace necesario dejar de trabajar controlando variables que realmente en el campo industrial no son controladas y trasladar a escala de laboratorio condiciones industriales que permitan realizar un estudio más exacto del comportamiento del material cuando es deformado en caliente a velocidades de deformación variable.

Está muy claro que a medida que un material es conformado la velocidad de deformación va cambiando de acuerdo a la energía que se va acumulando y el número de dislocaciones que se van generando que en un momento incrementan la dureza del material hasta alcanzar un estado estable donde el número de dislocaciones producidas es igual al número de dislocaciones aniquiladas.

También es conocido que a más bajas temperaturas el proceso de deformación alcanzara valores más altos de σ_p y esta a su vez se puede incrementar a medida que se aumenta las velocidades de deformación.

En el presente estudio se han trabajado con ayuda de programas matemáticos las distintas ecuaciones y modelos establecido para generar uno nuevo que pueda ser de aplicabilidad para predecir el comportamiento del material, sin embargo los esfuerzo realizado no han sido suficiente para llegar a este modelo, pero realizando ciertos ajustes a la ecuación:

$$\sigma^2 = \sigma_o^2 \exp(-\Omega \varepsilon) + \sigma_p^2 (1 - \exp(-\Omega \varepsilon))$$

Donde los valores de Z , Ω , $U(\alpha b)^2$ y $\&$ ya no son valores que dependerán de la temperatura sino también de el tiempo (t) en segundo y de la velocidad del cabezal de la máquina, es importante hacer mención que solo se mantendrán constante las variables obtenidas de los ensayos a velocidad de deformación constante K_Ω , K_u , m_Ω , m_u . Quedando redefinidas así:

$$\& = \frac{v}{l_0 - vt}$$

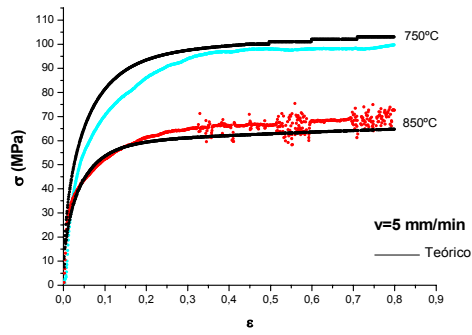
$$Z = \frac{v}{l_0 - vt} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$$

$$\Omega = K'_\Omega \left[\frac{v}{l_0 - vt} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \right]^{m_\Omega}$$

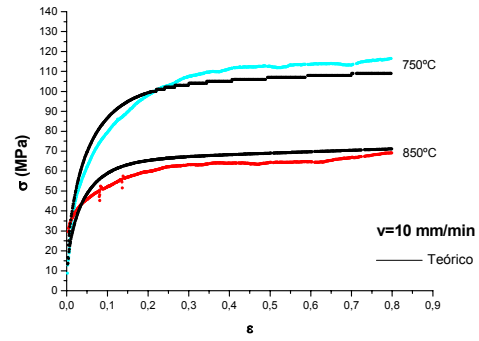
$$U(\alpha b)^2 = K_u \left[\frac{v}{l_0 - vt} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \right]^{m_u}$$

El tiempo utilizado para realizar las curvas teóricas, fue el tiempo real en la cual se realizaron los ensayos experimentales, los mismo fueron trasladado desde la base de dato del computador a las hojas de cálculos del origen.

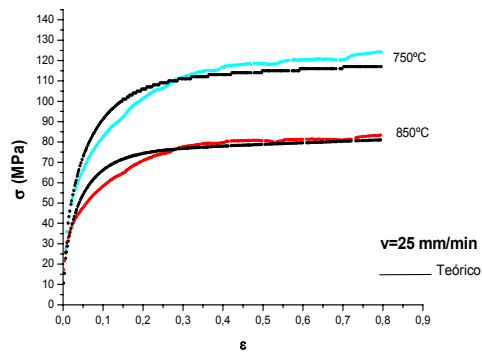
Los gráficos obtenidos serán presentados a continuación para comparar las curvas experimentales con las curvas teóricas establecidas por los modelos utilizados. Ver gráfico 16



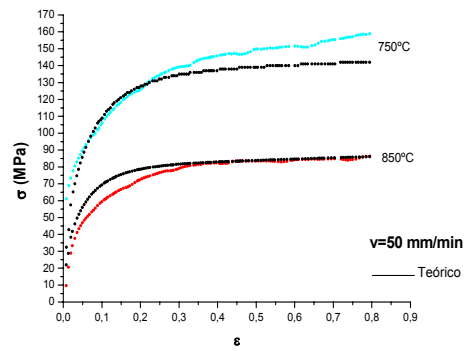
a)



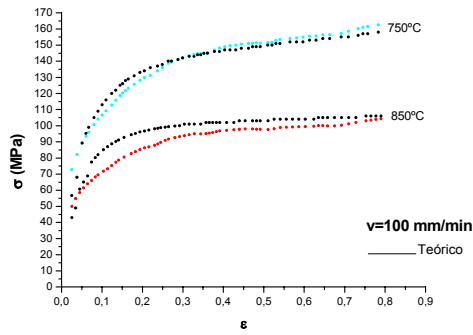
b)



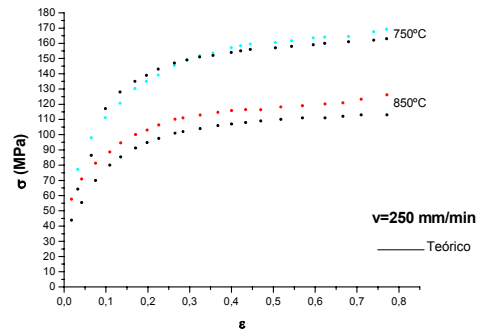
c)



d)



e)



f)

Graf. 16 a ,b ,c, d, e, f. Comparación entre curvas experimentales y teóricas para ensayos a velocidad de deformación variable a 750°C y 850°C.

Como en casos anteriores este tipo de ensayo genera curvas donde se presenta un comportamiento único de recuperación dinámica y las aproximaciones hechas por las curvas teóricas provenientes del modelo utilizado son bastante buenas, con lo cual podemos decir que con una serie de ajuste al modelo de *Estrin y Mecking*, y *Bergström* se pueden simular muy bien el comportamiento de este material deformado a altas temperaturas y a velocidades de deformación variable.

En todos los casos tanto para las curvas teóricas como experimentales se alcanza un estado estable de saturación que es propio del material trabajado. Cabe destacar que para el modelo utilizado al igual que en los ensayos a velocidad de deformación constante la contribución de σ_0 es nula, por ser ensayos que parte desde una carga cero y de un material casi puro cuya densidad de dislocaciones inicial se podría considerar cero.

Poder predecir el comportamiento de un material y sus propiedades en aplicaciones industriales implica un gran avance a la tecnología de materiales y establecer modelos que predigan no solo el comportamiento de este material, sino de cualquier material metálico establecería pautas nuevas en cuanto a la investigación.

De los resultados obtenidos se puede visualizar que el modelo seleccionado predice con gran aproximación tres procesos distintos de deformación, está claro que para algunos casos existen ciertas desviaciones y dispersiones las cuales deben ser aceptadas debido a las condiciones de trabajo y al número de parámetro que se requieren controlar.

Estudios posteriores en este y otros materiales reafirmaran los estudios y logros alcanzado en este trabajo.

6.- Conclusiones:

- El modelo de *Estrin y Mecking* y Bergstrm predice con razonable exactitud las curvas de fluencia en caliente para procesos de deformación a velocidades de deformación constante, cambios bruscos de velocidad y velocidades de deformación variable para el material utilizado.
- Las ecuaciones cinéticas clásicas utilizadas para el fenómeno de recuperación dinámica también predicen con suficiente exactitud las tensiones máximas de estado estable.
- La validación del modelo queda establecida por las mínimas diferencias entre las tensiones experimentales y las tensiones teóricas calculadas a través de las ecuaciones utilizadas. $D = \pm 5$ MPa.
- La existencia de cierta dispersión en algunos ensayos es generada: por las bajas velocidades de deformación, la sensibilidad del equipo utilizado, la fricción del sistema.
- Todos los ensayos presentan un comportamiento único de recuperación dinámica.
- Los materiales con alta energía de falla de apilamiento no presenta o presentan con mayor dificultad el fenómeno de recristalización dinámica.
- A temperaturas menores de ensayo y altas velocidades de deformación el material alcanza σ_p mayores.
- Para los ensayos de deformación a velocidades de deformación variable el tiempo real en que ocurre la deformación juega un papel fundamental para una buena predicción en la aplicación del modelo.

7.- Recomendaciones:

- Como una visión importante y en busca de obtener avances en cuanto a los estudios realizados sería de gran relevación aplicar los datos obtenidos a otros modelos que se basen en el desarrollo de otras variables de estado y analizar el comportamiento.
- Aplicar este estudio a otros materiales distinto del Acero ARMCO, generaría una mayor visión y validación del modelo.
- Alcanzar las condiciones óptimas en cuanto al montaje del horno de calentamiento por radiación, influirá en la disminución de las dispersiones generadas en los ensayos.

8.- Bibliografía:

- (1) J.M. Cabrera. “Caracterización mecánico-metalúrgica de la conformación en caliente del acero microaleado de medio carbono 38MnSiVS5”. Tesis Doctoral, (1995).
- (2) 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.
- (3) 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).
- (4) L. Garvard. “Recristallisation dynamique d’aciers inoxydable austénitiques de haute pureté. Tesis Doctoral.
- (5) H.J. Frost, M.F. Ashby. “Deformations-mechanism maps. The plasticity and creep of Metal and Ceramics”. Caps 1-5, Ed. Pergamon Press, Oxford, (1982).
- (6) F. Garofalo. “An empirical relation defining the stress dependence of minimum creep rate in metals”, Transactions of AIME, vol 227, pp 351-356, (1963).
- (7) W.F. Hosford, R.M. Caddell. “Metal Forming. Mechanics and Metallurgy”, cap.2, Ed. Prentice Hall, 2^{da} editions, Englewood Cliffs, NJ, USA, (1993).
- (8) W. Roberts. “Dynamic changes that occur during hot working and their significance regarding microstructural development and hot workability”, en “Deformation processing and structure”, cap. 4, pp 109-184, Ed. G. Krauss, ASM (1982).
- (9) J.J. Jonas, C.M. Sellars, W.J. McG. Tegart. “Strength and structure under hot-working conditions”, Metallurgical Reviews, vol 14, pp 1-12, (1969).

- (10) K. Tafzi, J.M. Cabrera and J.M. Prado. “Hot flow description of ARMCO iron”.(1999).
- (11) G. Dieter. “Metalurgia Mecánica”. Ed. Aguilar Mc Grau-Hill Book Company, cap. 6, pp 483-503, (1967).

