

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

EFFECTO DEL CONTENIDO DE CARBONO EN LA RESISTENCIA MECÁNICA DE UN ACERO DEFORMADO BAJO CONDICIONES DE TRABAJO EN CALIENTE

Presentado ante la Ilustre
Universidad Central de Venezuela
Por el Br. Mujica M. Roberto J.
Para optar al Título de
Ingeniero Mecánico

Caracas, Junio de 2015.

TRABAJO ESPECIAL DE GRADO

EFECTO DEL CONTENIDO DE CARBONO EN LA RESISTENCIA MECÁNICA DE UN ACERO DEFORMADO BAJO CONDICIONES DE TRABAJO EN CALIENTE

TUTOR ACADÉMICO: Dr. Eli S. Puchi C.

Presentado ante la Ilustre
Universidad Central de Venezuela
Por el Br. Mujica M. Roberto J.
Para optar al Título de
Ingeniero Mecánico

Caracas, Junio de 2015.



ACTA

Los abajo firmantes, Miembros del Jurado Examinador designado por el Consejo de Escuela de Ingeniería Mecánica para evaluar el Trabajo Especial de Grado presentado por el Bachiller:

Roberto José Mujica Márquez

Titulado

“Efecto del Contenido de Carbono en la Resistencia Mecánica del Acero, Deformado bajo Condiciones de Trabajo en Caliente”

Consideran que el mismo cumple con los requisitos exigidos por el Plan de Estudios conducente al Título de Ingeniero Mecánico.

Acta se levanta en la ciudad de Caracas, los dieciséis días del mes de junio del año dos mil quince


Prof. Crisanto Villalobos
Jurado




Prof. Pedro Cadenas
Jurado


Prof. Eli Saúl Puchi
Tutor



UNIVERSIDAD CENTRAL DE VENEZUELA
FACULTAD DE INGENIERIA
ESCUELA DE INGENIERIA MECANICA
DEPARTAMENTO DE TECNOLOGIA DE PRODUCCIÓN

Caracas, 16 de junio de 2015.

Prof. Gerardo Ramírez
Jefe de la División de Control de Estudios
Facultad de Ingeniería-UCV
Presente.-

Quienes suscriben, Miembros del Jurado Examinador designado por el Consejo de la Escuela de Ingeniería Mecánica, nos dirigimos a usted con la finalidad de informarle que hemos decidido otorgarle al Bachiller:

Br. Roberto José Mujica Marquez, C.I.-17.760.497

**MENCIÓN HONORIFICA
TRABAJO ESPECIAL DE GRADO**

Por la excelencia demostrada en la realización del Trabajo Especial de Grado, titulado

*Efecto del Contenido de Carbono en la Resistencia
Mecánica del Acero, Deformado bajo Condiciones de
Trabajo en Caliente"*

Sin otro particular a que hacer referencia, quedamos de usted.

Prof. Crisanto Villalobos
Jurado



Prof. Eli Saúl Puchi
Tutor

Prof. Pedro Cadenas
Jurado

Mujica M. Roberto J.

**EFFECTO DEL CONTENIDO DE CARBONO EN LA RESISTENCIA
MECÁNICA DE UN ACERO DEFORMADO BAJO CONDICIONES DE
TRABAJO EN CALIENTE**

Tutor Académico: Dr. Eli. S. Puchi C.

**Tesis. Caracas, Universidad Central de Venezuela. Escuela de Ingeniería
Mecánica. Año 2015, 108 p.**

Palabras Claves: Deformación en caliente, Recristalización dinámica, Umbral Mecánico del esfuerzo.

RESUMEN: Es bien conocida la importancia de desarrollar modelos constitutivos capaces de predecir con precisión los cambios del esfuerzo de fluencia durante la deformación plástica, para una condición dada de temperatura y velocidad de deformación, y así determinar la respuesta correcta del material en términos de su comportamiento mecánico y, en consecuencia, predecir la respuesta de estas aleaciones cuando son conformadas bajo condiciones de trabajo en caliente. Es así como se planteó como objetivo estudiar el efecto del C en el comportamiento a fluencia de un acero al carbono, a objeto de obtener las ecuaciones que describen la relación entre dicho parámetro y la microestructura, temperatura y tasa de deformación. La descripción constitutiva se desarrolló inicialmente a partir del análisis de curvas de fluencia, obtenidas a partir de ensayos de compresión axisimétricos, que implicó la deformación del material a temperaturas en el intervalo de 900 °C a 1100 °C y distintas velocidades de deformación: $0,0005 \text{ s}^{-1}$, $0,001 \text{ s}^{-1}$, $0,01 \text{ s}^{-1}$ y $0,1 \text{ s}^{-1}$. La conceptualización y modelización del comportamiento del material durante la deformación fue caracterizado rigurosamente, sobre una base racional. Es así como para efectos de este estudio se tomó la metodología y modelos propuestos en la literatura [*Follansbee and Kocks, 1988; Follansbee and Gray, 1989; Follansbee et ál., 1990; Follansbee, 2010; Follansbee, 2012; Puchi-Cabrera, 2005*], determinando de esta forma, entre otras cosas, la dependencia del esfuerzo de fluencia con la temperatura y tasa de deformación, así como, esfuerzo crítico para el inicio de la recristalización dinámica y el esfuerzo de estado estacionario. Es importante destacar que en la metodología desarrollada se planteó el uso de un único valor para la energía de activación, el cual se aproximó al valor de energía requerida para la auto-difusión de la Fe en austenita. Dentro de los resultados más relevantes se puede destacar que, para las aleaciones en estudio, se pudo verificar el efecto de ablandamiento relacionado con el incremento del contenido de C en las propiedades mecánicas de los Aceros, cuando estos son conformados en caliente.

Mujica M. Roberto J.

**EFEECTO DEL CONTENIDO DE CARBONO EN LA RESISTENCIA
MECÁNICA DE UN ACERO DEFORMADO BAJO CONDICIONES DE
TRABAJO EN CALIENTE**

Tutor Académico: Dr. Eli. S. Puchi C.

**Tesis. Caracas, Universidad Central de Venezuela. Escuela de Ingeniería
Mecánica. Año 2015, 108 p.**

Key Words: Hot forming, Dynamic recrystallization, Constitutive equation.

ABSTRACT: It is well known the importance of developing constitutive models able to accurately predict changes in yield stress during plastic deformation, for a given temperature and strain rate condition, and determine the correct response of the material in terms of its mechanical behavior and therefore predict the response of these alloys when they are formed under hot working conditions. Thus arose the objective of studying the effect of C in the creep behavior of a carbon steel, in order to obtain the equations describing the relationship between the parameter and the microstructure, temperature and strain rate. The constitutive description was initially developed from analysis of flow curves obtained from compression tests axisymmetric, involving deformation of the material at temperatures in the range of 900 ° C to 1100 ° C and different strain rates: 0 , 0005 s⁻¹, 0.001 s⁻¹, 0.01 s⁻¹ and 0.1 s⁻¹. Conceptualization and modeling of the behavior of the material during deformation was characterized rigorously, on a rational basis. Thus, for purposes of this study methodology and models proposed in the literature [Follansbee and Kocks, 1988 was taken; Follansbee and Gray, 1989; Follansbee et al., 1990; Follansbee, 2010; Follansbee, 2012; Puchi-Cabrera, 2005], thereby determining, among other things, the dependence of yield stress with temperature and strain rate and, critical stress for the onset of dynamic recrystallization and steady state stress. Importantly, the methodology developed using a unique value for the activation energy, which approached the value of energy required for self-diffusion of Fe in austenite is raised. Among the most important results it can be noted that for the alloys under study, it was observed the softening effect associated with increasing C content on the mechanical properties of steels, when they are hot formed.

ÍNDICE GENERAL

ACTA	iii
RESUMEN	v
ABSTRACT	vi
LISTA DE TABLAS	x
LISTA DE FIGURAS	xi
INTRODUCCIÓN	1
CAPITULO I	4
FUNDAMENTOS DE LA INVESTIGACIÓN	4
1.1 Motivación	4
1.2 Antecedentes	5
1.3 Planteamiento del problema	7
1.4 Objetivo General	8
1.5 Objetivos Específicos	8
1.6 Alcances	9
CAPITULO II	10
MARCO TEÓRICO	10
2.1 Breve descripción del Modelo del Umbral Mecánico del Esfuerzo (UME) (Puchi-Cabrera, 2014)	10
2.2 Breve descripción del Modelo de Sellars-Tegart-Garofalo (Puchi-Cabrera [2014])	14
2.3 Breve descripción del efecto del contenido de carbono en la resistencia mecánica del acero deformado en caliente	19
2.4 Breve descripción del proceso de forja en caliente de componentes de acero. 24	
El proceso de forja.	24
Las operaciones de forja como sistema	26
Métodos Analíticos para el cálculo de las carga en forja.	29
Determinación de las cargas de forja, mediante el cálculo de las tensiones locales en un disco circular plano.	32
Método de elementos finitos en la forja de metales.	34

Bases para la formulación de elementos finitos.....	35
CAPÍTULO III	38
MATERIALES Y METODOLOGÍA DE ANÁLISIS EMPLEADO.....	38
3.1 Composición química de las aleaciones estudiadas	38
3.2 Ensayos de compresión uniaxial e isotérmica	39
3.3 Digitalización de las curvas de fluencia.	41
3.4 Determinación del límite de fluencia (σ_y).....	43
3.5 Aplicación del Modelo del Umbral Mecánico del Esfuerzo (UME)	43
3.5.1 Determinación de la componente atérmica del esfuerzo (σ_a).....	43
3.5.2 Cálculo del Umbral Mecánico del Esfuerzo correspondiente a la interacción de dislocaciones con átomos de soluto (σ_i), así como de la energía de activación normalizada (g_0i).....	44
3.5.3 Cálculo del Umbral Mecánico del Esfuerzo correspondiente a la interacción entre dislocaciones entre sí (σ_ε)	46
3.5.4 Cálculo del Umbral Mecánico de Saturación ($\sigma_{\varepsilon s}$).....	47
3.5.5 Cálculo de las constantes: $\sigma_{\varepsilon s0}$, ε_{s0} y g_{s0}	48
3.5.6 Cálculo de la constante A	48
3.6 Modelo de Sellars-Tegart-Garofalo (STG).....	51
3.6.1 Determinación de los esfuerzos críticos.	51
3.6.2 Cálculo de las constantes A , α y ω	51
CAPITULO IV.....	53
RESULTADOS Y DISCUSIÓN	53
4.1 Curvas de fluencia.	53
4.2 Límites de fluencia	56
4.3 Modelo el Umbral Mecánico del Esfuerzo (UME).....	60
4.3.1 Componente atérmica del esfuerzo σ_a	60
4.3.2 Umbral Mecánico del Esfuerzo correspondiente a la interacción de dislocaciones con átomos de soluto (σ_i) y la energía de activación normalizada (g_0i).....	62
4.3.3 Umbral Mecánico de Saturación ($\sigma_{\varepsilon s}$).....	64

4.3.4 Constantes propias del material: $\sigma_{\epsilon s0}$, $\epsilon s0$, $g s0$ y A	66
4.3.5 Curvas de fluencia determinadas empleando el Modelo del Umbral Mecánico del Esfuerzo	69
4.4 Modelo de Sellars-Tegart-Garofalo (STG).....	76
4.4.1 Esfuerzos críticos	76
4.4.2 Cálculo de las constantes A , α y m	78
CAPITULO V	81
CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	81
5.1 Conclusiones	81
5.2 Recomendaciones.....	82
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS	83
APÉNDICE A	91

LISTA DE TABLAS

TABLA 3-1. Composición química final de las aleaciones de estudio.....	38
TABLA 3-2. Condiciones de ensayo para la muestra A001.....	40
TABLA 3-3. Condiciones de ensayo para la muestra A101.....	40
TABLA 3-4. Tamaño de grano inicial para las aleaciones estudiadas.....	41
TABLA 4-1. Límites de fluencia para la aleación A001, a diferentes velocidades de deformación y temperaturas, expresados en MPa.	59
TABLA 4-2. Límites de fluencia para la aleación A101, a diferentes velocidades de deformación y temperaturas, expresados en MPa	59
TABLA 4-3. Valores calculados para el Umbral Mecánico del Esfuerzo ($\hat{\sigma}_i$) y la energía de activación normalizada (g_{0i}), para las aleaciones A001 y A101.....	64
TABLA 4-4. Valores calculados para el Umbral Mecánico de Saturación ($\hat{\sigma}_{\varepsilon S}$) para la aleación A001, expresados en MPa.	65
TABLA 4-5. Valores calculados para el Umbral Mecánico de Saturación ($\hat{\sigma}_{\varepsilon S}$) para la aleación A101, expresados en MPa.	66
TABLA 4-6. Valores de las constantes $\hat{\sigma}_{\varepsilon S0}$, $\dot{\varepsilon}_{S0}$ y g_{S0} , para las aleaciones A001 y A101.....	68
TABLA 4-7. Valores de la constante A para las aleaciones A001 y A101.	68
TABLA 4-8. Valores determinados de Esfuerzos Críticos (σ_c) para la aleación A001, expresados en MPa.....	77
TABLA 4-9. Valores determinados de Esfuerzos Críticos(σ_c) para la aleación A101, expresados en MPa.....	77
TABLA 4-10. Valores de las constantes ω , A y m, para las aleaciones A001 y A101	79

LISTA DE FIGURAS

- FIGURA 2-1.** Ilustración esquemática de una barrera de activación al deslizamiento de dislocaciones y el efecto del esfuerzo aplicado en la superación de dicha barrera. (Hosford and Cadell, 2007) 15
- FIGURA 2-2.** Aplicación del modelo de STG para los datos correspondientes al esfuerzo “pico” y su correlación con el parámetros de Zener-Hollomon para austenita con 0,25 % C [Sellars and Tegart, 1972]... 18
- FIGURA 2-3.** Equilibrio de fuerzas para la condición axial simétrica 32
- FIGURA 3-1.** Curvas de fluencia para la aleación A001, a diferentes temperaturas y a una velocidad de deformación de: (a) $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, (b) $1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, (c) $1 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ y (d) $1 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 40
- FIGURA 3-2.** Curvas de fluencia para la aleación A101, a diferentes temperaturas y a una velocidad de deformación de: (a) $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, (b) $1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, (c) $1 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ y (d) $1 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$ 41
- FIGURA 4-1.** Curvas de fluencia para la aleación A001, a diferentes velocidades de deformación y a una temperatura de: (a) 900 °C, (b) 950 °C, (c) 1000 °C, (d) 1050 °C y (e) 1100 °C 54
- FIGURA 4-2.** Curvas de fluencia para la aleación A101, a diferentes velocidades de deformación y a una temperatura de: (a) 900 °C, (b) 950 °C, (c) 1000 °C, (d) 1050 °C y (e) 1100 °C 55
- FIGURA 4-3.** Extrapolación de un intervalo de las curvas de fluencia para la aleación A001, a diferentes velocidades de deformación y a una temperatura de:(a) 900 °C, (b) 950 °C, (c) 1000 °C, (d) 1050 °C y (e) 1100 °C 57
- FIGURA 4-4.** Extrapolación de un intervalo de las curvas de fluencia para la aleación A101, a diferentes velocidades de deformación y a una

temperatura de: (a) 900 °C, (b) 950 °C, (c) 1000 °C, (d) 1050 °C y (e) 1100 °C.....	58
FIGURA 4-5. Determinación del esfuerzo atérmico para la aleación A001.....	60
FIGURA 4-6. Determinación del esfuerzo atérmico para la aleación A101.....	61
FIGURA 4-7. Curva de mejor ajuste al gráfico $\left[\frac{\sigma_y - \sigma_a}{\mu(T)}\right]^{\frac{1}{2}}$ versus $\left[\frac{kT}{\mu(T)b^3} \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}}\right)\right]^{\frac{2}{3}}$ para la aleación A001, utilizando los valores de límite de fluencia correspondiente a cada condición de temperatura-tasa de deformación.....	63
FIGURA 4-8. Curva de mejor ajuste al gráfico $\left[\frac{\sigma_y - \sigma_a}{\mu(T)}\right]^{\frac{1}{2}}$ versus $\left[\frac{kT}{\mu(T)b^3} \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}}\right)\right]^{\frac{2}{3}}$ para la aleación A101, utilizando los valores de límite de fluencia correspondiente a cada condición de temperatura-tasa de deformación.....	63
FIGURA 4-9. Representación gráfica del ajuste del Modelo de Sah et ál. [1969] a los valores de Umbral Mecánico del Esfuerzo ($\hat{\sigma}_\epsilon$) calculados previamente; para la aleación A001, a una temperatura de 900 °C y una tasa de deformación de 0,1 s ⁻¹	65
FIGURA 4-10. Comparación del $\hat{\sigma}_{\epsilon s}$ proveniente de la regresión con los calculados en el apartado 4.3.3, para la aleación A001.	67
FIGURA 4-11 Comparación del $\hat{\sigma}_{\epsilon s}$ proveniente de la regresión con los calculados en el apartado 4.3.3, para la aleación A101	67
FIGURA 4-12. Comparación de las curvas de fluencia experimentales y las obtenidas mediante el Modelo del Umbral Mecánico del Esfuerzo, para la aleación A001, a diferentes temperaturas y a una velocidad de deformación de: (a) 0,1 s ⁻¹ y (b) 0,01 s ⁻¹	70
FIGURA 4-13. Comparación de las curvas de fluencia experimentales y las obtenidas mediante el Modelo del Umbral Mecánico del Esfuerzo,	

para la aleación A001, a diferentes temperaturas y a una velocidad de deformación de: (a) $0,001 \text{ s}^{-1}$ y (b) $0,0005 \text{ s}^{-1}$	71
FIGURA 4-14. Comparación de las curvas de fluencia experimentales y las obtenidas mediante el Modelo del Umbral Mecánico del Esfuerzo, para la aleación A101, a diferentes temperaturas y a una velocidad de deformación de: (a) $0,1 \text{ s}^{-1}$ y (b) $0,01 \text{ s}^{-1}$	72
FIGURA 4-15. Comparación de las curvas de fluencia experimentales y las obtenidas mediante el Modelo del Umbral Mecánico del Esfuerzo, para la aleación A101, a diferentes temperaturas y a una velocidad de deformación de: (a) $0,001 \text{ s}^{-1}$ y (b) $0,0005 \text{ s}^{-1}$	73
FIGURA 4-16. Bondad del ajuste del Modelo del Umbral Mecánico del Esfuerzo a las curvas de fluencia experimentales para la aleación A001	75
FIGURA 4-17. Bondad del ajuste del Modelo del Umbral Mecánico del Esfuerzo a las curvas de fluencia experimentales para la aleación A101	75
FIGURA 4-18. Determinación de los esfuerzos críticos a diferentes temperaturas y a una tasa de deformación de $0,1 \text{ s}^{-1}$, para la aleación A101	76
FIGURA 4-19. Bondad del ajuste del Modelo de Sellars-Tegart-Garofalo a las curvas de fluencia experimentales para la aleación A001	78
FIGURA 4-20. Bondad del ajuste del Modelo de Sellars-Tegart-Garofalo a las curvas de fluencia experimentales para la aleación A101	79
FIGURA A-1. Determinación de los esfuerzos críticos a diferentes temperaturas y a una tasa de deformación de a) $0,1 \text{ s}^{-1}$ y b) $0,01 \text{ s}^{-1}$ para la aleación A001.	91
FIGURA A-2. Determinación de los esfuerzos críticos a diferentes temperaturas y a una tasa de deformación de a) $0,001 \text{ s}^{-1}$ y b) $0,0005 \text{ s}^{-1}$ para la aleación A001.	92

FIGURA A-3. Determinación de los esfuerzos críticos a diferentes temperaturas y a una tasa de deformación de a) $0,1 \text{ s}^{-1}$ y b) $0,01 \text{ s}^{-1}$ para la aleación A101. 93

FIGURA A-4. Determinación de los esfuerzos críticos a diferentes temperaturas y a una tasa de deformación de a) $0,001 \text{ s}^{-1}$ y b) $0,0005 \text{ s}^{-1}$ para la aleación A101. 94

INTRODUCCIÓN

El nivel económico estable de los países desarrollados y las economías emergentes se debe en gran parte a la consolidación del parque industrial operativo, concebido para la transformación de materias primas. Dicha consolidación deriva de una íntima relación entre la industria responsable de llevar a cabo los procesos inherentes a la transformación de estas materias primas y los entes de generación de conocimiento, lo cual se traduce a corto y mediano plazo en un crecimiento sostenido de su desarrollo tecnológico.

Dentro de las operaciones de transformación de materias semielaboradas que mayor impacto tienen en estas economías, se encuentra el conformado de metales. Dicho impacto positivo radica en el hecho de que ningún otro proceso aplica para volúmenes tan grandes. Solo en el último año, el reporte de las empresas para el conformado de aceros es de más de 1 500 millones de toneladas procesadas. Si a esto se le suma el sector de manufactura intermedia y de acabado del aluminio y otras aleaciones no ferrosas, se tendría la magnitud real del impacto económico de estas tecnologías. Lo anteriormente expuesto justifica que en la actualidad se dediquen muchos recursos, en el orden financiero y en horas hombre, al desarrollo y optimización de las vías y metodologías de procesamiento de metales, indistintamente de cual sea la naturaleza de dichas operaciones. Ahora bien, todos estos procesos dependen significativamente de dos aspectos: uno de ellos tiene que ver con la eficiencia de los sistemas mecánicos y el otro es intrínseco de las aleaciones procesadas. Este último es uno de los tópicos que más ha sido objeto de trabajos conducentes a nuevos conocimientos en el área de materiales.

Dentro de este vasto conjunto de operaciones de conformado, las operaciones que se llevan a cabo a elevadas temperaturas — o conformado en caliente— siguen siendo altamente demandadas, ya que combinan cargas relativamente bajas para alcanzar las deformaciones deseadas, concibiendo de tal forma la geometría semi-

terminada o final del producto y el desarrollo de propiedades mecánicas que garanticen un buen desempeño de los componentes fabricados en el servicio. El conformado en caliente, no solo garantiza la geometría deseada, sino que es posible conferir las características mecánicas finales requeridas por la pieza, como consecuencia de un adecuado desarrollo microestructural.

Sin embargo, para la simulación y control de estas operaciones de conformado en caliente, es esencial conocer el comportamiento mecánico de las aleaciones que son objeto de dichos procesos de transformación. He aquí la importancia de la determinación del comportamiento del esfuerzo fluencia del material, el cual, de acuerdo a la literatura especializada, es de suma importancia influyendo directamente por lo menos en dos aspectos básicos inherentes a estas operaciones de transformación. En primer lugar, las curvas de fluencia proporcionan información sobre los mecanismos de ablandamiento dinámicos que ocurren en el material durante la deformación a temperaturas elevadas, los cuales determinan la capacidad de deformación plástica del material bajo tales condiciones de procesamiento. En segundo lugar, la descripción adecuada de la variación del esfuerzo de fluencia y tasa de endurecimiento por deformación con la microestructura, temperatura y tasa de deformación conllevan al desarrollo de ecuaciones constitutivas que pueden ser fácilmente implementadas en los programas computacionales empleados en la simulación de los procesos de deformación en caliente, reduciendo el costo asociado al desarrollo de nuevos procesos y permitiendo la optimización de los ya existentes.

Es por ello que en la presente investigación se plantea la necesidad de conocer cómo varía el esfuerzo de fluencia del material empleado en este estudio, un acero al carbono, material ampliamente utilizado en la industria del transporte terrestre, con su microestructura, así como con la temperatura y tasa de deformación, y en consecuencia, se procederá a la determinación de las ecuaciones adecuadas que permitan la descripción de la forma en la cual varía dicha propiedad mecánica con los parámetros antes mencionados. Para ello se utilizarán dos enfoques diferentes: (a) el *Modelo del Umbral Mecánico del Esfuerzo* (UME) (Follansbee and Kocks, 1988;

Follansbee and Gray, 1989; Follansbee et ál., 1990; Follansbee, 2010; Follansbee, 2012) y (b) el Modelo de *Sellars-Tegart-Garofalo* (STG) (Puchi-Cabrera, 2003; Puchi-Cabrera, 2006).

CAPITULO I

FUNDAMENTOS DE LA INVESTIGACIÓN

1.1 Motivación

Existen diferentes factores que pueden alterar la deformación plástica de los metales y aleaciones durante el trabajo en caliente. Entre ellos se encuentran: la composición química, microestructura, temperatura y velocidad de deformación. Es bien conocido que los aceros en general han sido objeto de una atención especial en cuanto al estudio de la ruta de procesamiento, así como en el desarrollo de microestructuras apropiadas que permiten la optimización de sus propiedades mecánicas. Aunque se ha dedicado más de un siglo a su desarrollo, existen todavía algunas cuestiones por resolver, tal como todas aquellas actividades conducentes a tener un control y conocimiento preciso del comportamiento plástico del material, en particular lo relacionado con la temperatura y la tasa de deformación. Si bien existen estudios que evalúan el comportamiento a fluencia de aceros microaleados (Cabrera et ál., 1997) y el efecto de diversos elementos de aleación, tales como el carbono, (Escobar et ál., 2003; Serajzadeh, 2002), todavía existe mucho que aportar en relación al efecto que tienen la temperatura y la tasa de deformación sobre las propiedades mecánicas de los materiales durante su deformación plástica. El conocimiento de estas dependencias funcionales contribuye a la optimización de las operaciones de conformado, reduciendo significativamente los gastos relacionados con el desarrollo de vías alternas de transformación de estas materias primas a través métodos basado en ensayo y error, sustituyéndolo por operaciones de simulación computacional, la cual demanda por supuesto modelos constitutivos confiables.

1.2 Antecedentes

La deformación plástica de los materiales se lleva a cabo esencialmente bajo tres regímenes diferentes: en frío, en tibio y en caliente. Es bien sabido que al deformar un material, este experimenta un endurecimiento debido a la deformación aplicada. Sin embargo, cuando el material se trabaja en caliente, se ponen de manifiesto los mecanismos metalúrgicos de ablandamiento dinámico que contrarrestan al endurecimiento y dotan de mayor capacidad de deformación al metal o aleación. Dichos mecanismos se activan cuando la temperatura es lo suficientemente alta para el material dado. Esta temperatura no puede definirse de modo absoluto para todos los materiales, sino de manera relativa a la temperatura de fusión de los mismos. Como regla general, se dice que un material está sometido a trabajo en caliente cuando la temperatura es superior al 60% de la temperatura de fusión del mismo (en Kelvin). En términos metalúrgicos, el material está sometido a condiciones de alta temperatura cuando es capaz de recuperar y recrystalizar dinámicamente, fenómenos de ablandamiento involucrados en la restauración de las propiedades en general del material que es sometido al proceso de conformado.

En este orden de ideas, sería conveniente comentar algunas particularidades de los procesos de trabajo en caliente como tal. Dichos procesos se han empleado a lo largo de los siglos para dar forma a los metales. Actualmente, el trabajo en caliente no se emplea únicamente para producir la geometría deseada, sino para proporcionar las características mecánicas adecuadas. Por este motivo, un conocimiento del comportamiento mecánico de los aceros es esencial para la simulación y el control de las operaciones de conformado en caliente. Se puede definir el trabajo en caliente como una deformación en condiciones tales de temperatura y velocidad de deformación que produce simultáneamente deformación y restauración. El trabajo en caliente contrarresta el endurecimiento debido al proceso de deformación y en el caso específico en el que ocurre recrystalización dinámica la estructura de grano deformada es reemplazada por nuevos granos libres de deformación, como consecuencia de la ocurrencia de fenómenos de nucleación y crecimiento. Se pueden lograr así

deformaciones muy grandes trabajando en caliente, porque la recristalización dinámica contrarresta el incremento en densidad de dislocaciones introducidas por la deformación. El trabajo en caliente se produce bajo condiciones variables de tasa de deformación y temperatura y la energía mecánica necesaria para la deformación es generalmente menor que la requerida para el trabajo en frío o en tibio. Las propiedades finales de los materiales conformados en caliente dependen marcadamente de la naturaleza de los procesos que tienen lugar durante la deformación. Todo proceso de conformado en caliente consta fundamentalmente de dos fenómenos que se combinan para determinar el comportamiento final, cuales son:

- *Endurecimiento por deformación*: debido al incremento de la densidad de dislocaciones bajo la acción de fuerzas externas aplicadas al material.

- *Ablandamiento debido a procesos dinámicos de restauración*: el cual consiste en un fenómeno de descenso de la densidad de dislocaciones y la redistribución de las mismas en configuraciones geométricas más estables desde un punto de vista de la energía asociada al arreglo. Este ablandamiento dinámico puede ser de dos tipos: por recuperación dinámica o recristalización dinámica.

Ambos fenómenos dependen del tiempo y de factores como la velocidad de deformación, energía de falla de apilamiento, estado inicial de la microestructura, así como de la composición química del material.

Por otra parte, si se desea tener un control adecuado de las operaciones de conformado, existen quizás dos aspectos de singular relevancia. Uno de ellos está relacionado con la eficiencia del sistema mecánico involucrado en las operaciones de conformado y el otro relacionado con el comportamiento de la aleación en sí misma que es objeto de la deformación. Dicho comportamiento, se describe a partir de las así denominadas ecuaciones constitutivas del material, las cuales en principio, describen la relación entre los parámetros vinculados a la deformación en caliente del material a una temperatura dada, las características del material y su microestructura. Los parámetros de la deformación o variables macroscópicas son el esfuerzo (σ), la temperatura (T) y la velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}$). Es bien conocido que la mayoría

de estas relaciones son de naturaleza empírica o están basadas en una aproximación teórica particular. La ecuación de *Hollomon* por ejemplo, ha sido ampliamente empleada para describir el comportamiento plástico de un acero. La razón de su frecuente uso, es su simplicidad y el hecho que reproduce de manera satisfactoria la curva esfuerzo-deformación a bajas deformaciones. Sin embargo, presenta serias deficiencias cuando se pretende modelar el comportamiento plástico para valores elevados de deformación, entre otras cosas, al no poder predecir el alcance de un estado de saturación del material o la consideración de presuponer que la tensión de fluencia es cero cuando la deformación plástica es cero, lo cual no es estrictamente cierto. Otras ecuaciones empíricas empleadas para representar la curva de fluencia son las propuestas por *Ludwik*, *Swift* y *Voce*, por citar algunas de las más elementales.

La iniciación del flujo plástico de los aceros durante el conformado en caliente es difícil de modelar, dado que la estructura interna evoluciona con el tiempo como consecuencia de los mecanismos de endurecimiento, recuperación dinámica y recristalización dinámica. Este comportamiento en principio puede ser descrito por relaciones constitutivas que involucren parámetros relevantes del material, es decir, aquellas constantes propias de la aleación, como pueden ser el parámetro de red, el volumen atómico, la energía de enlace, constantes elásticas, constantes de difusión, temperatura de fusión, energía de falla de apilamiento, etc. Finalmente, las variables de estado describen la microestructura del material. Además, las variables de estado evolucionan con el progreso de la deformación.

1.3 Planteamiento del problema

En todo proceso de conformado, bien sea en frío, tibio o en caliente, existe la necesidad de predecir las cargas que estarían asociadas a la operación de conformado, así como los espesores de salida a partir de cierta geometría inicial y las deformaciones máximas permisibles en cada pasada, por enunciar algunas de las tantas variables operacionales involucradas en los procesos de conformado. Ahora bien, el control de dichas operaciones puede basarse en prácticas de ensayo y error o a partir de la simulación numérica. Sin embargo, para emplear la simulación

numérica en el control de estas operaciones de conformado en caliente, es esencial conocer el comportamiento mecánico de las aleaciones que son objeto de dichos procesos de transformación. He aquí la importancia de la determinación del comportamiento de fluencia del material, para lo cual es imprescindible conocer las leyes o ecuaciones constitutivas que rigen el flujo plástico del mismo. Es por ello que, en la presente investigación, se plantea la necesidad de establecer la forma en la cual varía el esfuerzo de fluencia con los parámetros característicos de las operaciones de conformado en caliente y en consecuencia, se plantea proceder a la determinación de la dependencia funcional del esfuerzo de fluencia con la microestructura, temperatura y tasa de deformación, para un acero al carbono deformado bajo condiciones de trabajo en caliente, empleando para ello los modelos propuestos en la literatura especializada, que son descritos en la sección de metodología.

1.4 Objetivo General

El objetivo del presente trabajo experimental consiste en estudiar el efecto del contenido de C en el comportamiento a fluencia de un acero al carbono, a objeto de obtener las ecuaciones que describen la relación entre dicho parámetro, microestructura, temperatura y tasa de deformación.

1.5 Objetivos Específicos

- Evaluación y tratamiento de los datos experimentales esfuerzo-deformación de un acero al carbono, obtenidos a temperaturas de 900 °C, 950 °C, 1000 °C, 1050 °C y 1100 °C, a tasas de deformación de 0.1 s⁻¹, 0.01 s⁻¹, 0,001 s⁻¹ y 0,005 s⁻¹.
- Determinación del límite de fluencia del material para cada condición de deformación.
- Determinación del esfuerzo atérmico del material.
- Modelación de los datos experimentales, de acuerdo al modelo de *Sellars-Tegart-Garofalo* (STG) (Puchi-Cabrera, 2003; Puchi-Cabrera, 2006) y el *Modelo del Umbral Mecánico del Esfuerzo* (UME) (Follansbee and Kocks, 1988;

Follansbee and Gray, 1989; Follansbee et ál., 1990; Follansbee, 2010; Follansbee, 2012).

- Evaluación de la factibilidad de aplicación del modelo de *Poliak* y *Jonas* [1996] para la determinación del esfuerzo crítico al cual comienza la recristalización dinámica.

- Establecer la dependencia funcional del esfuerzo crítico con la temperatura y tasa de deformación, empleando para ello los modelos de *STG* y *UME*, tal como se describió anteriormente.

1.6 Alcances

El enfoque de este estudio involucra la evaluación del efecto de la microestructura, temperatura y tasa de deformación en el comportamiento a fluencia de material. Es importante destacar que, aun prescindiendo del estudio metalográfico, este análisis proporciona suficiente información para llevar a cabo los objetivos planteados en la presente investigación.

CAPITULO II

MARCO TEÓRICO

2.1 Breve descripción del Modelo del Umbral Mecánico del Esfuerzo (UME) (Puchi-Cabrera, 2014)

El modelo del *UME* fue propuesto por *Follansbee y Kocks [1988]* y el mismo permite calcular la resistencia mecánica de un material, cuando este es deformado plásticamente, en función de su microestructura (representada por la densidad de dislocaciones), así como de la temperatura y tasa de deformación a las cuales tiene lugar la deformación plástica del material. El modelo ha sido aplicado en el análisis del comportamiento mecánico de una amplia gama de materiales, tanto ferrosos como no ferrosos (Follansbee and Kocks, 1988; Follansbee and Gray, 1989; Follansbee et ál., 1990; Follansbee, 2010; Follansbee, 2012; Puchi-Cabrera, 2005) y el mismo se basa en la consideración que la deformación plástica de un agregado policristalino ocurre como consecuencia de la acumulación y movimiento de dislocaciones. Asimismo, se asume que el mecanismo de deformación controlante es la interacción de dislocaciones con distintos defectos, los cuales incluyen límites de grano, átomos de soluto, precipitados, otras dislocaciones, etc.

En este modelo, la microestructura del material se describe a través de un parámetro conocido como *Umbral Mecánico del Esfuerzo* (UME) o Resistencia Mecánica del Material a una temperatura de 0 K. El mismo se representa como $\hat{\sigma}$ y está íntimamente vinculado con la densidad de dislocaciones contenida en el material.

El *UME* está constituido por la suma de dos componentes. La primera de ellas constituye la interacción de dislocaciones con defectos de largo alcance, es decir, barreras que las dislocaciones no pueden franquear por medio de la activación térmica. La misma es independiente de la temperatura y tasa de deformación, razón por la cual recibe el nombre de *componente atérmica*. Entre estos defectos se

encuentran los límites de grano, partículas de fases secundarias de gran tamaño, límites de maclas, etc.

La segunda componente del *UME* proviene de la interacción de dislocaciones con defectos de corto alcance, es decir, barreras que las dislocaciones pueden superar por medio de la activación térmica, razón por la cual la misma recibe el nombre de *componente térmica*. Entre estas barreras se encuentran los átomos de soluto, precipitados pequeños, otras dislocaciones, etc.

De acuerdo al *UME*, la resistencia mecánica de un acero el cual es deformado plásticamente a una temperatura T y a una tasa de deformación $\dot{\varepsilon}$, viene dada por una expresión del tipo:

$$\sigma = \sigma_a + s_i(T, \dot{\varepsilon}) \hat{\sigma}_i \frac{\mu(T)}{\mu_0} + s_\varepsilon(T, \dot{\varepsilon}) \hat{\sigma}_\varepsilon \frac{\mu(T)}{\mu_0} \quad (2.1)$$

donde σ_a representa la componente atérmica del esfuerzo, $s_i(T, \dot{\varepsilon})$ un factor estructural que varía de 0 a 1 y está vinculado con la interacción de dislocaciones con los átomos de los elementos aleantes presentes; $\hat{\sigma}_i$ es el *Umbral Mecánico* correspondiente a la interacción de dislocaciones con los átomos de soluto, $s_\varepsilon(T, \dot{\varepsilon})$ es otro factor estructural vinculado con la interacción de dislocaciones entre sí y $\hat{\sigma}_\varepsilon$ es el *Umbral Mecánico* correspondiente a la interacción entre dislocaciones. Así mismo, $\mu(T)$ representa el *Módulo de Corte Elástico* dependiente de la temperatura y μ_0 el módulo de corte elástico a 0 K. En la ecuación anterior:

$$s_i(T, \dot{\varepsilon}) = \left\{ 1 - \left[\frac{kT}{\mu(T)b^3 g_{0i}} \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_0}{\dot{\varepsilon}} \right) \right]^{q_i} \right\}^{\frac{1}{p_i}} \quad (2.2)$$

y

$$s_\varepsilon(T, \dot{\varepsilon}) = \left\{ 1 - \left[\frac{kT}{\mu(T)b^3 g_{0\varepsilon}} \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_0}{\dot{\varepsilon}} \right) \right]^{q_\varepsilon} \right\}^{\frac{1}{p_\varepsilon}} \quad (2.3)$$

En estas ecuaciones, $k = 1,381 \cdot 10^{-23} \frac{J}{K}$, y representa la constante de

Boltzmann, $b = 0,286 \text{ nm}$, y representa el vector de *Burgers*, g_{0i} es una energía de activación experimental normalizada, $q_i = \frac{3}{2}$, $p_i = \frac{1}{2}$, $\dot{\varepsilon}_0 = 10^7 \text{ s}^{-1}$, $q_\varepsilon = 1$, $p_\varepsilon = \frac{2}{3}$ y $g_{0\varepsilon} = 1,6$. Mientras que T y $\dot{\varepsilon}$ representan la temperatura absoluta y tasa de deformación, respectivamente.

De esta manera, si se combinan las ECUACIONES (2.1), (2.2) y (2.3), se obtiene la siguiente expresión para el esfuerzo:

$$\sigma = \sigma_a + \left\{ 1 - \left[\frac{kT}{\mu(T)b^3 g_{0i}} \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_0}{\dot{\varepsilon}} \right) \right]^{\frac{2}{3}} \right\}^2 \hat{\sigma}_i \frac{\mu(T)}{\mu_0} + \left\{ 1 - \left[\frac{kT}{\mu(T)b^3 g_{0\varepsilon}} \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_0}{\dot{\varepsilon}} \right) \right]^{\frac{3}{2}} \right\} \hat{\sigma}_\varepsilon \frac{\mu(T)}{\mu_0} \quad (2.4)$$

De acuerdo a *Varshni [1970]*, el módulo de corte elástico dependiente de la temperatura viene dado por:

$$\mu(T) = 71,46 - \frac{2,9104}{\exp\left(\frac{204}{T}\right) - 1}, \text{ GPa} \quad (2.5)$$

Dado que las únicas barreras que evolucionan en el transcurso de la deformación plástica son las dislocaciones mismas, para condiciones estrictamente constantes de temperatura y tasa de deformación, en primera aproximación la componente $\hat{\sigma}_\varepsilon$ se puede describir por medio de la ley de endurecimiento propuesta por *Sah et ál. [1969]*, en su versión simplificada:

$$\hat{\sigma}_\varepsilon = \hat{\sigma}_{\varepsilon S} \left[1 - \exp\left(-\frac{\varepsilon}{\varepsilon_r}\right) \right]^{\frac{1}{2}} \quad (2.6)$$

En esta ecuación, ε_r representa la deformación de relajación y la misma viene dada por la expresión:

$$\varepsilon_r = \frac{\hat{\sigma}_{\varepsilon S} A}{2\mu(T)} \quad (2.7)$$

Por otro lado, A representa una constante propia del material y $\hat{\sigma}_{\varepsilon S}$ es el umbral mecánico de saturación, el cual se puede correlacionar con la temperatura y tasa de deformación por medio de la siguiente ecuación:

$$\hat{\sigma}_{\varepsilon S} = \hat{\sigma}_{\varepsilon S0} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{S0}} \right)^{\frac{kT}{\mu(T)b^3 g_{S0}}} \quad (2.8)$$

En la ecuación anterior, $\hat{\sigma}_{\varepsilon s0}$, $\dot{\varepsilon}_{s0}$ y g_{s0} representan constantes propias del material, que se deben determinar a partir de las curvas de fluencia experimentales, al igual que las constantes A , g_{0i} y $\hat{\sigma}_i$ (a partir de las ECUACIONES (2.7), (2.2) y (2.1), respectivamente).

Es importante enfatizar que, debido a la forma particular en la que se expresa la ECUACIÓN (2.6), la descripción constitutiva expresada por las ECUACIONES (2.1) a (2.8) no puede ser empleada para el análisis de procesos de deformación plástica que tienen lugar bajo condiciones de deformación transitorias, es decir, cuando ocurren cambios tanto en la tasa de deformación como en la temperatura. Por lo tanto, solo se pueden emplear para el análisis de procesos que tienen lugar bajo condiciones de deformación constantes, tales como las que se analizan en el presente trabajo.

2.2 Breve descripción del Modelo de Sellars-Tegart-Garofalo (Puchi-Cabrera [2014])

El tratamiento cuantitativo más simple de la dependencia de la resistencia mecánica, de la temperatura y tasa de deformación es el de *Zener y Hollomon [1944]*, quienes argumentaron que la deformación plástica podría ser tratada como un proceso térmicamente activado empleando una ley tipo Arrhenius, en la que la tasa de deformación es directamente proporcional al término $\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$, enfoque ampliamente utilizado para describir diversos procesos térmicamente activados. De acuerdo a *Zener y Hollomon [1944]*:

$$\dot{\epsilon} = A \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2.9)$$

En la ecuación anterior, $\dot{\epsilon}$ representa la tasa de deformación, Q una energía de activación experimental, T la temperatura absoluta, R la constante universal de los gases y A una constante pre-exponencial dependiente del esfuerzo. Por lo tanto, la ECUACIÓN (2.9) se puede escribir como:

$$A(\sigma) = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$$

o simplemente como:

$$\sigma = f(Z), \text{ donde } Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$$

donde Z recibe el nombre de parámetro de *Zener-Hollomon*. Por lo tanto, bajo condiciones de esfuerzo y estructura constante, se podría determinar el valor de Q a partir de un gráfico de $\ln(\dot{\epsilon})$ vs. $\frac{1}{T}$.

Este tipo de correlaciones son muy útiles para describir el efecto de la temperatura y tasa de deformación en la resistencia mecánica de los materiales, particularmente bajo condiciones de trabajo en caliente, es decir, temperaturas de deformación superiores a $0,6 T_m$ y tasas de deformación superiores a $1 s^{-1}$ aproximadamente. En este caso, T_m representa la temperatura de fusión absoluta del

material. Sin embargo, pudiera darse el caso que este tipo de correlaciones dejaran de cumplirse si se aplicaran en un intervalo de temperaturas y tasas de deformación muy amplio.

Una razón pudiera ser que el proceso controlante de la deformación, y por ende el valor de Q , sea afectado por la temperatura y/o tasa de deformación. Otra razón pudiera ser el hecho que la formulación original de Arrhenius supone que las barreras se superan solo por activación térmica, mientras que durante la deformación plástica el esfuerzo aplicado actúa conjuntamente con la activación térmica en la superación de dichas barreras, tal como se ilustra en la FIGURA 2-1.

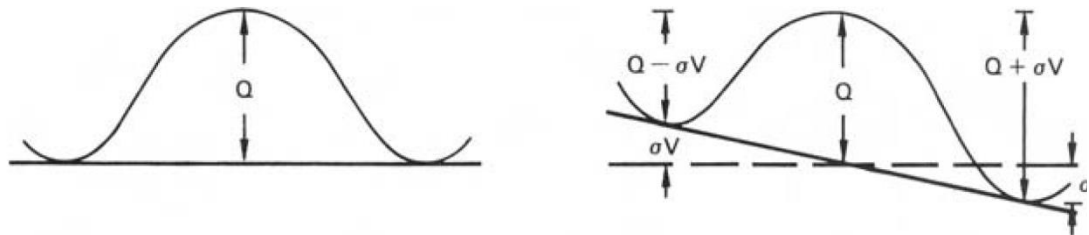


FIGURA 2-1. Ilustración esquemática de una barrera de activación al deslizamiento de dislocaciones y el efecto del esfuerzo aplicado en la superación de dicha barrera. (Hosford and Cadell, 2007).

La FIGURA 2-1 ilustra una barrera al proceso controlante de la deformación plástica, el cual pudiera ser deslizamiento cruzado de dislocaciones de tornillo, ascenso de dislocaciones de borde, etc. Si se asume que la dislocación se mueve de izquierda a derecha, en ausencia de un esfuerzo aplicado, la barrera de activación tiene una altura Q y la tasa a la cual dicha barrera es superada es proporcional a $\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$. Si las posiciones tanto a la izquierda como a la derecha de la barrera son igualmente estables, la tasa de superación de la barrera de derecha a izquierda sería igual a la tasa de izquierda a derecha, por lo que no habría movimiento neto de dislocaciones.

Sin embargo, sí se aplica un esfuerzo σ de izquierda a derecha, la energía a la

izquierda se eleva en una cantidad igual a σV , donde V representa lo que se conoce como el volumen de activación, mientras que a la derecha la energía es disminuida en la misma cantidad, σV . Por lo tanto, la tasa de superación de la barrera de izquierda a derecha sería proporcional a $\exp\left(-\frac{(Q-\sigma V)}{RT}\right)$, mientras que de derecha a izquierda, la tasa sería proporcional a $\exp\left(-\frac{(Q+\sigma V)}{RT}\right)$. Por lo tanto, la tasa neta vendría dada por:

$$\dot{\epsilon} = C \left\{ \exp\left[-\frac{(Q-\sigma V)}{RT}\right] - \exp\left[-\frac{(Q+\sigma V)}{RT}\right] \right\} \quad (2.10)$$

Es decir:

$$\dot{\epsilon} = C \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \left\{ \exp\left[\frac{\sigma V}{RT}\right] - \exp\left[-\frac{\sigma V}{RT}\right] \right\} \quad (2.11)$$

Ó, simplemente:

$$\dot{\epsilon} = 2C \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \cdot \sinh\left(\frac{\sigma V}{RT}\right) \quad (2.12)$$

En base a algunas consideraciones teóricas y para describir mejor los datos experimentales, la ECUACION (2.12) fue modificada a la siguiente forma (Garofalo, 1963; Garofalo, 1965; Sellars and Tegart, 1966; Sellars and Tegart, 1972; Jonas et al., 1969):

$$\dot{\epsilon} = A \cdot [\sinh(\alpha\sigma)]^m \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2.13)$$

La ecuación anterior es ampliamente conocida como *ecuación seno hiperbólico* o simplemente como modelo de *Sellars-Tegart-Garofalo (STG)* y la misma ha sido utilizada exitosamente para la correlación tanto de datos de fluencia lenta de estado estacionario como de trabajo en caliente, en un amplio espectro de temperaturas y tasas de deformación. En la ecuación anterior, A representa la constante pre-exponencial, mientras que α y m son constantes propias del material. Es importante observar que si el producto $\alpha\sigma$ es muy pequeño, $\sinh(\alpha\sigma) \cong \alpha\sigma$, por lo que la ECUACIÓN (2.13) se reduciría a:

$$\dot{\epsilon} = A \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \cdot (\alpha\sigma)^m \quad (2.14)$$

o, lo que es lo mismo:

$$\sigma = A' \cdot (\dot{\epsilon})^m \cdot \exp\left(-\frac{mQ}{RT}\right) \quad (2.15)$$

La ECUACIÓN (2.15) se conoce como la *ley potencia* y generalmente se aplica para la correlación de datos de esfuerzo obtenidos a muy altas temperaturas y bajas tasas de deformación. Por otra parte, si el producto $\alpha\sigma$ es muy grande, $\sinh(\alpha\sigma) \cong \exp\left(\frac{\alpha\sigma}{2}\right)$, por lo que la ECUACIÓN (2.13) se reduciría a:

$$\dot{\epsilon} = C \cdot \exp(\beta\sigma) \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad \text{Ec. 2.16}$$

Relación que es conocida como la *ley exponencial*, la cual se aplicaría en el caso de esfuerzos elevados, es decir, característicos de altas tasas de deformación y bajas temperaturas. En este caso, β representa una constante propia del material. Las constantes α , β y m se encuentran relacionadas entre sí a través de: $\beta = \alpha m$. Por lo tanto, la *ley seno hiperbólico* o modelo de *STG* engloba ambas condiciones.

La FIGURA 2-2 ilustra un ejemplo de la aplicación del modelo de *STG* para los datos correspondientes al esfuerzo pico y su correlación con el parámetro de *Zener-Hollomon* para austenita con 0,25 % C (Sellars and Tegart, 1972).

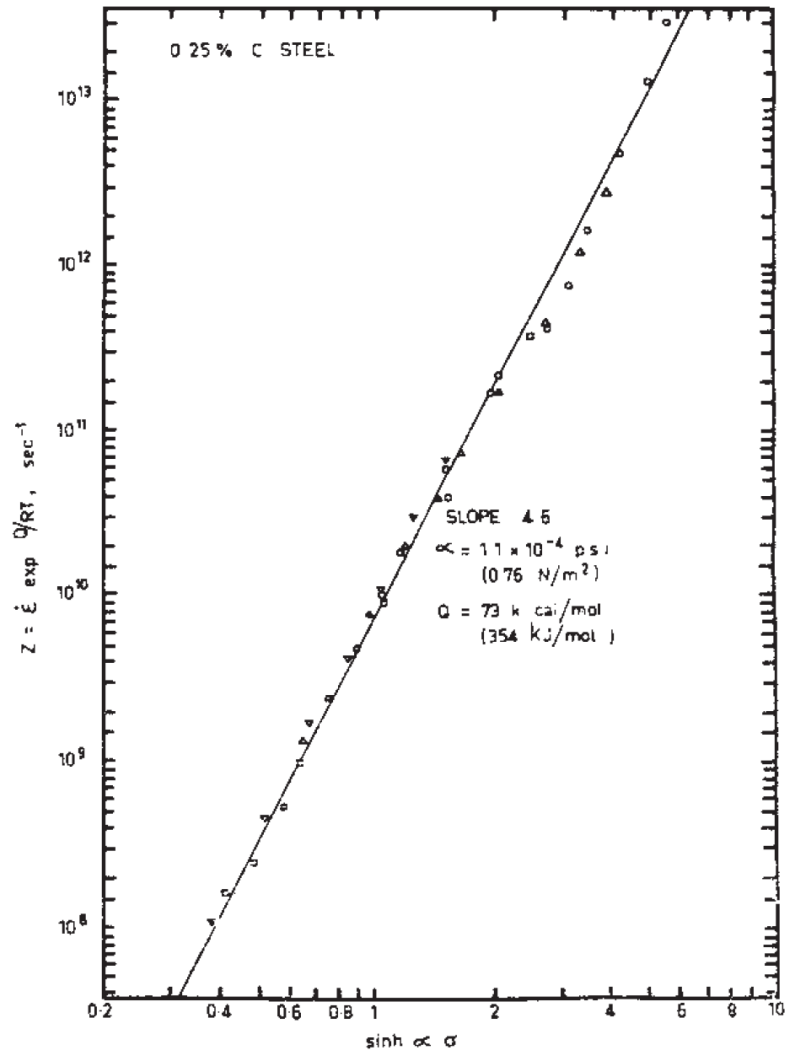


FIGURA 2-2. Aplicación del modelo de STG para los datos correspondientes al esfuerzo "pico" y su correlación con el parámetros de Zener-Hollomon para austenita con 0,25 % C (Sellars and Tegart, 1972).

2.3 Breve descripción del efecto del contenido de carbono en la resistencia mecánica del acero deformado en caliente.

Si bien la metalurgia física de las aleaciones en general y en particular la de los aceros es bien conocida, existen ciertos aspectos que permanecen todavía en discusión. Por ejemplo, en los procesos de conformado en frío se conoce con cierta precisión el papel que juega la composición química en las propiedades mecánicas de los aceros. Sin embargo, cuando se pretende averiguar qué papel desempeñan los elementos aleantes en la deformación en caliente, es posible advertir que en este caso no es tan abundante la información.

A la hora de cuantificar la influencia de la composición química sobre los fenómenos involucrados en la deformación en caliente de aceros, el elemento predominante y que ha recibido mayor atención es el *C*. A continuación se presentan algunos trabajos relacionados con el efecto del contenido de carbono en el conformado en caliente de aceros, que sirven de marco referencial al presente trabajo de investigación.

Feltham [1953], realizó investigaciones sobre aceros al carbono, con contenidos de dicho elemento que variaban en un intervalo comprendido entre 0,05 % y 1,15 % en el campo austenítico, encontrando que el *C* provoca un ablandamiento de la austenita. A conclusiones similares llegaron *Mead y Birchenall [1956]*. Estos autores plantean que el ablandamiento observado en los aceros estudiados obedece al efecto del *C* sobre la energía de activación y el coeficiente de difusión, hallando que mientras la difusividad aumenta con un aumento del contenido de carbono, la energía de activación disminuye.

En este sentido, *Medina y Hernández [1996]* proponen que todos los elementos en solución tienen un efecto endurecedor en el acero; a excepción del *C*, que manifiesta un ligero efecto ablandador. En sus estudios, llevados a cabo en aceros de baja aleación, reportaron una expresión que relaciona la energía de activación con los contenidos de aleación. Allí demuestran que el *C* contribuye levemente a disminuir la misma, mientras que el *Si* y el *Mn* la aumentan. Una visión distinta a

estos autores es la propuesta por *Colas [1997]*, quien también plantea una ecuación para la energía de activación, en la cual sugiere que tanto el *C*, como el *Si* y el *Mn*, contribuyen a aumentar la misma, siendo el *C* el más influyente. Así mismo, menciona que las posibles discrepancias en literatura acerca del efecto de los elementos de aleación y en particular el *C*, sobre la esfuerzo de fluencia, pueden ser debidas al método de ensayo utilizado.

En el mismo año, *Jaipal et al. [1997]*, confirman que el efecto del *C* es dependiente de las condiciones de deformación (temperatura y velocidad de deformación) relacionadas a través del parámetro *Z* (parámetro de Zener-Hollomon, *Zener y Hollomon [1944]*). Afirman que para bajos valores de *Z* —altas temperaturas y bajas velocidades de deformación— el *C* reduce el esfuerzo de fluencia; mientras que para condiciones opuestas y más cercanas a las condiciones operativas a nivel industrial —altas velocidades y bajas temperaturas— el efecto generado por el *C* es opuesto, es decir, provoca un aumento importante en el valor del esfuerzo. Este comportamiento es explicado en términos de las velocidades de autodifusión. El investigador señala que, para bajos valores de *Z*, el *C* puede afectar las velocidades de autodifusión de los átomos de hierro y esto incrementa la cinética de recuperación dinámica, lo que promueve una disminución en los esfuerzos.

Por otra parte, *Puchi [2005]* plantea una investigación conducente a la interpretación del efecto de debilitamiento de los aceros, producto de la adición de *C*, cuando estos son deformados a alta temperatura, utilizando para ello el modelo del *Umbral Mecánico del Esfuerzo* como parámetro estructural. Como hipótesis, el autor plantea la influencia del *C* en base a dos componentes distintas: uno que surge como resultado de la interacción de dislocaciones con átomos de *C* y otro que resulta de la interacción de la dislocación entre ellas y el arreglo de las subestructuras que estas forman, a partir de la ocurrencia de fenómenos de recuperación dinámica.

Los resultados, reportados por *Puchi [2005]*, indican que el ablandamiento del acero, durante el conformado en caliente, es producto de la disminución combinada de las dos componentes anteriormente descritas, como consecuencia del incremento

en el contenido de carbono. Adicionalmente, otro efecto reportado por el autor está relacionado con una posible disminución en la tasa de endurecimiento por deformación, debido a un aumento en la tasa de recuperación dinámica, la cual tiene lugar si se produce un aumento de la autodifusividad de hierro en austenita con la adición de *C*.

En el mismo orden de ideas, pero evaluando otras características del material, *Wray [2009]* estudió el efecto del *C* sobre el comportamiento a la fluencia de aceros al carbono y determinó que con incrementos de *C* se favorece el crecimiento de grano de la austenita, lo que a su vez contribuye a provocar una caída del esfuerzo de fluencia. Además, encontró que incrementos de *C* generan una disminución en la velocidad de endurecimiento por deformación de estos materiales, probablemente debido a la recuperación dinámica alcanzada, que se relaciona a su vez con la expansión sufrida por la red cristalina a causa del *C*. Previamente, este mismo autor (*Wray [1996]*), estudiando el efecto de la composición química y el tamaño de grano inicial sobre la recrystalización de la austenita en aceros al carbono, halló que el *C* retarda levemente el inicio de la recrystalización. Así mismo, esta cinética es reducida por el efecto de los elementos aleantes, en solución sólida, siendo de ellos el más importante el *C*, seguido en orden de importancia por *Ni*, *Mn*, *Si* y *P*.

En fecha más reciente, *Valera [2012]* asevera que el carbono afectará el comportamiento en caliente de los aceros, en la medida de sus posibilidades de difusión en la red cristalina y su interacción con otros átomos —intersticiales y/o sustitucionales— y/o dislocaciones. En su trabajo, *Varela* concluye que el *C* ejerce un efecto ablandador y que, para los niveles de aleación utilizados, el porcentaje de ablandamiento promedio por unidad de *C* es de 36 %, con una desviación estándar de 5 %. Al mismo tiempo se advierte del efecto endurecedor que ejercen el *Si* y el *Mn* —del 30 % y 5 % respectivamente— con una desviación estándar de 6 %. Por tanto, al momento de afectar la tensión máxima de fluencia, los elementos con mayor influencia son el *C* y el *Si*, presentando efectos opuestos, mientras que el *Mn* contribuye en menor proporción al endurecimiento.

Finalmente, *Lien y Quan [2014a]*, estudiaron el comportamiento de varios tipos de aceros a partir de ensayos de compresión, particularmente trabajaron con un acero *C-Mn* (0,36 C - 1,42 Mn) y dos aceros microaleados al *Nb* (0,35 C - 1,41 Mn - 0,044 Nb y 0,055 C - 1,42 Mn - 0,036 Nb). Estos aceros fueron ensayados a temperaturas que oscilan entre 900 °C y 1100 °C, y las velocidades de deformación utilizadas van desde 0,005 s⁻¹ a 10 s⁻¹. Todos los ensayos se llevaron a cabo en un simulador termomecánico *Gleeble-1500*. En este estudio se encontró que el esfuerzo de fluencia del acero *C-Mn* fue el más bajo, lo cual fue explicado por la presencia de *Nb*. Este elemento puede aumentar efectivamente el esfuerzo de fluencia durante la deformación en caliente. Cuando se comparan los dos aceros al *Nb*, el acero 0,055 C - 1,42 Mn - 0,036 Nb tiene un mayor esfuerzo de fluencia que el acero 0,35 C - 1,41 Mn - 0,044 Nb, lo que sugiere que el C genera un efecto de ablandamiento. Adicionalmente, se estudiaron algunos puntos característicos de la curva esfuerzo deformación de estos aceros. Los resultados mostraron que el C puede reducir el esfuerzo crítico y el esfuerzo de estado estacionario y, por lo tanto, promover la ocurrencia de la recrystalización dinámica; mientras que la adición de *Nb* puede aumentar de manera efectiva la deformación máxima y el esfuerzo de estado estacionario de los aceros y, en consecuencia, retrasar claramente la aparición de la recrystalización dinámica.

De igual forma estos autores (*Lien y Quan, 2014b*), realizaron un estudio similar al citado anteriormente, pero ahora en aceros microaleados al V, con bajos y medios contenidos de C. Las temperaturas de ensayo estuvieron entre 900 °C y 1100 °C, velocidades de deformación de 0,005 s⁻¹ a 10 s⁻¹ y también se utilizó un equipo *Gleeble-1500*. En este caso se encontró que el aumento del contenido de C redujo el valor del esfuerzo de fluencia cuando se ensayó a bajas velocidades de deformación; mientras que a mayores velocidades de deformación, la adición de C condujo a un mayor esfuerzo de fluencia, especialmente en la etapa inicial de deformación.

Así mismo, fueron desarrolladas las ecuaciones constitutivas correspondientes para cada acero estudiado. Los resultados mostraron que la adición de C tiene la

tendencia a reducir la energía de activación de la deformación en caliente, así como también disminuye la tasa de endurecimiento por deformación, cuando se ensaya a velocidades de deformación relativamente bajas. Finalmente, del análisis realizado en relación a la recristalización dinámica, se mostró que la adición de *C* puede acelerar la aparición y la tasa de recristalización dinámica.

2.4 Breve descripción del proceso de forja en caliente de componentes de acero.

En muchos sentidos la forja de aceros ha sido un proceso de naturaleza empírica, basado en las prácticas de ensayo y error. Sin embargo, esto ha cambiado significativamente debido a la aplicación en la ingeniería, aspectos relacionados con la mecánica de los medios continuos y los avances del modelado asistido por computadora, entre otras cosas. En el presente capítulo se pretende dar una visión general del proceso de forja en aceros y la visión de la forja como sistema o conjunto de operaciones de conformado, finalizando con algunas particularidades del comportamiento de los aceros durante el conformado.

El proceso de forja.

Como operación de transformación o manufactura, es un proceso de conformado por deformación plástica que puede realizarse en caliente o en frío, y en el que la deformación del material se produce por fuerzas de compresión originadas por el impacto o presión entre dos matrices. El objetivo de la forja es obtener una pieza con una forma compleja deformando una pieza de geometría simple, comúnmente denominada tocho.

Este proceso de conformado se realiza en operaciones rápidas y generalmente no genera pérdida de material, bien sea que la pieza final se obtenga en una o varias etapas. En consecuencia, la forja ofrece grandes ahorros de energía y material, especialmente cuando se emplea en grandes producciones. Además, para un determinado peso y geometría, las piezas producidas por forja presentan propiedades mecánicas y metalúrgicas muy superiores a las obtenidas a partir de operaciones de colada o mecanizado.

Si bien es cierto que la forja es una tecnología basada fundamentalmente en la experiencia, la industria de la forja ha sido capaz de garantizar productos complejos, los cuales son fabricados conforme a normas muy exigentes y en un número importante de aleaciones, tanto tradicionales como de reciente desarrollo.

Ahora bien, en la mayoría de los casos, son necesarias varias operaciones de preformado para transformar la forma inicial del tocho en una geometría compleja. Con una adecuada secuencia de operaciones se busca garantizar que el material pueda admitir las deformaciones en cada paso, sin que este se deteriore. Todas estas operaciones de preformado, es decir, todo el conjunto de pasos o etapas necesarias para lograr la pieza final o producto, constituyen en sí mismas la Forja. Es por ello que muchos autores sugieren considerar a la forja como un sistema de conformado y no como una operación simple y aislada.

Dentro de estas consideraciones preliminares, es conveniente acotar que el objetivo más importante de cualquier método de desarrollo u optimización de estos procesos de conformado es el de contribuir en el diseño de las distintas secuencias de preformado que implica la operación de forja. Este diseño consiste esencialmente en: (a) el establecimiento de las relaciones cinemáticas: formas, velocidades, velocidades de deformación, tensiones, etc; (b) el establecimiento de los límites de conformabilidad, es decir, la determinación de si es posible o no producir la pieza; y (c) predecir tanto las cargas y como las tensiones necesarias para realizar las operaciones de forja.

Sin embargo, debemos señalar que los fenómenos que describen estas operaciones de forja, a menudo, son difíciles de expresar a partir de modelos, bien sean estos de base física o empíricos. En este caso, para garantizar los puntos citados anteriormente, en relación al diseño de las operaciones de forja, es necesario establecer las relaciones que existen entre las condiciones o variables del proceso y: la deformación del metal, la fricción en las interfaces de los materiales involucrados (pieza de trabajo y matriz), la generación de calor en la herramienta y la consecuente transferencia de energía térmica durante el flujo plástico, y las relaciones de microestructura y/o propiedades; lo cual es en ocasiones realmente complejo, tanto en su análisis como en la predicción.

Las operaciones de forja como sistema

Para la comprensión, el diseño y la optimización de las operaciones de forja, es útil considerar los procesos de forja como un sistema y adicionalmente clasificar estos procesos de forma adecuada (Altan et ál., 1983).

Un sistema de forjado comprende todas las variables de entrada, tales como geometría y material constitutivo, tanto de la pieza inicial como de las herramientas de conformado; así como también las condiciones en la interfaz herramienta/material, la consideración de los mecanismos asociados con la deformación plástica, el equipo utilizado, las características del producto final, y por último, el ambiente de la planta donde el proceso se está realizando.

El enfoque de sistemas en la forja permite el estudio de las relaciones de entrada y salida, y el efecto de las variables del proceso en la calidad del producto, incluyendo la economía del proceso como tal. Según la literatura especializada, la clave para una operación de forja exitosa, es decir, la obtención de la forma y las propiedades deseadas, radica en la comprensión y el control de la deformación del metal.

Un aspecto en el cual coinciden, tanto investigadores como gente relacionada al medio industrial, es que la dirección del flujo de metal y la magnitud de la deformación y la temperatura, influyen en gran medida en las propiedades de los componentes forjados. Por ejemplo, el flujo de metal determina tanto las propiedades mecánicas relacionadas con la deformación, así como también la formación de defectos, tales como grietas y pliegues.

A continuación citaremos este conjunto de variables del proceso que, de una u otra manera, influye en la rentabilidad del proceso productivo y la calidad del producto:

1. Características de las materias primas (tocho, palanquillas etc.): Para un material en específico, definido desde el punto de vista químico y una deformación dada, las principales variables asociadas a dicho material que deben ser

tomadas en cuenta en el análisis de un proceso de forja son: el esfuerzo de fluencia, el historial termo-mecánico y la correspondiente microestructura desarrollada, y la forjabilidad en varias direcciones (anisotropía). Ahora bien, por lo general, para una microestructura dada, el esfuerzo de fluencia σ se expresa como una función de la deformación ε , tasa de deformación $\dot{\varepsilon}$ y la temperatura T , de acuerdo a:

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

Por otra parte, debemos tener en cuenta que la forjabilidad o conformabilidad del material, la cual se define como la capacidad del metal para deformarse sin que ocurra una falla, depende principalmente de: (a) las condiciones existentes durante el proceso de deformación (tales como la temperatura, velocidad de deformación, esfuerzos, y el historial de deformación) y (b) variables materiales (tales como la composición, porosidad, inclusiones y microestructura inicial). Además, se cree que la forjabilidad mejora a altas velocidades de deformación debido al aumento de calor por la deformación producida a esas velocidades de deformación. Sin embargo, es conveniente tener en cuenta que aumentos excesivos de temperatura durante la deformación en caliente, pueden dar lugar a la fusión incipiente, lo que puede reducir la forjabilidad y desmejorar las propiedades mecánicas.

Finalmente, el espesor de la sección y la complejidad de la forma están limitados principalmente por el enfriamiento que se produce cuando la pieza de trabajo calentada entra en contacto con las matrices frías. Por esta razón, el equipo debe tener tiempos de contacto con la matriz relativamente cortos. Esto se cumple en operaciones con herramientas como los martillos, por lo que se prefieren a menudo para forjar formas intrincadas en acero.

2. Herramientas y Equipos: La selección de una máquina para un proceso dado, está influenciada por el tiempo, la precisión y las cargas. Esta selección óptima del equipo requiere la consideración de todo el sistema de forjado, incluyendo el tamaño del lote, condiciones en la planta, los efectos ambientales y requisitos de mantenimiento; así como los requisitos de la pieza y el proceso específico bajo consideración. Dentro de las variables asociadas a la herramienta, específicamente

incluyen (a) el diseño y la geometría, (b) acabado de la superficie, (c) la rigidez y (d) las propiedades mecánicas y térmicas en condiciones de uso.

3. Fricción y lubricación en la interface matriz/pieza: Cabe destacar que los mecanismos de contacto y las condiciones de fricción en la interfaz son muy complejos. Una forma básica de expresar cuantitativamente la fricción es a través de un coeficiente de fricción μ_d , o el factor de fricción de cizalladura n , a partir de la siguiente expresión del esfuerzo asociado a la componente friccional τ :

$$\tau = \mu_d \sigma_n$$

o

$$\tau = f \bar{\sigma} = \frac{n}{\sqrt{3}} \bar{\sigma}$$

donde σ_n es el esfuerzo normal en la interfaz, $\bar{\sigma}$ es el esfuerzo de fluencia del material deformado y f es el factor de fricción definido como: $f = \frac{n}{\sqrt{3}}$

Existen varios métodos de evaluación de la fricción, es decir, para estimar el valor de μ_d o n . En la forja en particular, las pruebas más utilizadas son las pruebas de compresión de anillo, prueba de pico y la prueba de extrusión en frío.

4. Zona de deformación y mecanismos de deformación: En la forja, el material se deforma plásticamente para generar la forma del producto deseado. Este flujo de metal está influenciado principalmente por (a) la geometría de la herramienta, (b) las condiciones de fricción, (c) características de la materia prima y (d) las condiciones térmicas existentes en la zona de deformación. Los mecanismos de deformación —el flujo de metal, la deformación, la tasa de deformación y los esfuerzos— pueden ser correlacionados mediante el uso de métodos tanto analíticos como numéricos.

5. Geometría, producto y propiedades: La macro y micro-geometría del producto, es decir, sus dimensiones y el acabado superficial, son influenciados por las variables de proceso. Así mismo, las condiciones de procesamiento (temperatura, deformación, tasa de deformación) determinan las variaciones microestructurales que tiene lugar durante la deformación y por ende en las propiedades del producto final. En consecuencia, un enfoque de sistemas realistas, debe incluir la consideración de (a) las relaciones entre las propiedades y la microestructura del material y (b) las influencias de las variables del proceso en las variaciones microestructurales.

De las consideraciones anteriormente expuestas, está claro que existe una necesidad de contar o desarrollar modelos constitutivos confiables que permitan correlacionar todas las variables antes citadas, al menos, las que son inherentes al material que se procesa y las que definen las condiciones de deformación durante la operación de forja.

Métodos Analíticos para el cálculo de las carga en forja.

En este apartado se repasará brevemente algunos de los métodos analíticos generalmente utilizados en el estudio de cualquier proceso de deformación metálica. Se comentarán sus fundamentos y orígenes, así como sus respectivos campos de aplicación (Kobayashi, 1960; Wagoner, 2005).

Estos métodos analíticos se establecen a partir de combinaciones operativas entre los diferentes recursos teóricos disponibles y una serie de hipótesis simplificadoras. La complejidad de los fenómenos físicos, que tienen lugar durante los procesos de conformado por deformación plástica en los materiales metálicos, hacen muy difícil tanto su tratamiento teórico como matemático. Las hipótesis más usualmente adoptadas en los análisis de procesos de conformado plástico son: la aceptación de incompresibilidad del material; el comportamiento elasto-plástico, sin endurecimiento del mismo; la deformación homogénea; la consideración de deformación plana o, en su defecto, situaciones axisimétricas; ausencia de rozamiento, y si es considerado, de valor constante; la consideración de

homogeneidad en la estructura y en el estado metalúrgico del material; y por último establecer como despreciable el efecto causado por la velocidad de deformación.

No todas las hipótesis planteadas representan el mismo grado de alejamiento de la realidad durante el proceso de deformación. Si bien unas son perfectamente asumibles, dentro de los intervalos de aplicación de los procesos de deformación, otras son de difícil aceptación. Ejemplo de ello es la consideración de deformación homogénea, sobre todo en aquellos casos de deformación severa, donde se pone de manifiesto de una forma relevante dos causas de “no homogeneidad”, como son la distorsión interna y el rozamiento externo.

Las soluciones a los problemas de conformado de metales pueden ser obtenidas solo si se siguen un conjunto de reglas, de las cuales podemos citar las siguientes:

- Las ecuaciones diferenciales de equilibrio para el tensor de esfuerzos deben satisfacerse en todo punto del cuerpo deformado.
- Debe de mantenerse la continuidad del flujo de material, es decir, el volumen ha de mantenerse constante.
- Las relaciones entre los esfuerzos internos y la deformación deben ser conocidas.
- Las condiciones de contorno deben ser satisfechas, incluyendo la influencia del rozamiento sobre la superficie de contacto entre la pieza y la herramienta.

Cuando todas estas condiciones se cumplen, la solución completa y única determina el estado de los esfuerzos y de las deformaciones sobre la pieza completa. Como se ha indicado, la conjunción de herramientas matemáticas teóricas para la modelización del continuo, la caracterización del comportamiento plástico de los materiales metálicos y la imposición de determinadas hipótesis, conduce a la siguiente clasificación de métodos analíticos implicados en el estudio de los procesos de conformado por deformación plástica (Sánchez-Pérez, 1983):

1. Método de deformación homogénea.
2. Método del campo de líneas de deslizamiento (*slip-line field method*).
3. Método del límite superior (*upper bound method*).
4. Método del límite inferior (*low bound method*).
5. Método de análisis local de tensiones (*slab method*).
6. Método de elemento finito

En el estudio del comportamiento del material mediante el análisis por *deformación homogénea*, por ejemplo, supone que las secciones rectas antes de sufrir la deformación permanecen rectas una vez producida esta. Bajo esa consideración no se toman en cuenta los esfuerzos asociados a la fricción. Para conocer estos esfuerzos es preciso tener en cuenta expresiones que permitan cuantificarlos.

El método del *campo de líneas de deslizamiento* —fundamentado en las ecuaciones de *Hencky*— se utiliza con el fin de poder calcular la contribución del fenómeno de la distorsión de la energía total del proceso. Este relaciona la variación de la presión hidrostática a lo largo de estas líneas de deslizamiento con la curvatura de las mismas.

Para su aplicación, este método necesita la definición previa de la geometría de un campo de líneas de deslizamiento tal que cumpla las condiciones de continuidad y velocidad en la zona en que tiene lugar el proceso de deformación. Entre ellos cabe distinguir el método del *límite superior*, que se basa en la consideración de un campo de velocidades cinemáticamente admisible o independiente de las consideraciones tensionales; y el método del *límite inferior* que, por el contrario, se basa en el establecimiento de unas consideraciones de esfuerzo estáticamente admisibles sin necesidad de aplicación de las restricciones del flujo en la zona de deformación.

Ahora bien, a continuación se desarrollarán dos de las metodologías mencionadas anteriormente, que son comúnmente aplicadas en el análisis de esfuerzos en estos procesos de conformado, a saber: el cálculo de las cargas de forja a partir de las tensiones locales, en el caso particular para un disco circular plano, y seguidamente se comentarán algunos principios elementales para el análisis del problema a partir del método de los elementos finitos.

Determinación de las cargas de forja, mediante el cálculo de las tensiones locales en un disco circular plano.

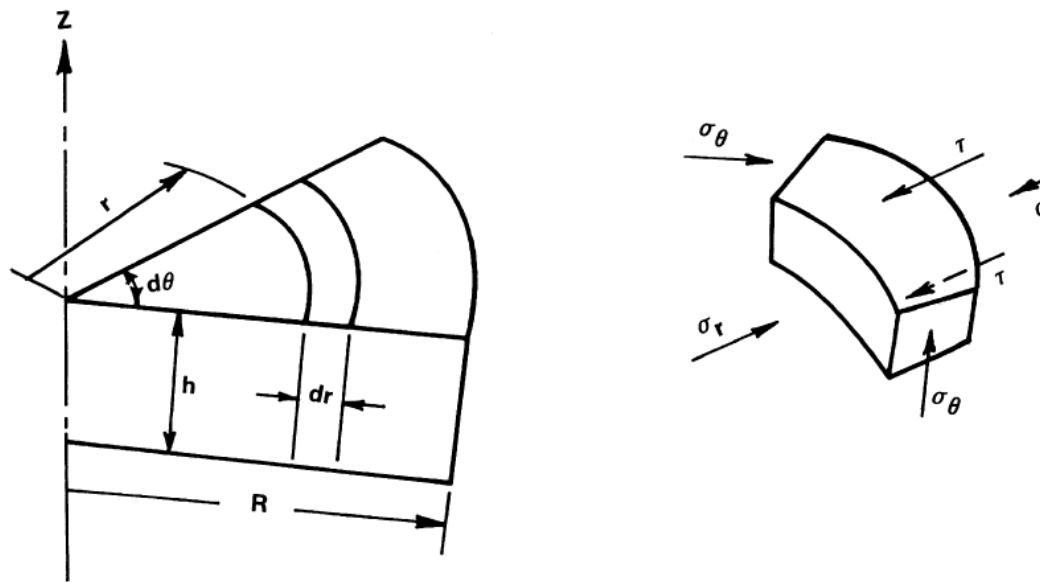


FIGURA 2-3. Equilibrio de fuerzas para la condición axial simétrica.

Suponiendo que σ_r y σ_θ son constantes a través del espesor del disco, el equilibrio radial supone que:

$$(\sigma_r + d\sigma_r)h(r + dr)d\theta - \sigma_r h r d\theta - 2\sigma_\theta h dr \sin \frac{d\theta}{2} - 2\tau_{zr} r d\theta dr = 0$$

$$\sigma_r h d\theta + \sigma_r h dr d\theta + d\sigma_r h r d\theta - \sigma_r h r d\theta - \sigma_\theta h dr d\theta - 2\tau_{zr} r d\theta dr = 0$$

$$\sigma_r h dr + d\sigma_r h r - \sigma_\theta h dr - 2\tau_{zr} r dr = 0$$

Es razonable suponer que σ_r, σ_θ y $\sigma_z (= -p)$ sean los esfuerzos principales. Además y se puede demostrar que el estado de esfuerzos es cilíndrico, con $\sigma_r = \sigma_\theta$. Cualquier criterio de fluencia sugiere que:

$$\sigma_r - \sigma_z = Y; \quad \sigma_r + P = Y$$

Entonces la ecuación derivada inicialmente, se convierte, tomando $\tau_{zr} = \mu P$, como el rozamiento por deslizamiento, en:

$$-hdP - 2\mu Pdr = 0$$

$$\ln P = \frac{2\mu}{h}r + \text{constante.}$$

La constante de integración, se puede calcular a partir de la condición de borde que para $r = D/2$; $\sigma_r = 0$, $P = Y$, entonces:

$$\frac{P}{Y} = e^{\frac{2\mu}{h}\left(\frac{D}{2}-r\right)}$$

Con frecuencia en la forja en caliente, el rozamiento aumenta hasta la condición de adherencia, entonces:

$$\tau_{zr} = k; \quad -hdP - 2kdr = 0$$

$$P = -\frac{2k}{h}r + \text{constante}$$

Para $r = D/2$; $\sigma_r = 0$, y $P = Y$

$$P = Y + \frac{2k}{h}\left(\frac{D}{2} - r\right)$$

$$\frac{P}{Y} = 1 + \frac{1.15}{h}\left(\frac{D}{2} - r\right)$$

Estas serían las expresiones simplificadas para la determinación de las cargas de forja, mediante el cálculo de las tensiones locales, en un disco circular plano.

Método de elementos finitos en la forja de metales.

El enfoque básico del método de los elementos finitos (FE) es una discretización estructurada de la siguiente manera (Kobayashi et ál., 1989):

- Un número de puntos finitos se identifican en el dominio de la función, los valores de la función y de sus derivadas.
- El dominio de la función se representa aproximadamente por una colección finita de subdominios denominados elementos finitos. El dominio es entonces un conjunto de elementos conectados entre sí adecuadamente en sus fronteras.
- La función se aproxima a nivel local dentro de cada elemento por funciones continuas que se describen de forma única en términos de los valores de los puntos nodales asociados a lo particular.

Ahora bien, generalmente el camino a la solución de un problema de elementos finitos consta de cinco pasos específicos: (1) la identificación del problema, (2) la definición del elemento, (3) el establecimiento de la ecuación elemental, (4) el conjunto de ecuaciones elementales, y (5) la solución numérica de las ecuaciones globales. La formulación de las ecuaciones elementales se realiza a partir de una metodología específica: (a) método directo, (b) el método variacional, (c) método de residuos ponderados, y (d) a partir del enfoque de balance de energía.

Las principales ventajas de los elementos finitos son:

- La capacidad de obtener soluciones detalladas de la mecánica en un cuerpo en deformación, es decir, velocidades, formas, esfuerzos, deformaciones, temperaturas, o distribuciones de presión de contacto.
- El hecho de que a partir de un código, una vez escrito, se puede utilizar para una gran variedad de problemas, simplemente cambiando los datos de entrada

Bases para la formulación de elementos finitos

La base para este tipo de cálculo y respectivas formulaciones, usando por ejemplo, el enfoque variacional, es formular el conjunto adecuado de ecuaciones en función de relaciones constitutivas específicas. El método, requiere que exista un número de velocidades admisibles U_i que satisfagan las condiciones de compatibilidad e incompresibilidad, así como las condiciones de contorno adecuadas. La solución real viene dada por la siguiente expresión para un material rígido-plástico (Kobayashi et ál., 1989):

$$\pi = \int_V \bar{\sigma} \dot{\varepsilon} dV - \int_{S_F} F_i U_i dS$$

Mientras que para un material rígido-viscoplástico está dado por:

$$\pi = \int_V E(\dot{\varepsilon}_{ij}) dV - \int_{S_F} F_i U_i dS$$

donde $\bar{\sigma}$ es el esfuerzo efectivo, $\dot{\varepsilon}$ es la velocidad de deformación efectiva, F_i representa las tracciones de superficie, $E(\dot{\varepsilon}_{ij})$ es la función de trabajo, y V y S el volumen y la superficie de la pieza de trabajo a ser deformada, respectivamente. La solución del problema del valor de frontera original se obtiene entonces a partir de la solución del problema variacional dual, donde la variación de primer orden de la funcional es despreciable, de este modo tenemos que:

$$\delta\pi = \int_V \bar{\sigma} \delta\dot{\varepsilon} dV - \int_{S_F} F_i \delta U_i dS = 0$$

donde $\bar{\sigma} = f(\varepsilon)$ y $\bar{\sigma} = f(\varepsilon, \dot{\varepsilon})$ para los materiales rígido-plásticos y rígido-viscoplásticos, respectivamente.

Para el caso particular de la forja, la formulación debe tener en cuenta la gran deformación plástica, incompresibilidad, el contacto de la pieza-herramienta y la temperatura. Esta última cuando sea necesaria.

Entre las ecuaciones básicas que se deben cumplir, se encuentra: la ecuación de equilibrio, la condición de incompresibilidad y la relación constitutiva. Al aplicar

el método de penalización, la velocidad sería la variable de la solución primaria y la ecuación variación tendría la forma (Li et ál., 2001):

$$\delta\pi(V) = \int_V \bar{\sigma} \delta \dot{\epsilon} dV + K \int_V \dot{\epsilon}_V \delta \dot{\epsilon}_V dV - \int_{S_F} F_i \delta U_i dS = 0$$

donde K es una constante de penalización y esta es positiva.

Un método alternativo de eliminación de la condición de incompresibilidad es utilizar un multiplicador de Lagrange (Washizu, 1968 y Lee et ál., 1973) y la modificación del funcional incorporando el término $\int \lambda \dot{\epsilon}_V dV$, donde $\dot{\epsilon}_V = \dot{\epsilon}_{ii}$, es la velocidad de deformación volumétrica. Entonces:

$$\delta\pi = \int_V \bar{\sigma} \delta \dot{\epsilon} dV + \int_V \lambda \delta \dot{\epsilon}_V dV + \int_V \dot{\epsilon}_V \delta \lambda dV - \int_{S_F} F_i \delta U_i dS = 0$$

En la formulación mixta, tanto la velocidad como la presión son variables de la solución y son considerados en la siguiente ecuación variacional (Li et ál., 2001),

$$\delta\pi(V, P) = \int_V \bar{\sigma} \delta \dot{\epsilon} dV + \int_V P \delta \dot{\epsilon}_V dV + \int_V \dot{\epsilon}_V \delta P dV - \int_{S_F} F_i \delta U_i dS = 0$$

donde P es la presión. Las ecuaciones antes descritas, se pueden convertir en un conjunto de ecuaciones algebraicas mediante la utilización de los procedimientos estándar de discretización FEM. Ahora bien, debido a la no linealidad implícita en las propiedades del material y las condiciones de contacto (fricción), se obtiene esta solución de manera iterativa. Por otra parte, la distribución de la temperatura de la pieza de trabajo y/o matrices se puede obtener fácilmente mediante la resolución de la ecuación de balance de energía utilizando el método de residuos ponderado, de la siguiente forma (Li et ál., 2001):

$$\int_V k T_{ij} \delta T_{ij} dV + \int_V \rho c \dot{T} \delta T dV - \int_V \alpha \bar{\sigma} \dot{\epsilon} \delta T dV = \int_S q_n \delta T dS$$

donde k es la conductividad térmica, la temperatura T , ρ la densidad, c el calor específico, α una fracción de la energía de deformación que se convierte en calor, y

q_n el flujo de calor normal a la frontera, incluyendo la pérdida de calor al medio ambiente y el calor por fricción entre dos objetos en contacto.

Usando discretización FEM, también se puede convertir a un sistema de ecuaciones algebraicas y puede resolverse mediante métodos estándar. En la práctica, las soluciones de problemas mecánicos y térmicos se acoplan de una manera escalonada, (Li et ál., 2001).

CAPÍTULO III

MATERIALES Y METODOLOGÍA DE ANÁLISIS EMPLEADO

A continuación se presenta de forma detallada la metodología utilizada en el presente trabajo de investigación. Se parte de la descripción de las aleaciones que son objeto de estudio. Seguidamente, se describen los procedimientos empleados para la digitalización de los datos obtenidos de la literatura especializada, para dar paso, finalmente, al planteamiento metodológico utilizado para cumplir con los objetivos planteados. Dicho desarrollo, está basado fundamentalmente en el modelo del *Umbral Mecánico del Esfuerzo*, el cual fue propuesto inicialmente por *Follansbee y Kocks [1988]*. Sin embargo, en la descripción de la dependencia funcional del esfuerzo crítico para el inicio de la recristalización dinámica, se hizo uso del modelo propuesto por *Sellars-Tegart-Garofalo (STG)*.

3.1 Composición química de las aleaciones estudiadas

En relación al material utilizado para el presente estudio, se trata de dos aceros al carbono. La composición química de ambos se presenta en la TABLA 3-1, en la cual se indica el porcentaje en masa de los distintos elementos.

TABLA 3-1. Composición química final de las aleaciones de estudio.

Elementos	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>	<i>Mo</i>	<i>Al</i>	<i>Cu</i>	<i>Fe</i>
A001	0,160	0,250	1,700	0,030	0,010	0,170	0,032	0,007	0,250	Bal.
A101	0,460	0,240	1,730	0,029	0,012	0,220	0,010	0,008	0,020	Bal.
% en masa										

Para identificar los aceros utilizados, la composición química de las aleaciones —específicamente del *C*, *Si* y *Mn*— fueron representadas utilizando un sistema alfa-numérico de tres dígitos. Cada uno de ellos varía en dos valores: 0 y 1, correspondientes a un nivel bajo y alto del elemento respectivamente. El primer dígito representa al elemento *C*, el segundo al elemento *Si* y el tercero al elemento *Mn*. En

consecuencia, las aleaciones **A001** y **A101** representan dos aceros con bajo y alto contenido de *C* respectivamente; mientras que ambas poseen bajo contenido de *Si* y alto contenido de *Mn*.

3.2 Ensayos de compresión uniaxial e isotérmica

El presente estudio fue llevado a cabo empleando las curvas esfuerzo-deformación reportadas por *Varela [2013]* para este material, deformado bajo condiciones de trabajo en caliente. La evaluación del comportamiento a fluencia de las aleaciones a elevadas temperaturas se realizó mediante ensayos de compresión uniaxial e isotérmica. El equipo que fue utilizado en los ensayos de compresión consta básicamente de una máquina universal de ensayos, con su correspondiente sistema de control informático y un horno de calentamiento por radiación. A partir de las aleaciones mostradas en la TABLA 3-1, se mecanizaron probetas cilíndricas de 8 mm de diámetro y 12 mm de longitud; y fueron ensayadas como se describe a continuación:

En primera instancia, las probetas se sometieron a un ciclo térmico que consistió en un calentamiento desde temperatura ambiente hasta la temperatura de solubilización —1100 °C— a una tasa de calentamiento de aproximadamente 2 °C s^{-1} . Una vez finalizada la etapa de calentamiento, la temperatura se mantuvo durante 300 s. Posteriormente las probetas se enfriaron hasta la temperatura de ensayo — desde 900 °C a 1100 °C— a una tasa de enfriamiento de 2 °C s^{-1} , para luego permanecer a la misma temperatura durante otros 300 s. El ensayo se inicia a diferentes velocidades de deformación en el intervalo de $5\cdot 10^{-4}$ a $1\cdot 10^{-1}\text{ s}^{-1}$. Finalmente las probetas fueron templadas en agua.

En las TABLAS 3-2 y 3-3, se pueden observar todas las condiciones de ensayo —temperatura y tasa de deformación— para los dos conjuntos de especímenes. Las curvas de fluencia, reportadas por *Valera [2013]* y obtenidas mediante los ensayos descritos anteriormente, se presentan en las FIGURAS 3-1 y 3-2.

TABLA 3-2. Condiciones de ensayo para la muestra **A001**.

Tasa de deformación (s ⁻¹)	Temperaturas °C				
	900	950	1000	1050	1100
0,1	1	2	3	4	5
0,01	6	7	8	9	10
0,001	11	12	13	14	15
0,0005	16	17	18	19	20

TABLA 3-3. Condiciones de ensayo para la muestra **A101**.

Tasa de deformación (s ⁻¹)	Temperaturas °C				
	900	950	1000	1050	1100
0,1	21	22	23	24	25
0,01	26	27	28	29	30
0,001	31	32	33	34	35
0,0005	36	37	38	39	40

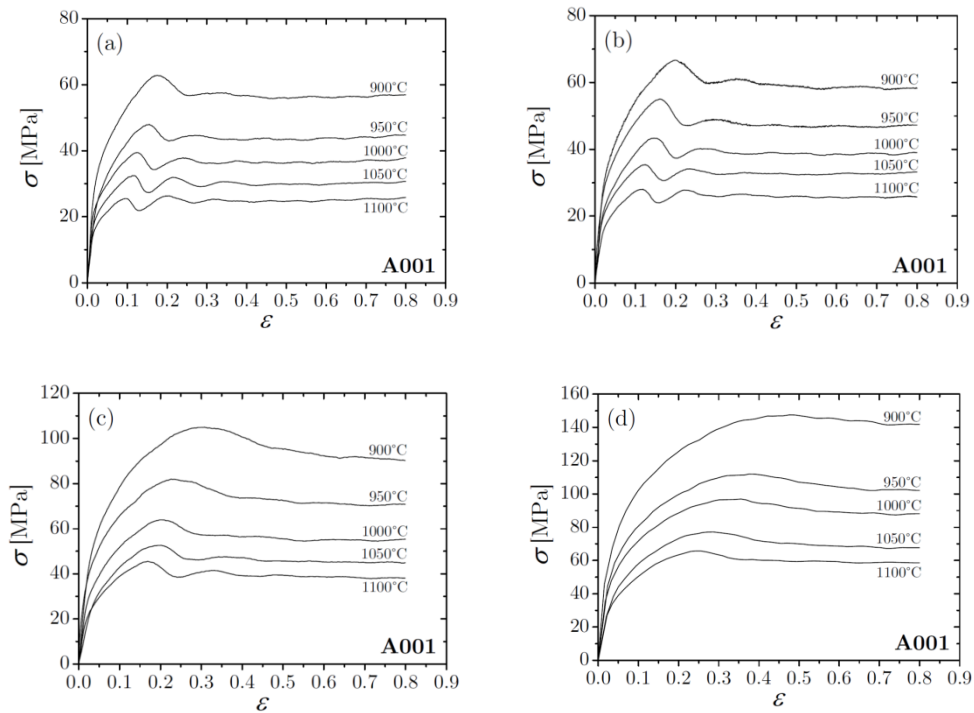


FIGURA 3-1. Curvas de fluencia para la aleación **A001**, a diferentes temperaturas y a una velocidad de deformación de: (a) $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, (b) $1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, (c) $1 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ y (d) $1 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$.

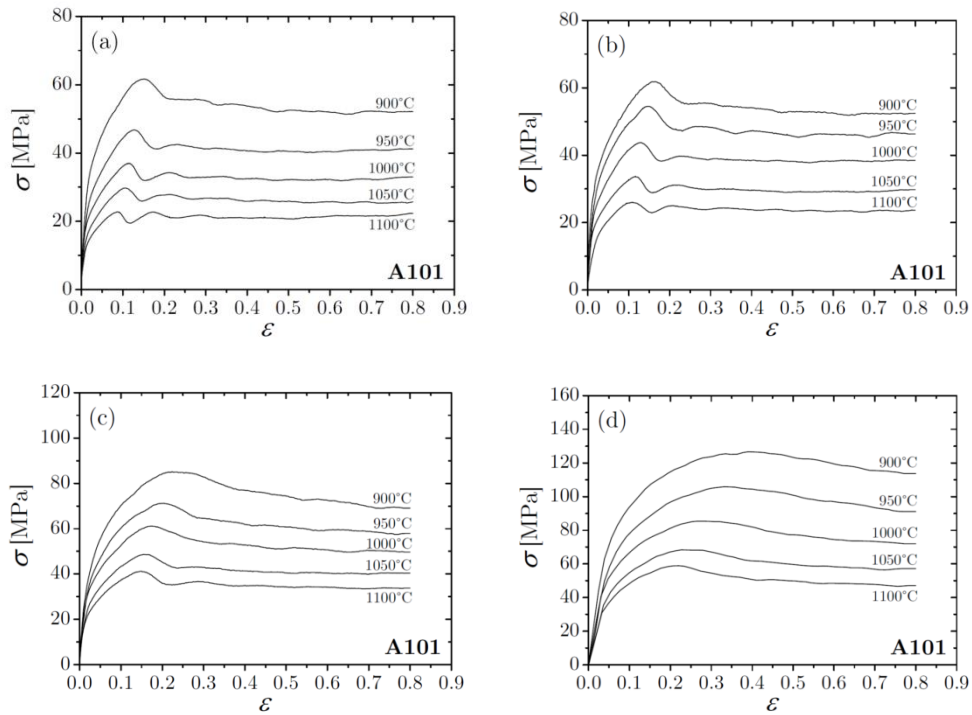


FIGURA 3-2. Curvas de fluencia para la aleación **A101**, a diferentes temperaturas y a una velocidad de deformación de: (a) $5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$, (b) $1 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$, (c) $1 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ y (d) $1 \cdot 10^{-1} \text{ s}^{-1}$.

De igual forma, en la TABLA 3-4, se presenta el tamaño de grano inicial o tamaño de grano austenítico de las muestras, reportado por el mismo autor, después de haber sido sometidas al ciclo térmico previo al ensayo de compresión uniaxial e isotérmica.

TABLA 3-4. Tamaño de grano inicial para las aleaciones estudiadas.

Aleación	A001	A101
$d_0 (\mu\text{m})$	70	82

3.3 Digitalización de las curvas de fluencia.

En el presente trabajo, el proceso por el cual se obtienen los datos numéricos o pares ordenados, a partir de la representación gráfica de una curva que relaciona dos variables en un plano cartesiano, lo denominaremos *digitalización de una curva*.

Para la digitalización de las curvas de fluencia, o lo que es lo mismo, para la obtención de los valores numéricos del esfuerzo efectivo y la deformación efectiva, se utilizó un programa informático llamado *GetData Graph Digitizer*. Dicho programa tiene una interfaz de ventanas y pestañas tipo *Windows*, la cual es simple e intuitiva. Permite trabajar con imágenes en formatos *TIFF*, *JPEG*, *BMP* y *PCX*, y posee los formatos de salida *TXT* (*text file*), *XLS* (*MS Excel*), *XML*, *DXF* (*AutoCAD*) y *EPS* (*PostScript*).

La forma de utilizar el programa, con el objetivo de digitalizar las curvas, es bastante sencilla. Una vez ejecutado el programa se debe abrir el archivo o imagen que queremos digitalizar. La misma deberá aparecer en la interfaz del programa. Luego, se debe seleccionar en la imagen —haciendo clic con el *mouse*— el origen del plano cartesiano, un punto del eje de las abscisas y un punto del eje de las ordenadas. De estos dos últimos puntos se debe introducir el valor de su magnitud en una ventana emergente. A partir de allí, solo resta seleccionar tantos puntos de la gráfica como queramos. Para ello el *software* cuenta con una selección de tipo manual denominada “*manual digitizing*”, donde el usuario selecciona directamente los puntos en la curva; un segundo tipo de selección denominado “*digitize area*”, en donde se selecciona un área de la imagen y automáticamente los puntos de la curva contenidos en ella son seleccionados con un espaciamiento indicado por el usuario; y por último, el programa cuenta con una forma de selección automática llamada “*auto trace lines*” que consiste únicamente en seleccionar un punto de partida y el software seleccionará todos los puntos conexos a él. En este momento podemos advertir que mientras mayor sea la resolución de la imagen utilizada, en la misma medida mejorará la fidelidad de los datos digitalizados.

La magnitud de los pares ordenados, seleccionados en la curva, aparecerán en tiempo real en una tabla ubicada dentro de la misma interfaz del programa. Finalmente, estos datos podrán ser exportados, en cualquiera de los formatos mencionados anteriormente, para su manipulación.

3.4 Determinación del límite de fluencia (σ_y)

Una vez digitalizadas las curvas de fluencia, se procede entonces a su tratamiento en una hoja de cálculo de *Microsoft Office Excel*. Para ello se realizó una extrapolación de cada curva en dirección al eje de las ordenadas, tomando como límite de fluencia la intersección de la curva con dicho eje. Los puntos seleccionados para la realización de dicha extrapolación fueron seleccionados a discreción y en el intervalo comprendido entre los primeros valores de deformación y la deformación correspondiente al primer máximo de la curva.

3.5 Aplicación del Modelo del Umbral Mecánico del Esfuerzo (UME)

La determinación de la dependencia funcional del esfuerzo de fluencia con la microestructura, temperatura y tasa de deformación, a través del *Modelo del Umbral mecánico del Esfuerzo*, propuesto por *Follansbee y Kocks [1988]*, requiere hacer un tratamiento de los datos experimentales para establecer las constantes y/o parámetros que componen dicho modelo. El procedimiento de cálculo utilizado para tal fin se describe a continuación

3.5.1 Determinación de la componente atómica del esfuerzo (σ_a)

Este parámetro constituye la interacción de dislocaciones con defectos de largo alcance, es decir, barreras que las dislocaciones no pueden franquear por medio de la activación térmica. Entre estos defectos se encuentran los límites de grano, partículas de fases secundarias de gran tamaño, límites de maclas, etc.

Para determinar la magnitud de este esfuerzo, independiente de la temperatura y tasa de deformación, basta con hacer un gráfico temperatura vs. límite de fluencia, para una determinada velocidad de deformación, y estimar hacia que valores de esfuerzos convergen los pares ordenados.

Un modelo de regresión que describe la tendencia de los puntos graficados es de la forma $f(T) = \alpha + \beta e^{(-\gamma T)}$. Es por ello que se ajustó este modelo a los valores de (T_i, σ_{yi}) , por el método de mínimos cuadrados, para cada condición de velocidad

de deformación, con el objetivo de dibujar una curva donde se visualice de forma clara a que magnitudes de esfuerzo converge.

Para esta regresión ajustada fue utilizado el complemento *Solver*, de una hoja de cálculo de *Microsoft Office Excel*. El método consiste en darle valores, dentro de ciertos límites, a los coeficientes α , β y γ , de manera que la suma de los cuadrados de la diferencia entre el modelo de regresión utilizado y los pares ordenados sea mínima.

3.5.2 Cálculo del Umbral Mecánico del Esfuerzo correspondiente a la interacción de dislocaciones con átomos de soluto ($\hat{\sigma}_i$), así como de la energía de activación normalizada (g_{0i}).

Se espera que el esfuerzo de fluencia en las aleaciones objeto de estudio sea la suma de un término independiente de la temperatura y otro dependiente de este parámetro. La dependencia a la temperatura del segundo término está gobernada por la energía de activación térmica y puede ser descrita a través del *Modelo del Umbral Mecánico del Esfuerzo* eliminando la parte de interacción de dislocaciones entre sí, ya que los procesos de multiplicación de dislocaciones todavía no se encuentran operativos en forma masiva y apenas son incipientes.

Entonces, el límite de fluencia puede ser calculado como:

$$\sigma_y = \sigma_a + \sigma_i \quad (3.1)$$

Ya es conocido que σ_a es la componente atérmica (es decir, independiente de la temperatura) y que σ_i se define de la forma:

$$\sigma_i = s_i(T, \dot{\epsilon}) \hat{\sigma}_i \frac{\mu(T)}{\mu_0} \quad (3.2)$$

Donde $s_i(T, \dot{\epsilon})$ es un parámetro que varía de 0 a 1 y $\hat{\sigma}_i$ es el valor del *Umbral Mecánico* (es decir, la resistencia mecánica del material a una temperatura de 0 K) correspondiente a la interacción de dislocaciones con átomos de soluto, donde la energía de activación térmica es inexistente.

Si reescribimos la ECUACIÓN 3.1 como sigue,

$$\frac{\sigma_y}{\mu(T)} = \frac{\sigma_a}{\mu(T)} + s_i(T, \dot{\epsilon}) \frac{\hat{\sigma}_i}{\mu_0} \quad (3.3)$$

los esfuerzos estarán normalizados por el módulo de corte elástico, haciéndolos independientes de la temperatura; mientras que μ_0 es el módulo de corte elástico a 0 K.

La ecuación descrita por *Kocks et ál.* para $s_i(T, \dot{\epsilon})$ es:

$$s_i(T, \dot{\epsilon}) = \left\{ 1 - \left[\frac{kT}{\mu(T)b^3 g_{0i}} \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}} \right) \right]^{\frac{1}{q_i}} \right\}^{\frac{1}{p_i}} \quad (2.2)$$

Donde $b = 0,286 \text{ nm}$, y representa el vector de *Burgers*, g_{0i} es una energía de activación normalizada, $\dot{\epsilon}_0 = 10^7$, $q_i = \frac{3}{2}$ y $p_i = \frac{1}{2}$.

De la sustitución de la ECUACIÓN 2.2 en la ECUACIÓN 3.3, con las magnitudes de q y b , y un posterior reordenamiento como se desarrolla a continuación, se obtiene:

$$\begin{aligned} \frac{\sigma_y - \sigma_a}{\mu(T)} &= \left\{ 1 - \left[\frac{kT}{\mu(T)b^3 g_{0i}} \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}} \right) \right]^{\frac{2}{3}} \right\}^2 \frac{\hat{\sigma}_i}{\mu_0} \\ \left[\frac{\sigma_y - \sigma_a}{\mu(T)} \right]^{\frac{1}{2}} &= \left\{ 1 - \left[\frac{kT}{\mu(T)b^3 g_{0i}} \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}} \right) \right]^{\frac{2}{3}} \right\} \left(\frac{\hat{\sigma}_i}{\mu_0} \right)^{\frac{1}{2}} \\ \left[\frac{\sigma_y - \sigma_a}{\mu(T)} \right]^{\frac{1}{2}} &= \left(\frac{\hat{\sigma}_i}{\mu_0} \right)^{\frac{1}{2}} - \frac{1}{(g_{0i})^{\frac{2}{3}}} \left(\frac{\hat{\sigma}_i}{\mu_0} \right)^{\frac{1}{2}} \left[\frac{kT}{\mu(T)b^3} \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}} \right) \right]^{\frac{2}{3}} \end{aligned} \quad (3.4)$$

La gráfica de la ECUACIÓN 3.4 tiene forma de recta y representa una herramienta matemática para el cálculo del *Umbral Mecánico* ($\hat{\sigma}_i$) y la energía de activación normalizada (g_{0i}). De la regresión lineal ajustada a los pares ordenados $\left(\left[\frac{\sigma_y - \sigma_a}{\mu(T)} \right]^{\frac{1}{2}}_i, \left[\frac{kT}{\mu(T)b^3} \ln \left(\frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}} \right) \right]^{\frac{2}{3}}_j \right)$, se obtienen dos puntos particulares: el primero es $\left(\frac{\hat{\sigma}_i}{\mu_0} \right)^{\frac{1}{2}}$, que representa el punto de corte de la recta con el eje de las ordenadas; y la

segundo es $\frac{1}{(g_{0i})^{\frac{2}{3}}} \left(\frac{\hat{\sigma}_i}{\mu_0}\right)^{\frac{1}{2}}$, el cual representa la pendiente de dicha recta. Haciendo el despeje correspondiente en ambas ecuaciones, podemos encontrar la magnitud de los valores $\hat{\sigma}_i$ y g_{0i} .

3.5.3 Cálculo del Umbral Mecánico del Esfuerzo correspondiente a la interacción entre dislocaciones entre sí ($\hat{\sigma}_\varepsilon$)

A partir de la ecuación que define la resistencia mecánica de un material —deformado plásticamente a una temperatura T y a una tasa de deformación $\dot{\varepsilon}$ — bajo el *Modelo del Umbral Mecánico del Esfuerzo*, propuesto por *Follansbee y Kocks [1988]*,

$$\sigma = \sigma_a + s_i(T, \dot{\varepsilon}) \hat{\sigma}_i \frac{\mu(T)}{\mu_0} + s_\varepsilon(T, \dot{\varepsilon}) \hat{\sigma}_\varepsilon \frac{\mu(T)}{\mu_0} \quad (2.1)$$

y la misma ecuación para la condición particular de esfuerzo de fluencia,

$$\sigma_y = \sigma_a + s_i(T, \dot{\varepsilon}) \hat{\sigma}_i \frac{\mu(T)}{\mu_0} \quad (3.5)$$

generamos una tercera ecuación de la siguiente forma:

$$\begin{aligned} \sigma &= \sigma_y + s_\varepsilon(T, \dot{\varepsilon}) \hat{\sigma}_\varepsilon \frac{\mu(T)}{\mu_0} \\ \hat{\sigma}_\varepsilon &= \frac{\sigma - \sigma_y}{s_\varepsilon(T, \dot{\varepsilon})} \cdot \frac{\mu_0}{\mu(T)} \\ \hat{\sigma}_\varepsilon &= \frac{\sigma - \sigma_y}{\left\{ 1 - \left[\frac{kT}{\mu(T)b^3 g_{0\varepsilon}} \ln\left(\frac{\dot{\varepsilon}_0}{\dot{\varepsilon}}\right) \right]^{\frac{1}{q_\varepsilon}} \right\}^{\frac{1}{p_\varepsilon}}} \cdot \frac{\mu_0}{\mu(T)} \end{aligned} \quad (3.6)$$

Sabiendo que $q_\varepsilon = 1$, $p_\varepsilon = \frac{2}{3}$, $g_{0\varepsilon} = 1,6$, $\dot{\varepsilon}_0 = 10^7$ y $\mu_0 = 71,460 \text{ GPa}$; la ecuación anterior se expresa finalmente como:

$$\hat{\sigma}_\varepsilon = \frac{\left(\frac{\sigma - \sigma_y}{\mu(T)}\right) \mu_0}{\left\{ 1 - \left[\frac{kT}{\mu(T)b^3(1,6)} \ln\left(\frac{10^7}{\dot{\varepsilon}}\right) \right] \right\}^{\frac{3}{2}}} \quad (3.7)$$

Esta ecuación nos permite calcular el *Umbral Mecánico* correspondiente a la interacción entre dislocaciones entre sí ($\hat{\sigma}_\varepsilon$), como función de la temperatura (T) y la tasa de deformación ($\dot{\varepsilon}$).

3.5.4 Cálculo del Umbral Mecánico de Saturación ($\hat{\sigma}_{\varepsilon s}$)

En condiciones constantes de temperatura y tasa de deformación, el *Umbral Mecánico* correspondiente a la interacción entre dislocaciones entre sí ($\hat{\sigma}_\varepsilon$) también se puede describir por medio de la ley de endurecimiento propuesta por *Sah et ál. [1969]*, en su versión simplificada:

$$\hat{\sigma}_\varepsilon = \hat{\sigma}_{\varepsilon s} \left[1 - \exp\left(-\frac{\varepsilon}{\varepsilon_r}\right) \right]^{\frac{1}{2}} \quad (2.6)$$

Es por ello que para la estimación del parámetro $\hat{\sigma}_{\varepsilon s}$, se ajustó dicha ecuación, como modelo de regresión, a los valores de $\hat{\sigma}_\varepsilon$ —calculados previamente— a través del método de mínimos cuadrados.

Para este ajuste utilizamos el complemento *Solver*, de una hoja de cálculo de *Microsoft Office Excel*. El procedimiento consiste en encontrar los valores de los parámetros $\hat{\sigma}_{\varepsilon s}$ y ε_r , de manera que la suma de los cuadrados de los residuos sea mínima. En este caso particular, los residuos corresponden a la diferencia entre los valores de $\hat{\sigma}_\varepsilon$ obtenidos de la regresión y la ECUACIÓN 3.7, para cada nivel de deformación de las curvas de fluencia.

Como será explicado posteriormente, la deformación de relajación (ε_r) se puede expresar en términos de $\hat{\sigma}_{\varepsilon s}$, $\mu(T)$ y una constante A . Por lo tanto, la descripción final del esfuerzo en función de la deformación aplicada, tasa de deformación y temperatura se hará calculando un valor único para dicha constante. Por esta razón, no se pone énfasis en el valor de ε_r , al menos en esta etapa del cálculo.

3.5.5 Cálculo de las constantes: $\hat{\sigma}_{\varepsilon s0}$, $\dot{\varepsilon}_{s0}$ y g_{s0}

Estas constantes, propias de cada material, se deben determinar a partir de las curvas de fluencia experimentales. Una forma de hacerlo es utilizar la ecuación que relaciona el *Umbral Mecánico de Saturación* ($\hat{\sigma}_{\varepsilon s}$) con las constantes $\hat{\sigma}_{\varepsilon s0}$, $\dot{\varepsilon}_{s0}$ y g_{s0} , es decir:

$$\hat{\sigma}_{\varepsilon s} = \hat{\sigma}_{\varepsilon s0} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{s0}} \right)^{\frac{kT}{\mu(T)b^3 g_{s0}}} \quad (2.8)$$

Debido a esto, utilizamos dicha ecuación como modelo de regresión para determinar la magnitud de las constantes, ajustándolo a los valores de $\hat{\sigma}_{\varepsilon s}$, por el método de mínimos cuadrados. Para ello utilizamos nuevamente una hoja de cálculo de *Microsoft Office Excel* y el complemento *Solver*. Con esta herramienta, que utiliza un proceso iterativo, encontramos los coeficientes de la regresión ajustada, es decir, los valores adecuados para las constantes $\hat{\sigma}_{\varepsilon s0}$, $\dot{\varepsilon}_{s0}$ y g_{s0} , de forma tal que se optimice la calidad del ajuste.

3.5.6 Cálculo de la constante A

El último paso de la metodología utilizada en el presente trabajo, para el cálculo de la resistencia mecánica a través del *Modelo del Umbral Mecánico del Esfuerzo (UME)*, propuesto por *Follansbee y Kocks [1988]*, corresponde al cálculo de la constante A.

Para determinar el valor de dicha constante, desarrollamos previamente el *Umbral Mecánico* correspondiente a la interacción entre dislocaciones ($\hat{\sigma}_{\varepsilon}$), que aparece como parámetro en el modelo del *UME* (ECUACIÓN 2.4), para que la constante A se observe de forma explícita en la ecuación.

Para tal fin, notamos que la constante A está relacionada con la deformación de relajación (ε_r) mediante la expresión:

$$\varepsilon_r = \frac{\hat{\sigma}_{\varepsilon s} A}{2\mu(T)} \quad (2.7)$$

Luego, haciendo uso de ella y la ECUACIÓN 2.8, podemos expresar la ley de endurecimiento propuesta por Sah et ál. [1969] de la siguiente manera, en donde la constante A se muestra explícitamente:

$$\hat{\sigma}_\varepsilon = \hat{\sigma}_{\varepsilon_{s0}} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{s0}} \right)^{\frac{kT}{\mu(T)b^3 g_{s0}}} \cdot \left\{ 1 - \exp \left[- \frac{\varepsilon}{\frac{\left(\hat{\sigma}_{\varepsilon_{s0}} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{s0}} \right)^{\frac{kT}{\mu(T)b^3 g_{s0}}} \right) A}{2\mu(T)}} \right] \right\}^{\frac{1}{2}} \quad (3.8)$$

Una vez sustituida esta ecuación en el modelo del *UME* (ECUACIÓN 2.4) — con las constantes y/o parámetros calculados a lo largo de la metodología, como σ_a , $\hat{\sigma}_i$, g_{0i} , $\hat{\sigma}_{\varepsilon_{s0}}$, $\dot{\varepsilon}_{s0}$ y g_{s0} — se utiliza la expresión resultante como modelo de regresión para el cálculo de la constante A , ajustada a los valores de esfuerzo-deformación, por el método de mínimos cuadrados, de las curvas de fluencia experimentales. Dicha expresión es la siguiente:

$$\sigma = \sigma_a + \left\{ 1 - \left[\frac{kT}{\mu(T)b^3 g_{0i}} \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_0}{\dot{\varepsilon}} \right) \right]^3 \right\}^2 \hat{\sigma}_i \frac{\mu(T)}{\mu_0} + \left\{ 1 - \left[\frac{kT}{\mu(T)b^3 g_{0\varepsilon}} \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_0}{\dot{\varepsilon}} \right) \right]^2 \right\}^3 \hat{\sigma}_{\varepsilon s0} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{s0}} \right) \frac{kT}{\mu(T)b^3 g_{s0}} \cdot \left. \left\{ 1 - \exp \left[- \frac{\varepsilon}{\left(\hat{\sigma}_{\varepsilon s0} \left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_{s0}} \right) \frac{kT}{\mu(T)b^3 g_{s0}} \right) A} \right] \right\} \right.$$

 $\left. \right\}^{\frac{1}{2}}$

3.6 Modelo de Sellars-Tegart-Garofalo (STG)

Para establecer la dependencia funcional del esfuerzo crítico con la temperatura y la tasa de deformación a partir de los datos experimentales, empleando para ello el modelo de *Sellars-Tegart-Garofalo (STG)*, fue necesario determinar los esfuerzos críticos y las constantes A , α y m , como se describe a continuación.

3.6.1 Determinación de los esfuerzos críticos.

Como esfuerzo crítico para el inicio de la recristalización dinámica, se utilizó el valor correspondiente al esfuerzo de estado estacionario. La metodología para hallar estos valores fue la siguiente:

Para cada curva de fluencia digitalizada, se trazó una recta $y = \sigma_{SS}$, donde σ_{SS} corresponde al esfuerzo de estado estacionario. Dicho esfuerzo se determinó promediando el valor de los esfuerzos al final de cada curva de fluencia, cuando esta tiende a hacerse constante.

Una vez trazada la recta $y = \sigma_{SS}$, la cual es paralela al eje de deformación, se determina el punto de corte con la parte de la curva correspondiente al endurecimiento por deformación. La magnitud del esfuerzo en este punto representa el esfuerzo crítico (σ_c) que marca el inicio de la recristalización dinámica.

3.6.2 Cálculo de las constantes A , α y ω

De la manipulación algebraica del modelo de *Sellars-Tegart-Garofalo (STG)*, se tiene:

$$\dot{\epsilon} = A \cdot [\sinh(\alpha\sigma)]^m \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2.13)$$

$$\dot{\epsilon}^{\frac{1}{m}} = A^{\frac{1}{m}} \cdot \sinh(\alpha\sigma) \cdot \left[\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)\right]^{\frac{1}{m}}$$

$$\sinh(\alpha\sigma) = \left[\frac{\dot{\epsilon}}{A \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)} \right]^{\frac{1}{m}}$$

$$\alpha\sigma = \operatorname{arcsinh} \left[\frac{\dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)}{A} \right]^{\frac{1}{m}}$$

$$\sigma = \frac{1}{\alpha} \cdot \operatorname{arcsinh} \left[\frac{\dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)}{A} \right]^{\frac{1}{m}} \quad (3.10)$$

Donde α (en MPa^{-1}) A y m , son constantes propias del material, mientras que Q es la energía de activación que corresponde a la autodifusión de hierro en austenita, cuyo valor establecimos como 284 kJ/mol, por simplicidad. Además, la magnitud del exponente m oscila entre 3 y 5, aunque frecuentemente es utilizado un valor de $m = 5$ para una gran variedad de materiales, temperaturas y velocidades de deformación, cuando los mecanismos de deformación operantes son los de deslizamiento y escalada de dislocaciones.

Por otro lado, la formulación del seno hiperbólico es aplicada generalmente a la deformación asociada al esfuerzo de estado estacionario (σ_{ss}). Si la magnitud de este esfuerzo es igual a la magnitud del esfuerzo crítico (σ_c), la ECUACIÓN 3.10 se puede expresar como:

$$\sigma_c = \omega \cdot \operatorname{arcsinh} \left[\frac{\dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)}{A} \right]^{\frac{1}{m}} \quad (3.11)$$

Donde hemos renombrado $\frac{1}{\alpha}$ como ω (en MPa). Utilizando la última ecuación como modelo de regresión, ajustada por mínimos cuadrados a los esfuerzos críticos previamente calculados —a través de la herramienta *Solver*— determinamos los valores de las constantes A , α y ω .

CAPITULO IV

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 Curvas de fluencia.

Para la digitalización de las curvas de fluencia, se seleccionaron de manera prolija un mínimo de 805 y un máximo de 843 pares ordenados por cada curva esfuerzo-deformación. Estos datos fueron exportados a un formato *XLS (MS Excel)* para un posterior manejo matemático.

En las FIGURAS 4-1 y 4-2 se presentan dichas curvas, a partir de los datos digitalizados, para las aleaciones A001 y A101, a diferentes velocidades de deformación y a una temperatura de: (a) 900 °C, (b) 950 °C, (c) 1000 °C, (d) 1050 °C y (e) 1100 °C.

El comportamiento que muestran las curvas de fluencia es el esperado para los ensayos de compresión axial isotérmica. En el intervalo inicial de las curvas se observa el incremento de los esfuerzos hasta alcanzar un máximo, consecuencia de la acción de la recuperación dinámica y la recristalización dinámica, las cuales balancean al endurecimiento por deformación. Luego de este máximo podemos decir que el esfuerzo decrece y converge a un valor constante: a) describiendo una curva suave, cuando la tasa de deformación es alta; b) a través de picos sucesivos u oscilaciones que se asemejan a un sistema amortiguado, para tasas de deformación bajas; o c) de una forma con ambas características, para tasas de deformación intermedias.

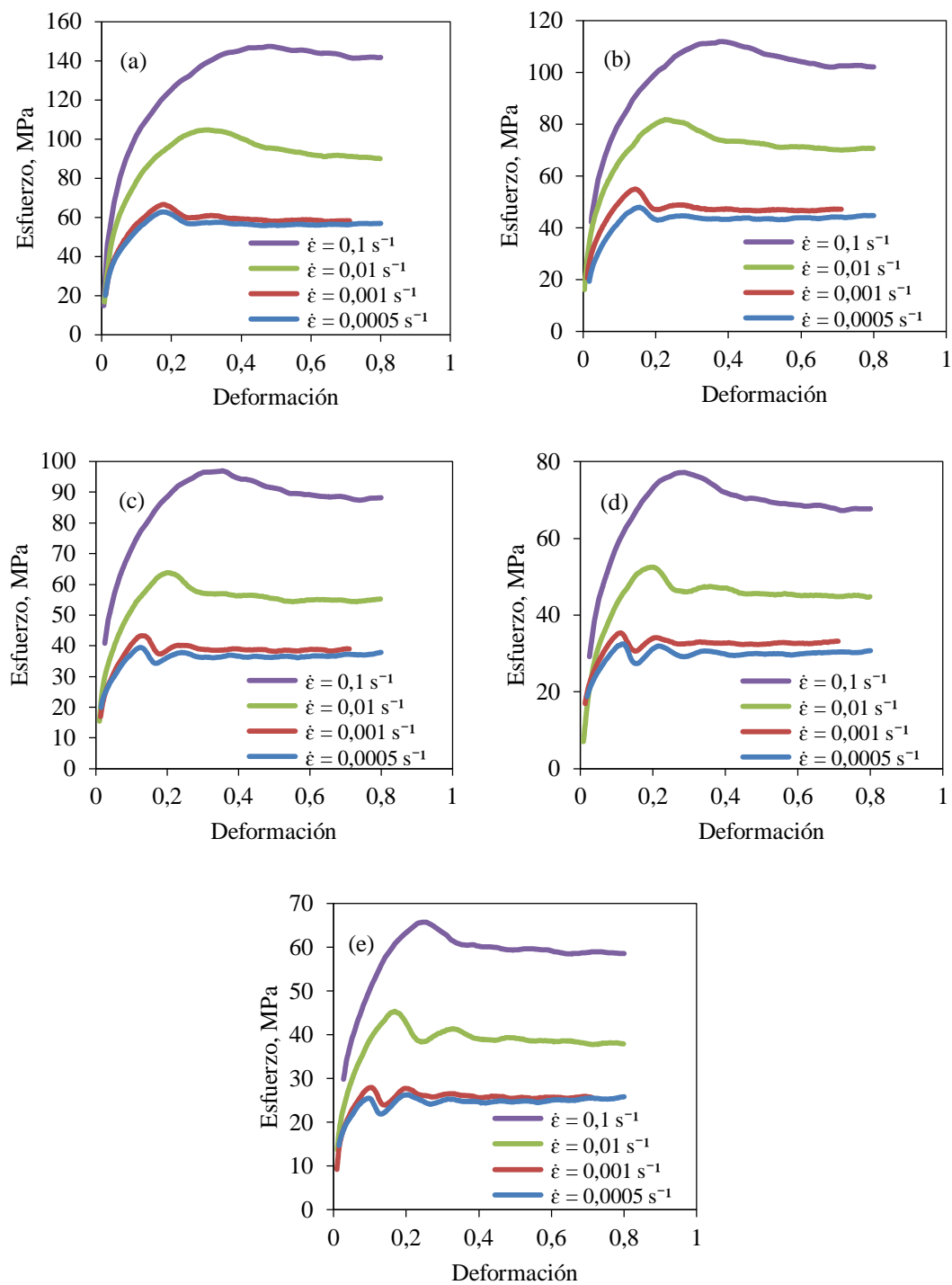


FIGURA 4-1. Curvas de fluencia para la aleación A001, a diferentes velocidades de deformación y a una temperatura de: (a) 900 °C, (b) 950 °C, (c) 1000 °C, (d) 1050 °C y (e) 1100 °C.

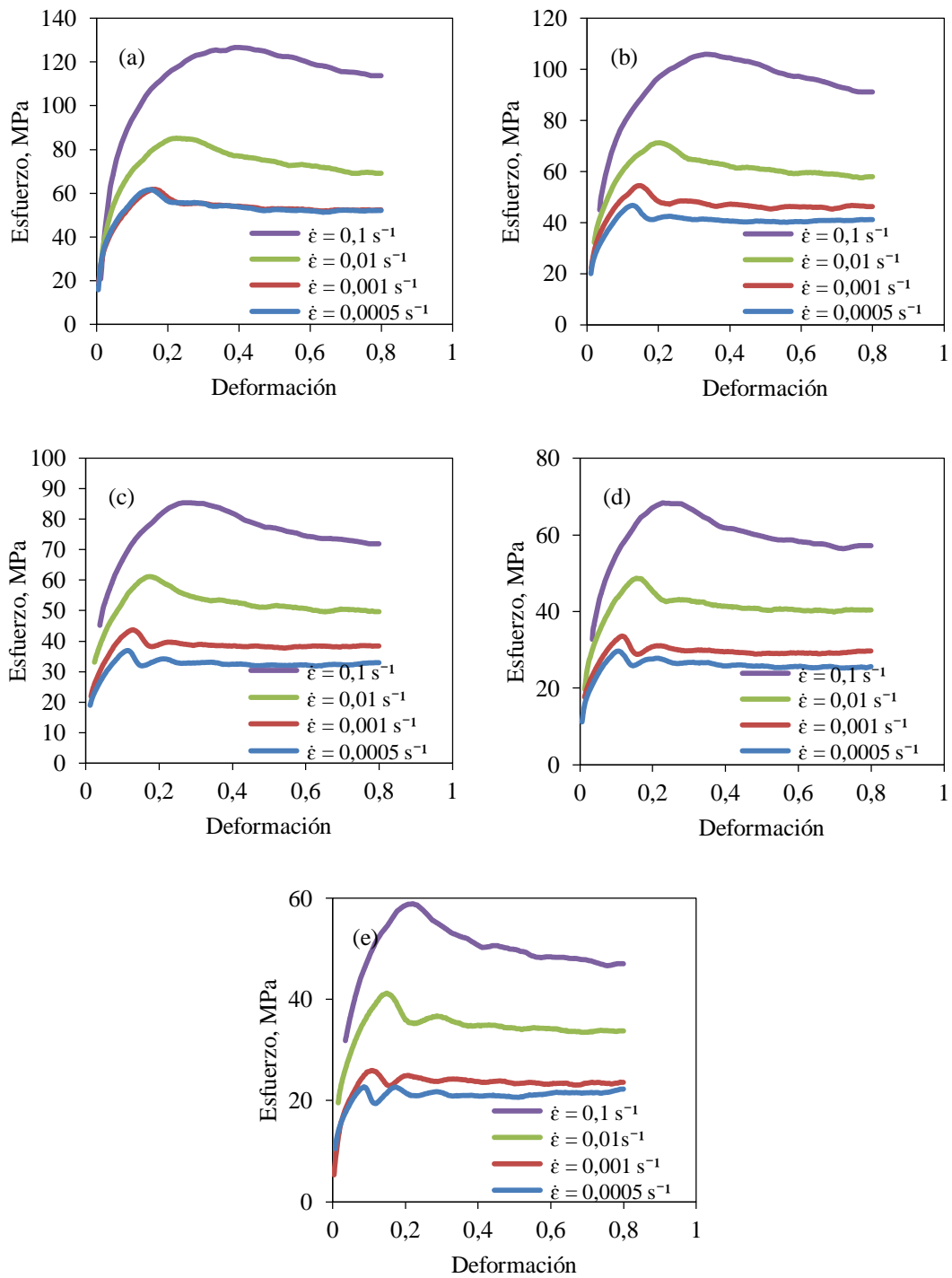


FIGURA 4-2. Curvas de fluencia para la aleación A101, a diferentes velocidades de deformación y a una temperatura de: (a) 900 °C, (b) 950 °C, (c) 1000 °C, (d) 1050 °C y (e) 1100 °C.

Si bien la forma de la mayoría de las curvas concuerda con la descripción anterior, podemos destacar una particularidad que escapa al comportamiento que esperábamos. La misma corresponde a la condición de temperatura y tasa de deformación de 1100 °C y 0,005 s⁻¹, respectivamente, para ambas aleaciones (A001 y A101). En estas curvas de pico múltiple se espera que el nivel de esfuerzo en el primer máximo de la curva sea de mayor magnitud que en los sucesivos. Sin embargo, para las condiciones dadas, se observa que el esfuerzo en el segundo pico es de mayor magnitud que en el primero, aunque de manera muy leve. De acuerdo a lo sugerido por *Varela [2012]*, este comportamiento podría estar asociado a un aumento de la densidad de dislocaciones en el interior del grano austenítico de tamaños relativamente grandes, el cual origina una mayor resistencia mecánica en la aleación durante esos niveles de deformación.

4.2 Límites de fluencia

Se realizó una extrapolación de cada curva de fluencia digitalizada en dirección al eje de las ordenadas, tomando como límite de fluencia la intersección de la curva con dicho eje. En la FIGURA 4-3 y 4-4 se presentan las curvas de fluencia extrapoladas para las diferentes condiciones de temperatura y tasa de deformación. Además, en las TABLAS 4-1 y 4-2, se presenta el resumen de los límites de fluencia, para ambas aleaciones, obtenidos a través de dicha extrapolación de las curvas esfuerzo-deformación.

Como era de esperarse, a medida que la temperatura aumenta —a tasa de deformación constante— disminuye el valor del esfuerzo. Así mismo, la tendencia que presentan los esfuerzos con respecto a la tasa de deformación sugiere que entre más bajo sea el valor de la velocidad de deformación —a temperatura constante—, menor será el valor del límite de fluencia.

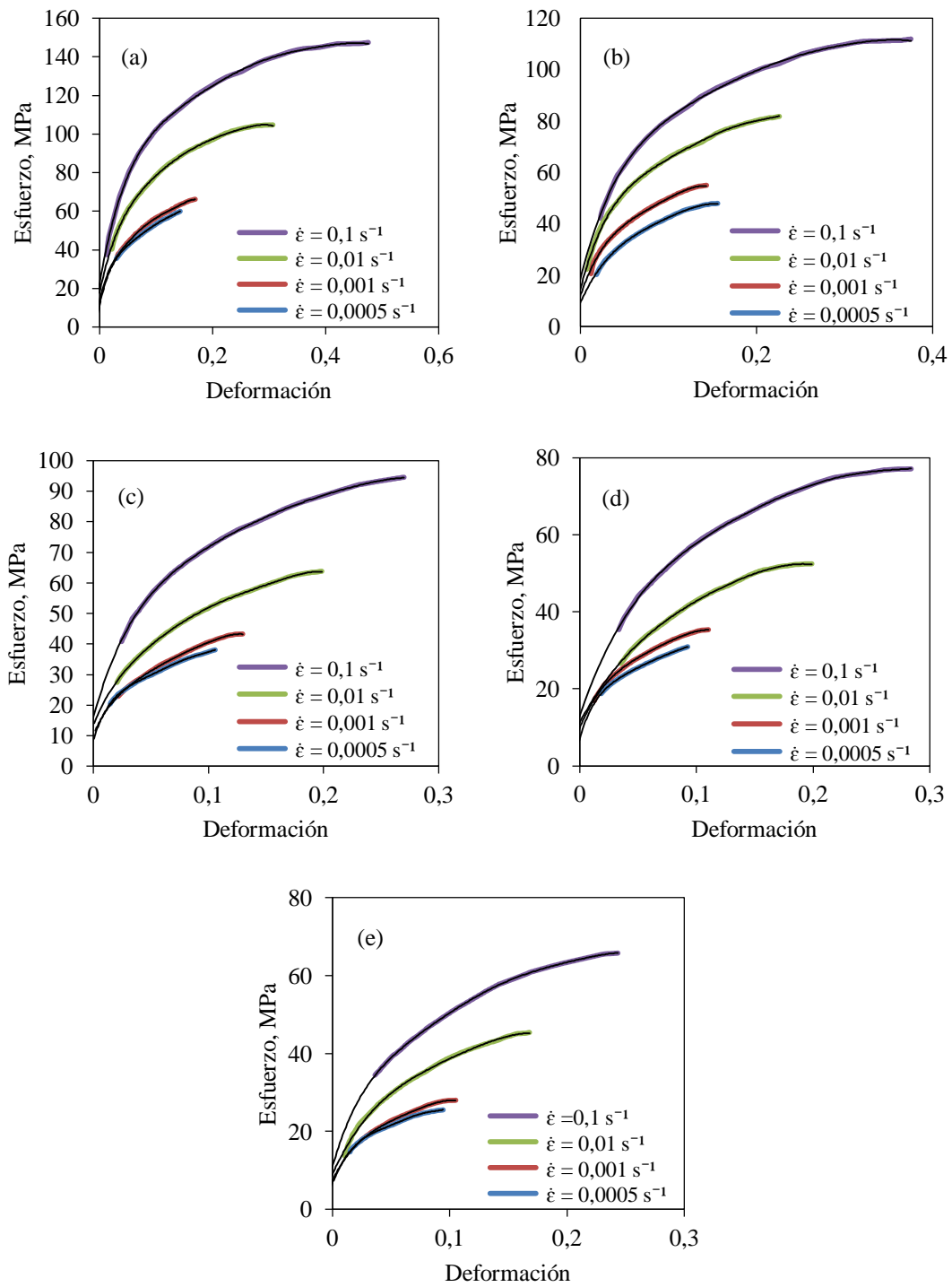


FIGURA 4-3. Extrapolación de un intervalo de las curvas de fluencia para la aleación A001, a diferentes velocidades de deformación y a una temperatura de: (a) 900 °C, (b) 950 °C, (c) 1000 °C, (d) 1050 °C y (e) 1100 °C.

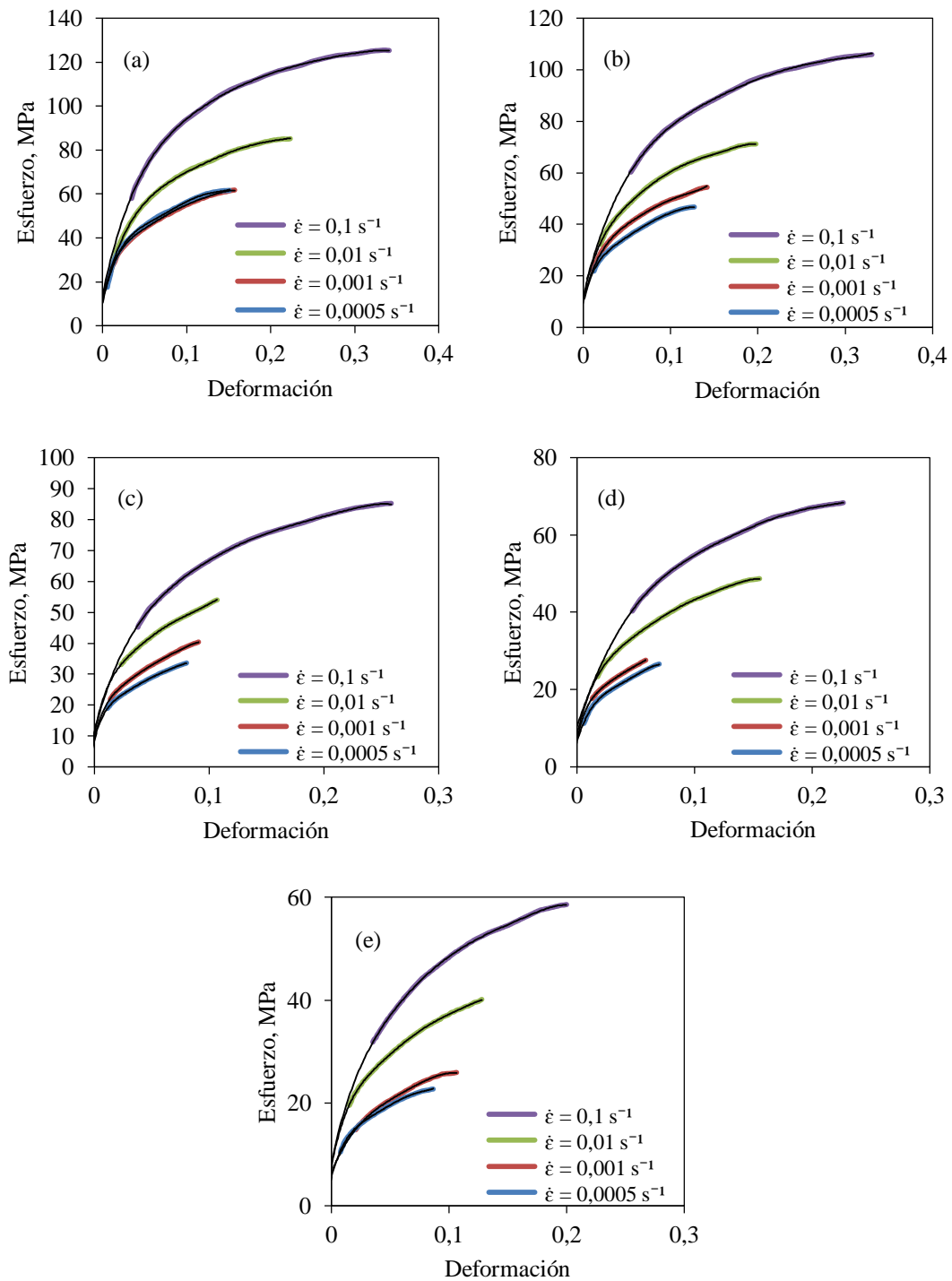


FIGURA 4-4. Extrapolación de un intervalo de las curvas de fluencia para la aleación A101, a diferentes velocidades de deformación y a una temperatura de: (a) 900 °C, (b) 950 °C, (c) 1000 °C, (d) 1050 °C y (e) 1100 °C.

TABLA 4-1. Límites de fluencia para la aleación A001, a diferentes velocidades de deformación y temperaturas, expresados en MPa.

Velocidad de deformación (s ⁻¹)	Temperatura °C				
	900	950	1000	1050	1100
0,1	22,5	19,5	16,1	12,8	10,9
0,01	17,9	14,9	13,7	11,3	9,0
0,001	14,1	12,3	10,3	9,9	7,4
0,0005	11,2	9,5	8,7	7,1	6,7

TABLA 4-2. Límites de fluencia para la aleación A101, a diferentes velocidades de deformación y temperaturas, expresados en MPa.

Velocidad de deformación (s ⁻¹)	Temperatura °C				
	900	950	1000	1050	1100
0,1	14,1	13,1	11,4	10,7	8,7
0,01	12,5	11,8	10,9	8,5	7,9
0,001	11,1	10,7	9,4	7,0	6,5
0,0005	10,5	9,5	8,7	6,7	5,7

Del mismo modo, si hacemos una comparación entre las dos aleaciones, en cada condición de ensayo, se puede observar como en todo momento los valores de esfuerzo de la aleación A001 son mayores a los encontrados para la aleación A101. Estos resultados preliminares coinciden con lo reportado por *Lien y Quan [2014]*, quienes indican en su trabajo que el *C* tiene un efecto de ablandamiento en la aleación deformada en caliente. La explicación a este fenómeno ha sido propuesta por varios autores. Uno de estos es *Puchi [2005]*, quien plantea la influencia del *C* como elemento ablandador en base a dos componentes distintas: uno que surge como resultado de la interacción de dislocaciones con átomos de *C*; y otro que resulta de la interacción de las dislocaciones entre ellas y al re-arreglo de las subestructuras que estas forman, a partir de la ocurrencia de fenómenos de recuperación dinámica. Otra hipótesis que intenta explicar este fenómeno de ablandamiento es la sugerida por *Wray [2009]*. Este autor, como se comentó en los antecedentes, estudió el efecto del *C* sobre el esfuerzo fluencia de *Aceros Estructurales*, en donde propone que con incrementos en el contenido de *C* se favorece el crecimiento de grano de la austenita.

Esto a su vez contribuye a provocar una caída del esfuerzo de fluencia, lo cual coincidiría con lo encontrado en el presente estudio.

4.3 Modelo el Umbral Mecánico del Esfuerzo (UME)

4.3.1 Componente atérmica del esfuerzo σ_a

Después de un ajuste a los valores de temperatura vs. límite de fluencia, para una determinada velocidad de deformación, utilizando el modelo exponencial descrito en el capítulo 3, se dibujaron los gráficos presentados en las FIGURAS 4-5 y 4-6, para las aleaciones A001 y A101. Allí observamos que, para ambos casos, es bastante razonable asumir que la curva de tendencia converge a un valor de esfuerzo de 4 MPa.

Este valor de esfuerzo pareciera estar un poco por debajo de los valores reportados en la literatura (Puchi 2013, 2014, 2015), para aleaciones con similares contenidos de C, Si y Mn, en los cuales se han reportado valores alrededor de los 7 MPa.

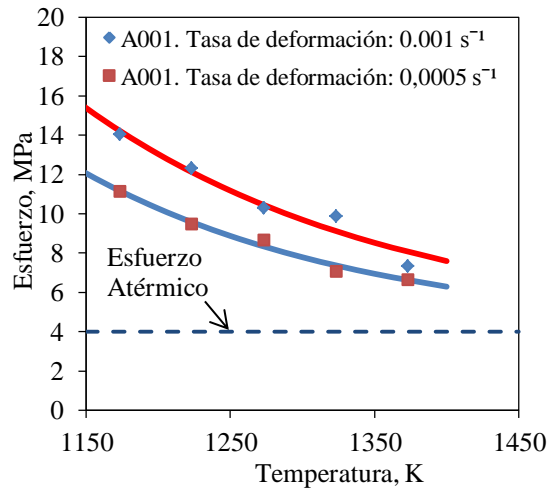


FIGURA 4-5. Determinación del esfuerzo atérmico para la aleación A001.

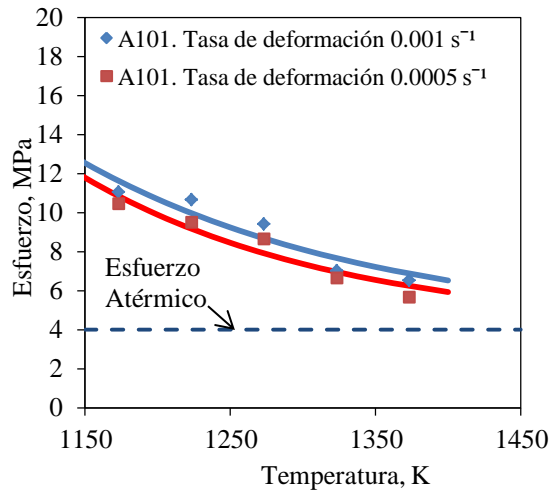


FIGURA 4-6. *Determinación del esfuerzo atérmico para la aleación A101.*

Adicionalmente, comparando las FIGURAS 4-5 y 4-6, observamos como la variación de los valores de límite de fluencia para la aleación A001 es mayor, es decir, la aleación con menor contenido de carbono —A001— presenta una influencia mayor de la tasa de deformación, a temperatura constante, en los valores de límite de fluencia.

Aun así, se puede afirmar que es posible determinar, para ambas aleaciones, la componente atérmica definida en el modelo utilizado en el presente estudio, inicialmente propuesto por *Follansbee y Kocks [1988]*. Dicho modelo expresa que el esfuerzo (σ) puede ser descrito en función de dos componentes, de la siguiente forma:

$$\sigma = \sigma_a + \sigma_t$$

donde la componente σ_a es precisamente la *componente atérmica del esfuerzo*. Esta magnitud caracteriza la interacción de dislocaciones con barreras de largo alcance —barreras que no pueden ser superadas por las dislocaciones mediante procesos activados térmicamente—, como los límites de grano, por lo cual esta magnitud se mantendrá invariable, y una vez determinada, se asume constante en el modelo, ya que tampoco se ve influenciada por el contenido de C, al menos para las aleaciones en estudio.

4.3.2 Umbral Mecánico del Esfuerzo correspondiente a la interacción de dislocaciones con átomos de soluto ($\hat{\sigma}_i$) y la energía de activación normalizada (g_{0i}).

Empleando la metodología para el cálculo del *Umbral Mecánico del Esfuerzo* correspondiente a la interacción de dislocaciones con átomos de soluto ($\hat{\sigma}_i$) y la energía de activación normalizada (g_{0i}), se construyó la recta de mejor ajuste al gráfico $\left[\frac{\sigma_y - \sigma_a}{\mu(T)}\right]^{\frac{1}{2}}$ versus $\left[\frac{kT}{\mu(T)b^3} \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}}\right)\right]^{\frac{2}{3}}$, como se observa en las FIGURAS 4-7 y 4-8 para las aleaciones A001 y A101 respectivamente, utilizando los valores de límite de fluencia correspondiente a cada condición de temperatura-tasa de deformación.

Denotando a c como el punto de corte de la recta con el eje de las ordenadas y a m como la pendiente de la curva $y = mx + c$, obtenemos el *Umbral Mecánico* ($\hat{\sigma}_i$) y la energía de activación normalizada (g_{0i}) con un simple despeje algebraico.

$$c = \left(\frac{\hat{\sigma}_i}{\mu_0}\right)^{\frac{1}{2}} \quad \rightarrow \quad \hat{\sigma}_i = c^2 \mu_0$$

$$m = \frac{1}{g_{0i}^{\frac{2}{3}}} \left(\frac{\hat{\sigma}_i}{\mu_0}\right)^{\frac{1}{2}} = \frac{c}{g_{0i}^{\frac{2}{3}}} \quad \rightarrow \quad g_{0i} = \left(\frac{c}{m}\right)^{\frac{3}{2}}$$

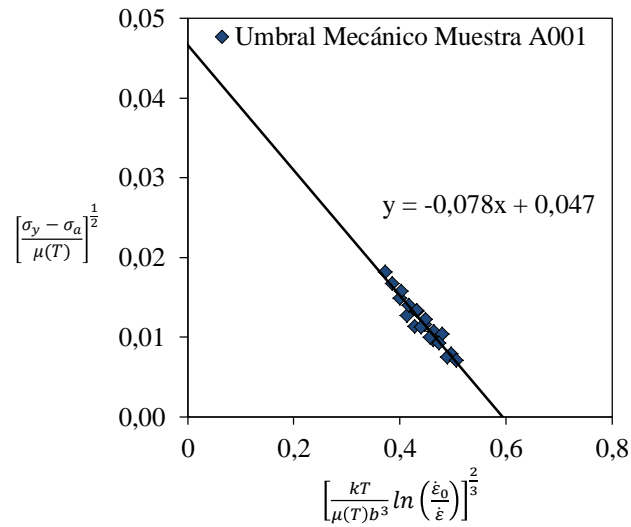


FIGURA 4-7. Curva de mejor ajuste al gráfico $\left[\frac{\sigma_y - \sigma_a}{\mu(T)}\right]^{\frac{1}{2}}$ versus $\left[\frac{kT}{\mu(T)b^3} \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}}\right)\right]^{\frac{2}{3}}$ para la aleación **A001**, utilizando los valores de límite de fluencia correspondiente a cada condición de temperatura-tasa de deformación.

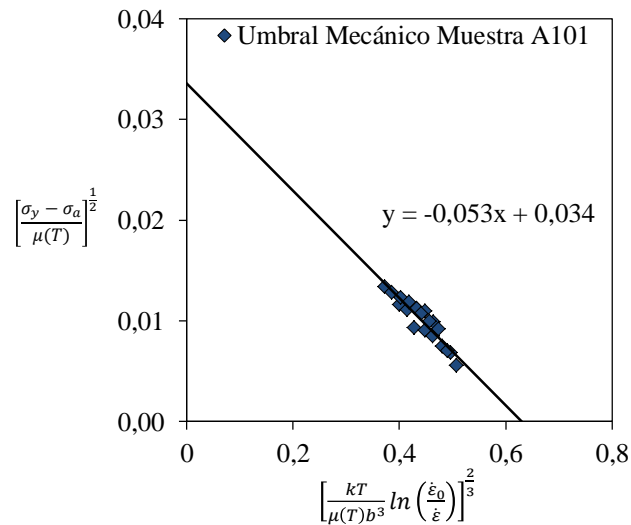


FIGURA 4-8. Curva de mejor ajuste al gráfico $\left[\frac{\sigma_y - \sigma_a}{\mu(T)}\right]^{\frac{1}{2}}$ versus $\left[\frac{kT}{\mu(T)b^3} \ln\left(\frac{\dot{\epsilon}_0}{\dot{\epsilon}}\right)\right]^{\frac{2}{3}}$ para la aleación **A101**, utilizando los valores de límite de fluencia correspondiente a cada condición de temperatura-tasa de deformación.

En la TABLA 4-3, se presentan los valores calculados para el *Umbral Mecánico* ($\hat{\sigma}_i$) y la energía de activación normalizada (g_{0i}), para las aleaciones A001 y A101.

TABLA 4-3. Valores calculados para el *Umbral Mecánico del Esfuerzo* ($\hat{\sigma}_i$) y la *energía de activación normalizada* (g_{0i}), para las aleaciones A001 y A101.

	A001	A101
$\hat{\sigma}_i$	155,4	80,7
g_{0i}	0,4683	0,5011

Los valores de $\hat{\sigma}_i$ mostrados en la TABLA 4-3 muestran una tendencia similar a los resultados que se han venido reportando en el presente estudio, esto es, para mayor contenido de *C* la propiedad evaluada disminuye. Adicionalmente, destacamos el comportamiento observado en el cálculo del *Módulo de Corte Elástico* [$\mu(T)$], expresado en función de la temperatura, de acuerdo al modelo propuesto por *Varshni [1970]*, en donde para el caso de las dos aleaciones estudiadas y las diferentes condiciones de temperatura, no se aprecia diferencias significativas. Las mismas se encuentran en el orden del 1,3 %, por cada 50 °C de incremento en la temperatura.

Ahora bien, para el caso de la energía de activación normalizada, podemos comentar que las magnitudes conseguidas son ligeramente superiores a las reportadas por *Puchi [2005]*, en estudios de la misma naturaleza, utilizando aceros con los mismos contenidos de *C*. Por ejemplo, para aleaciones con el mismo contenido de *C* que las muestras A001 y A101, se encontró una energía de activación de 0,22 y 0,41, respectivamente, valores que están por debajo a los obtenidos en el presente estudio (0,46 para A001 y 0,50 para A101).

4.3.3 Umbral Mecánico de Saturación ($\hat{\sigma}_{\epsilon s}$)

Después de haber ajustado analíticamente el modelo de regresión de *Sah et ál. [1969]* a los valores de *Umbral Mecánico* correspondientes a la interacción entre dislocaciones entre sí ($\hat{\sigma}_{\epsilon}$), utilizando el método de mínimos cuadrados, como lo

describimos en la metodología, representamos gráficamente estos valores para verificar la calidad del ajuste.

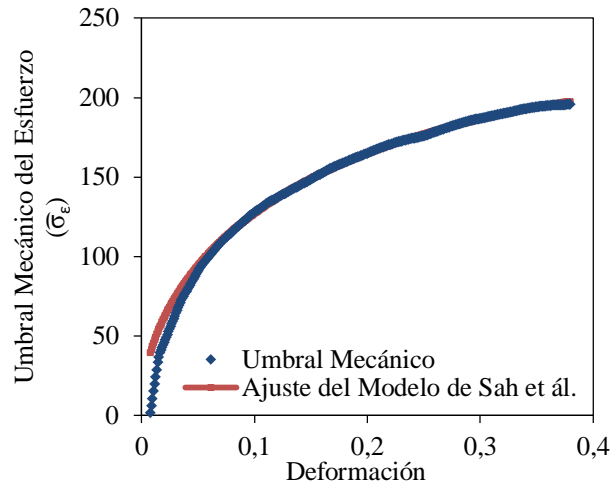


FIGURA 4-9. Representación gráfica del ajuste del Modelo de Sah et ál. [1969] a los valores de Umbral Mecánico del Esfuerzo ($\hat{\sigma}_\epsilon$) calculados previamente; para la aleación **A001**, a una temperatura de 900 °C y una tasa de deformación de 0,1 s⁻¹.

Por ejemplo, en la FIGURA 4-9, se muestra el ajuste para la aleación A001, a una temperatura de 900 °C y una tasa de deformación de 0,1 s⁻¹.

Una vez verificado la calidad de los ajustes, se tabularon las magnitudes resultantes del *Umbral Mecánico de Saturación* ($\hat{\sigma}_{\epsilon S}$). En las TABLAS 4-3 y 4-4 se presentan dichos valores para las aleaciones A001 y A101 respectivamente.

TABLA 4-4. Valores calculados para el Umbral Mecánico de Saturación ($\hat{\sigma}_{\epsilon S}$) para la aleación A001, expresados en MPa.

Tasa de deformación (s ⁻¹)	Temperaturas °C				
	900	950	1000	1050	1100
0,1	226,3	191,5	170,5	165,2	159,3
0,01	196,9	185,5	169,3	153,8	132,5
0,001	175,2	163,2	146,8	138,9	128,7
0,0005	150,7	140,6	103,3	77,7	68,4

TABLA 4-5. Valores calculados para el Umbral Mecánico de Saturación ($\hat{\sigma}_{es}$) para la aleación A101, expresados en MPa.

Tasa de deformación (s ⁻¹)	Temperaturas °C				
	900	950	1000	1050	1100
0,1	177,1	147	119,9	95,3	86,8
0,01	115,3	96,4	83,3	68,2	58,4
0,001	82,0	71,4	58,9	46,7	35,8
0,0005	84,9	62,5	48,6	40,9	31,4

De igual forma, estos esfuerzos de saturación mantienen la tendencia general mostrada, en la cual el *C* tiene un efecto ablandador para estas condiciones de ensayo. Por ejemplo, para una misma temperatura y tasa de deformación, como 900 °C y 0,1 s⁻¹ respectivamente, observamos que para la aleación A001 esta magnitud se encuentra en el orden de los 226 MPa, mientras que para la aleación A101 este valor es de 177 MPa. Esta propensión no se ve alterada para ninguna condición de temperatura y tasa de formación, dentro del intervalo aquí evaluado. Así mismo se mantiene inalterada la tendencia que para un mismo material, para bajas temperaturas y altas tasas de deformación, se obtienen los mayores valores de esfuerzo —en este caso esfuerzos de saturación—, y que los valores decrecen a medida que aumenta la temperatura y disminuye la tasa de deformación.

4.3.4 Constantes propias del material: $\hat{\sigma}_{es0}$, $\dot{\epsilon}_{s0}$, g_{s0} y *A*

Con el propósito de analizar visualmente la calidad del ajuste que resulta de utilizar como modelo de regresión la ECUACIÓN (2.8), donde se estiman los coeficientes $\hat{\sigma}_{es0}$, $\dot{\epsilon}_{s0}$ y g_{s0} , se construyeron los gráficos, mostrados en las FIGURAS 4-10 y 4-11, que comparan el $\hat{\sigma}_{es}$ proveniente de la regresión con los determinados en el apartado 4.3.3

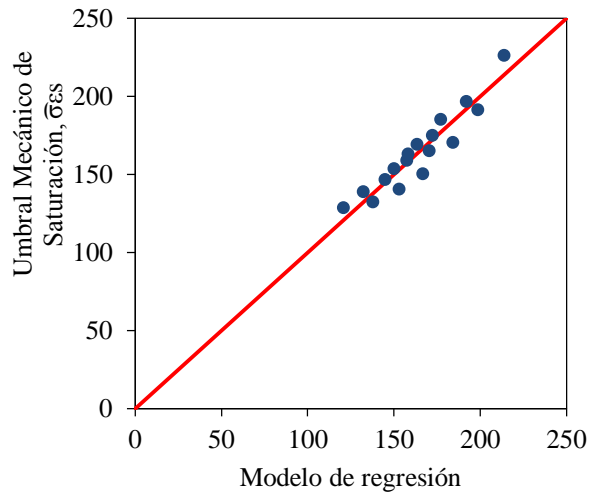


FIGURA 4-10. Comparación del $\hat{\sigma}_{es}$ proveniente de la regresión con los calculados en el apartado 4.3.3, para la aleación **A001**.

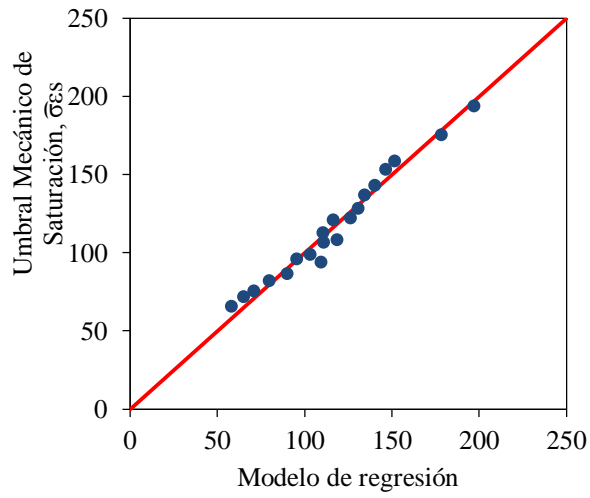


FIGURA 4-11 Comparación del $\hat{\sigma}_{es}$ proveniente de la regresión con los calculados en el apartado 4.3.3, para la aleación **A101**.

Del mismo modo, los valores de las constantes, para cada aleación estudiada, son presentados en la TABLA 4-6.

TABLA 4-6. Valores de las constantes $\hat{\sigma}_{\varepsilon s0}$, $\dot{\varepsilon}_{s0}$ y g_{s0} para las aleaciones A001 y A101.

	A001	A101
$\hat{\sigma}_{\varepsilon s0}$	796 MPa	1131 MPa
$\dot{\varepsilon}_{s0}$	$1,6 \cdot 10^{11}$	$3,1 \cdot 10^6$
g_{s0}	0,26	0,12

Por otro lado, siguiendo la metodología del capítulo 3.6.7, determinamos la magnitud de la constante A para cada aleación estudiada. En la TABLA 4-7 se resume el valor de la constante para las aleaciones A001 y A101.

TABLA 4-7. Valores de la constante A para las aleaciones A001 y A101.

	A001	A101
A	255,7	162,6

En cuanto al valor de la energía de activación normalizada (g_{s0}), se puede decir que pareciera ser sensible al contenido de C , encontrándose alrededor de 0,26 y 0,12 para las aleaciones A001 y A101, respectivamente. Adicionalmente, la magnitud de estos valores se encuentran por debajo a los reportados por *Puchi [2005]*, en donde para aleaciones con un contenido de carbono de 0,20 % y 0,46 %, se obtuvo una energía de activación normalizada (g_{s0}) de 0,44 y 0,41, respectivamente. En relación a esta diferencia se puede acotar que las tasas de deformación utilizadas por este autor son significativamente menores a las empleadas en nuestro estudio.

Por otra parte, los valores encontrados para la constante $\hat{\sigma}_{\varepsilon s0}$ son de 796 MPa y 1131 MPa, para las aleaciones A001 y A101, respectivamente. En principio, estos valores no mantienen la tendencia que se ha venido repitiendo a los largo de la presente discusión. Sin embargo, si analizamos la metodología utilizada para la obtención de $s_i(T, \dot{\varepsilon})$ y $s_\varepsilon(T, \dot{\varepsilon})$ —factores estructurales vinculados a la interacción de: dislocaciones con los átomos de los elementos aleantes presentes y las dislocaciones entre sí, respectivamente—, encontramos que el parámetro $\dot{\varepsilon}_0$ se mantuvo como constante en dicho cálculo, con un valor de 10^7 s^{-1} .

Por el contrario, el parámetro $\dot{\epsilon}_{s0}$ no es una constante y además exhibe una variación muy importante de una aleación a otra, siendo $1,6 \cdot 10^{11} \text{ s}^{-1}$ para la aleación A001 y $3,1 \cdot 10^6 \text{ s}^{-1}$ para la aleación A101. Por lo tanto, el análisis del parámetro $\hat{\sigma}_{\epsilon s0}$ y su variación con el contenido de C del acero no es del todo evidente, análisis que también puede ser válido para la energía de activación g_{s0} .

A pesar de que los resultados presentados hasta ahora dan cuenta que el incremento en el contenido de C produce un efecto de ablandamiento en el material durante su deformación en caliente, no debemos olvidar lo sugerido por otros autores que consiguieron resultados contradictorios a estos. Según *Colas [1997]* dichas contradicciones pueden ser debidas al método de ensayo utilizado. En este sentido, en el mismo año, *Jaipal et ál. [1997]* confirma esta posición expresando que el efecto del C es dependiente de las condiciones de deformación, es decir, de la temperatura y velocidad de deformación relacionadas a través del parámetro Z (*Zener y Hollomon, 1944*). Ellos afirman que para bajos valores de Z , es decir, altas temperaturas y bajas velocidades de deformación —lo cual se aproxima a las condiciones de ensayo del presente estudio— el incremento en el contenido de C reduce el esfuerzo de fluencia; mientras que para condiciones opuestas y más cercanas a las condiciones operativas a nivel industrial —bajas temperaturas y altas velocidades de deformación—, el efecto generado por el C es opuesto, es decir, provoca un aumento importante en el valor del esfuerzo.

4.3.5 Curvas de fluencia determinadas empleando el Modelo del Umbral Mecánico del Esfuerzo

Una vez determinadas todas las constantes y/o parámetros que constituyen el modelo del *Umbral Mecánico del Esfuerzo* (UME), se procedió a reproducir las curvas de fluencia bajo este modelo y a compararla con las curvas de fluencia experimentales. En las FIGURAS 4-12 y 4-13, se representa gráficamente dicha comparación, para la aleación A001; mientras que en las FIGURAS 4-14 y 4-15 se encuentra el mismo cotejo entre gráficas, pero en este caso para la aleación A101.

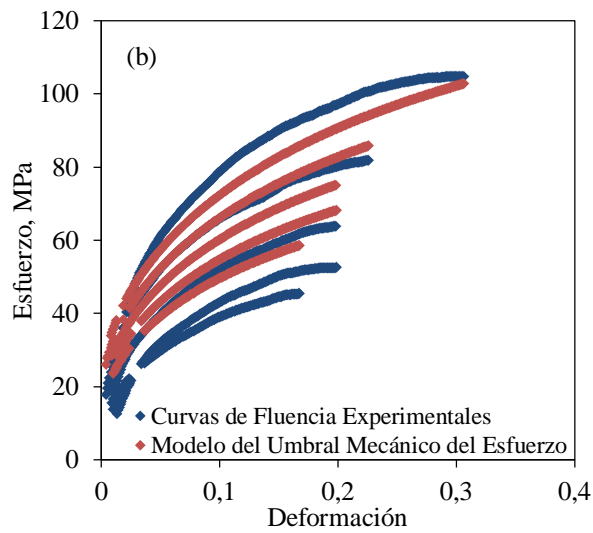
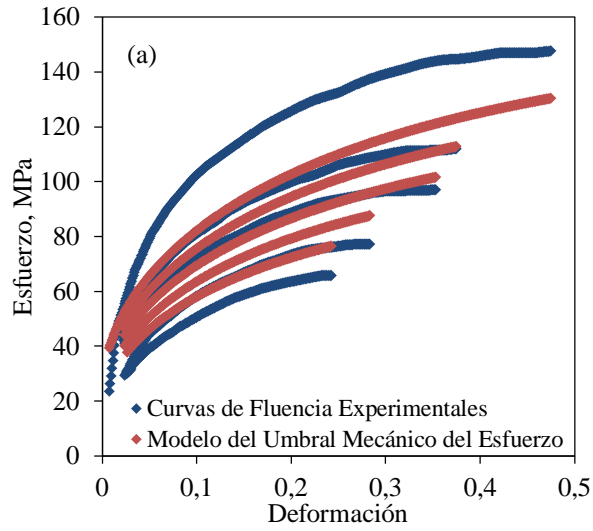


FIGURA 4-12. Comparación de las curvas de fluencia experimentales y las obtenidas mediante el Modelo del Umbral Mecánico del Esfuerzo, para la aleación A001, a diferentes temperaturas y a una velocidad de deformación de: (a) $0,1 \text{ s}^{-1}$ y (b) $0,01 \text{ s}^{-1}$.

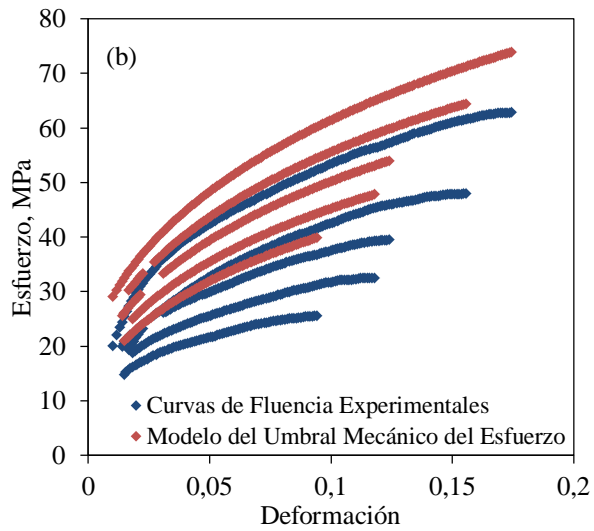
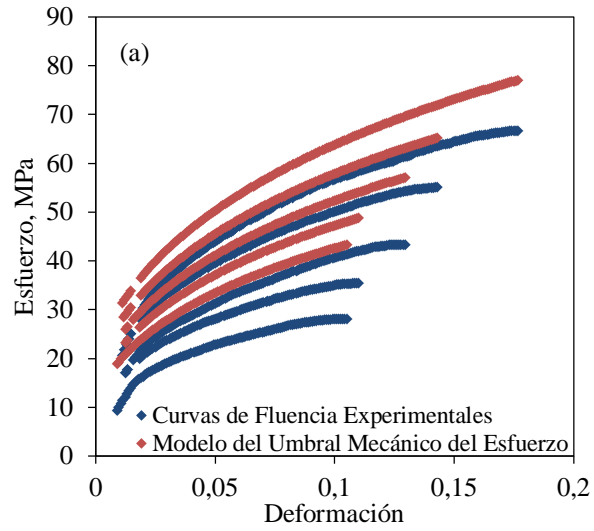


FIGURA 4-13. Comparación de las curvas de fluencia experimentales y las obtenidas mediante el Modelo del Umbral Mecánico del Esfuerzo, para la aleación A001, a diferentes temperaturas y a una velocidad de deformación de: (a) $0,001 \text{ s}^{-1}$ y (b) $0,0005 \text{ s}^{-1}$.

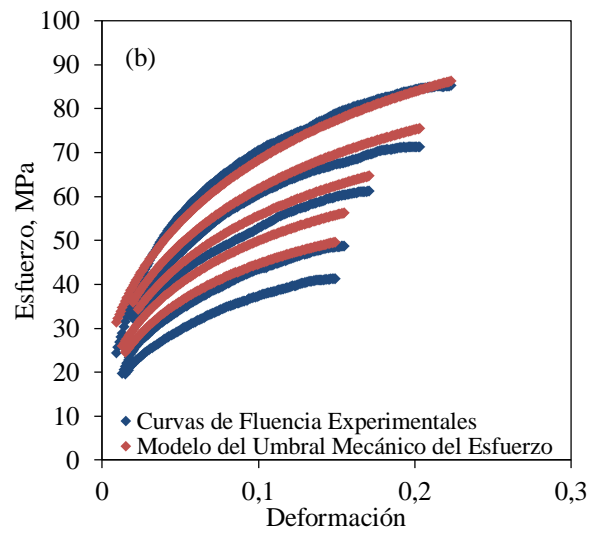
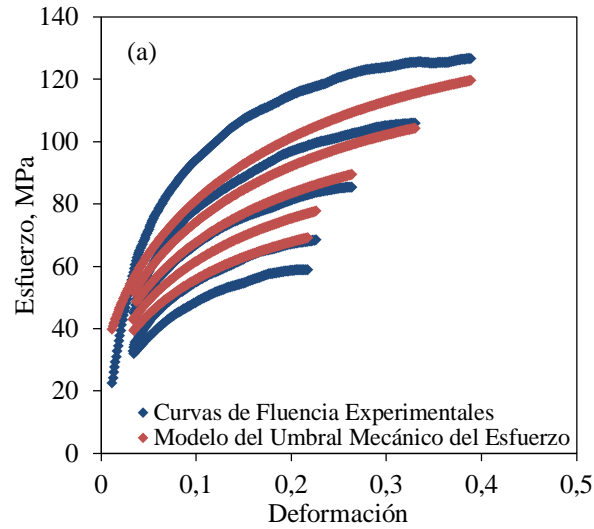


FIGURA 4-14. Comparación de las curvas de fluencia experimentales y las obtenidas mediante el Modelo del Umbral Mecánico del Esfuerzo, para la aleación A101, a diferentes temperaturas y a una velocidad de deformación de: (a) $0,1 \text{ s}^{-1}$ y (b) $0,01 \text{ s}^{-1}$.

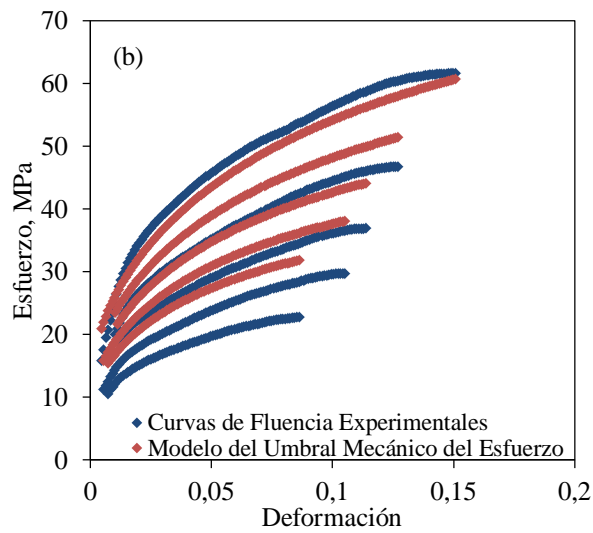
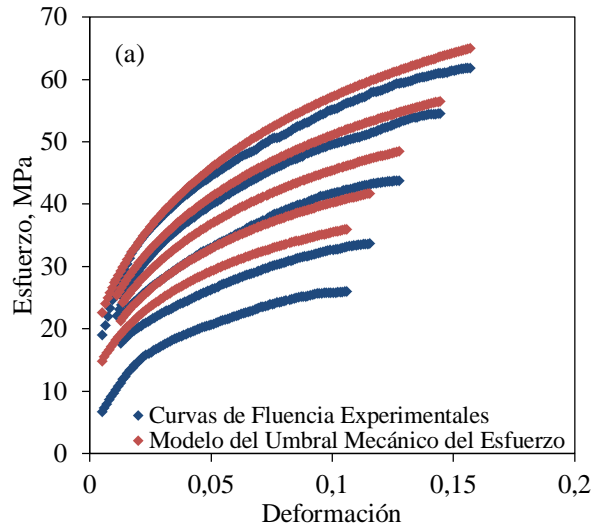


FIGURA 4-15. Comparación de las curvas de fluencia experimentales y las obtenidas mediante el Modelo del Umbral Mecánico del Esfuerzo, para la aleación **A101**, a diferentes temperaturas y a una velocidad de deformación de: (a) $0,001 \text{ s}^{-1}$ y (b) $0,0005 \text{ s}^{-1}$.

De la comparación entre el modelo utilizado y las curvas experimentales se puede inferir, entre otras cosas, lo siguiente:

Primeramente, podemos destacar que para la aleación A001, a temperatura de ensayo de 900 °C y tasa de deformación de 0,1 s⁻¹ (FIG. 4-12), existe una diferencia notable con respecto a la correspondiente curva experimental, sin embargo para el resto de las temperaturas el ajuste mejora en la medida que la temperatura aumenta, salvo la condición de 1100 °C, en donde vuelve a observarse un desajuste importante, entre el comportamiento experimental y el calculado.

Además, al analizar el comportamiento de la misma aleación A001, ahora a tasas de deformación de 0,01 s⁻¹, el ajuste mejora significativamente a bajas temperaturas, sin embargo sigue siendo deficiente a temperaturas elevadas, particularmente a 1000 °C y 1100 °C.

Para el caso de las condiciones de 0,001 y 0,0005 s⁻¹ (Fig. 4-13) el ajuste empeora, el modelo consistentemente sobre estima el comportamiento mecánico de la aleación a todas las temperaturas.

Finalmente al analizar el comportamiento del modelo en la aleación A101, mostrados en las FIGURAS 4-14 y 4-15, presentan un ajuste significativamente mejor al presentado en la aleación con bajo contenido de C. Esto lo confirman las FIGURAS 4-16 y 4-17, las cuales muestran la bondad del ajuste del *Modelo del Umbral Mecánico del Esfuerzo* a las curvas de fluencia experimentales, para ambas aleaciones respectivamente.

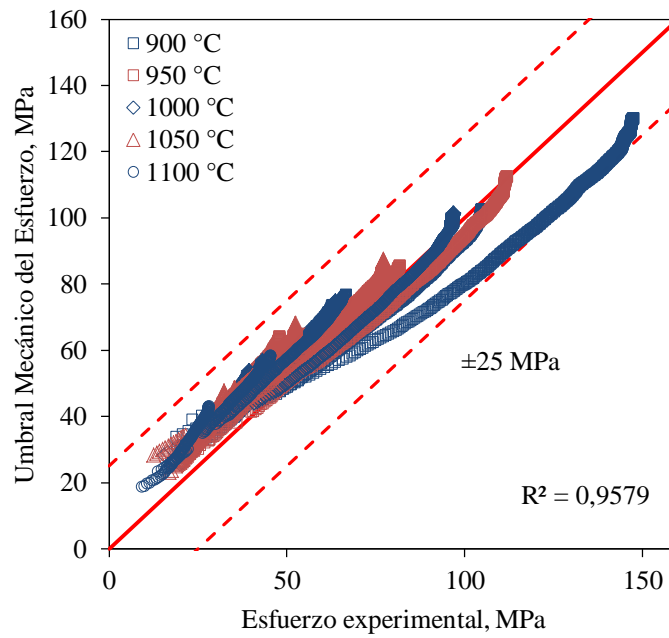


FIGURA 4-16. Bondad del ajuste del Modelo del Umbral Mecánico del Esfuerzo a las curvas de fluencia experimentales para la aleación A001.

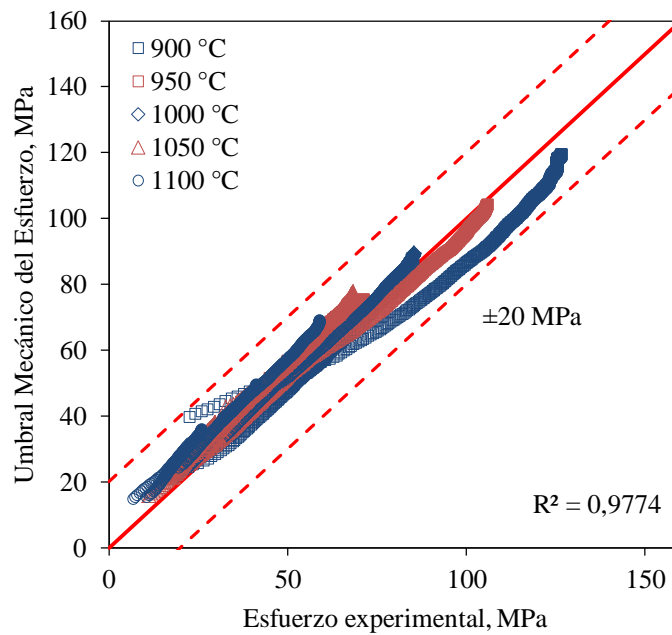


FIGURA 4-17. Bondad del ajuste del Modelo del Umbral Mecánico del Esfuerzo a las curvas de fluencia experimentales para la aleación A101.

4.4 Modelo de Sellars-Tegart-Garofalo (STG)

4.4.1 Esfuerzos críticos

Siguiendo la metodología descrita en el apartado 3.7.1, para la determinación de los esfuerzos críticos (σ_c), se dibujaron las rectas $y = \sigma_{ss}$ en cada curva de fluencia, para cada condición de temperatura y tasa de deformación, dentro del intervalo estudiado en el presente trabajo. Con esto pretendemos visualizar de forma gráfica la intersección de dichas rectas con la parte inicial de la curva de fluencia.

Por ejemplo, en la FIGURA 4-18 se muestran las rectas correspondientes al esfuerzo de estado estacionario para las curvas de fluencia de la aleación A101, a una tasa de deformación de $0,1 \text{ s}^{-1}$. Debido a la gran cantidad de condiciones, la representación gráfica de las demás rectas, para cada condición de tasa de deformación y temperatura, serán mostradas en el APÉNDICE A.

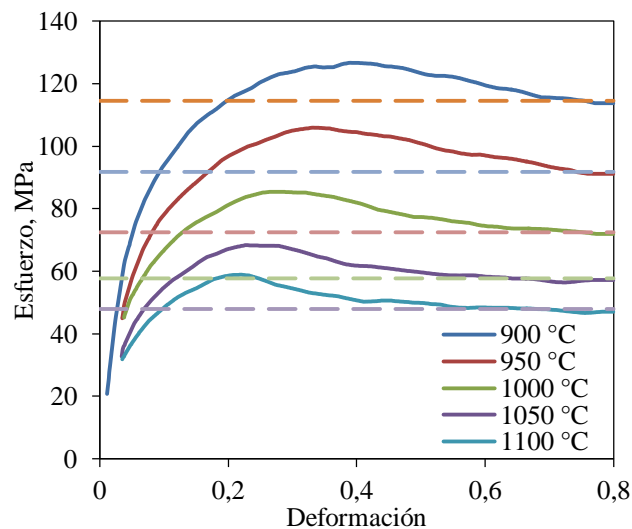


FIGURA 4-18. Determinación de los esfuerzos críticos a diferentes temperaturas y a una tasa de deformación de $0,1 \text{ s}^{-1}$, para la aleación A101.

Acto seguido, mostramos los valores de esfuerzo crítico determinados para ambas aleaciones en la TABLA 4-8 y 4-9.

TABLA 4-8. Valores determinados de Esfuerzos Críticos (σ_c) para la aleación A001, expresados en MPa.

Tasa de deformación (s^{-1})	Temperaturas °C				
	900	950	1000	1050	1100
0,1	141,7	103,5	88,7	68,3	59,0
0,01	91,8	70,8	54,8	45,1	38,4
0,001	58,3	46,8	38,6	32,7	25,7
0,0005	56,4	43,9	36,8	30,1	25,2

TABLA 4-9. Valores determinados de Esfuerzos Críticos (σ_c) para la aleación A101, expresados en MPa.

Tasa de deformación (s^{-1})	Temperaturas °C				
	900	950	1000	1050	1100
0,1	114,5	91,8	72,5	57,7	47,9
0,01	69,3	58,0	50,4	40,4	33,9
0,001	52,4	46,1	38,2	29,2	23,4
0,0005	52,0	40,7	32,3	25,5	21,5

Estos valores de esfuerzo crítico, como era de esperarse, tienen una tendencia similar al encontrado en los valores de límite de fluencia, es decir, se observa una disminución de los esfuerzos con el incremento de la temperatura o con la disminución de la velocidad de deformación. Adicionalmente, las magnitudes de los esfuerzos obtenidas para la aleación A001 se encuentran por encima, en todo momento, de los determinados para la aleación A101, si los comparamos a una misma condición temperatura y tasa de deformación. Por ejemplo, tenemos un valor máximo de 141 MPa, para el acero A001 a 900 °C y una tasa de deformación de 0,1 s^{-1} ; mientras que el esfuerzo crítico para el acero A101 es de 114,5 MPa, para las mismas condiciones de ensayo.

Esta tendencia ha sido reportada por otros autores, como es el caso de *Lien y Quan [2014]*, quienes sugieren que la adición C puede reducir el esfuerzo crítico y/o el esfuerzo de estado estacionario, y por lo tanto promover la ocurrencia de la recristalización dinámica.

4.4.2 Cálculo de las constantes A , α y m

Como ya hemos comentado, el *Modelo STG* puede ser aplicado para describir la relación del esfuerzo crítico (σ_c), asociado al inicio de la recristalización dinámica, con la temperatura y la tasa de deformación, a través del parámetro de *Zener-Hollomon*. En las FIGURAS 4-19 y 4-20 podemos observar la bondad del ajuste del *Modelo de Sellars-Tegart-Garofalo* a las curvas de fluencia experimentales para la aleación A001 y A101, respectivamente. Aquí es importante destacar que, utilizando un valor de 284 kJ/mol para la energía de activación (Q) —valor correspondiente a la auto-difusión del *Fe* en la austenita—, se tiene un excelente ajuste, oscilando la precisión del mismo en una magnitud alrededor de ± 8 MPa, para ambos materiales estudiados.

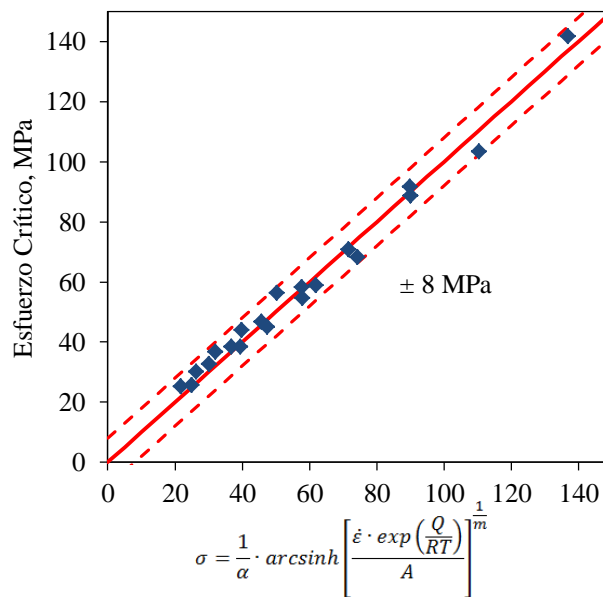


FIGURA 4-10. Bondad del ajuste del Modelo de Sellars-Tegart-Garofalo a las curvas de fluencia experimentales para la aleación A001.

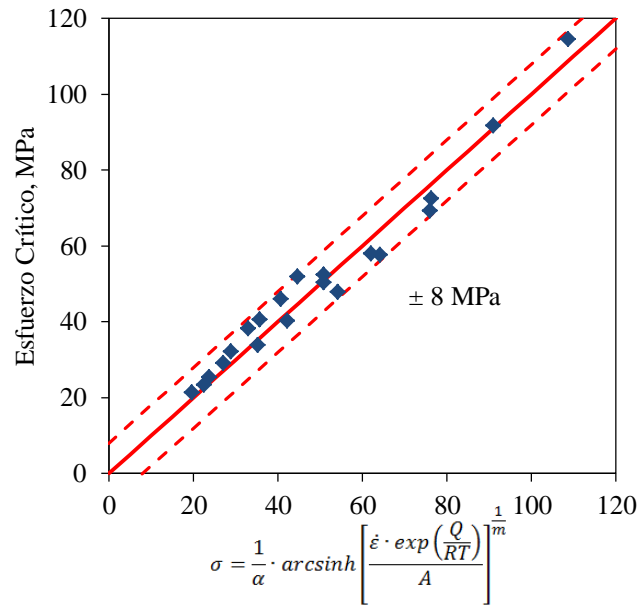


FIGURA 4-11. Bondad del ajuste del Modelo de Sellars-Tegart-Garofalo a las curvas de fluencia experimentales para la aleación A101.

En cuanto a los valores obtenidos para ω , reflejados en la TABLA 4-10, en este caso también se observa claramente el efecto de ablandamiento que supone el incremento del contenido de C , cuando el acero es deformado a altas temperaturas. Vemos como el valor de este parámetro disminuye significativamente desde 212,2 MPa para la aleación A001, hasta 95,99 MPa para la A101. Así mismo, comentamos que estos valores se hallan un poco por encima de los reportados por Varela [2012], quien trabajando en aceros, variando los contenidos de C , Si y Mn , encontró valores para este cociente que varían entre 166 MPa y 50 MPa.

TABLA 4-10. Valores de las constantes ω , A y m , para las aleaciones A001 y A101.

	A001	A101
ω	212,2 MPa	95,99 MPa
A	$10^{12,45}$	$10^{10,93}$
m	5	5

En cuanto al valor de m encontrado, investigaciones previas sugieren que los mecanismos de ablandamiento están fundamentalmente relacionados con el deslizamiento y trepado de dislocaciones por difusión a través de la red cristalina.

CAPITULO V

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

5.1 Conclusiones

1. Los valores encontrados para el esfuerzo de fluencia, para ambas aleaciones aquí estudiadas (A001 y A101), a elevadas temperaturas, ratifica el efecto de ablandamiento relacionado con el incremento del contenido de Carbono en las propiedades mecánicas de los Aceros, cuando estos son conformados en caliente.

2. En general el Modelo de Umbral Mecánico del Esfuerzo, en el intervalo de temperaturas y tasas de deformación aquí evaluadas, sugiere en todo momento una sobre estimación de las propiedades mecánicas reflejadas en el comportamiento de la curvas calculadas en comparación a las curvas experimentales.

3. Se puede apreciar que para ambos materiales (A001 y A101), indistintamente de la temperatura y tasa de deformación, presentan la ocurrencia de los fenómenos de recuperación y recristalización dinámica como mecanismo de ablandamiento.

4. En la mayoría de los casos estudiados, las curvas de esfuerzo deformación exponen la presencia de picos simple en la morfología de la curva, indistintamente de la temperatura. Sin embargo para bajas tasas de deformación se observa la presencia de picos múltiples.

5. En cuanto al comportamiento de la componente atérmica del esfuerzo, se encontraron valores un poco por debajo de lo reportado en la literatura especializada, estando estos alrededor de 4 MPa para ambos materiales.

6. Las aleaciones con mayor contenido de Carbono, exhiben una menor sensibilidad del esfuerzo de fluencia a cambios en la temperatura y tasa de deformación.

5.2 Recomendaciones

1. Programar la evaluación de otras aleaciones con mayores contenidos de Carbono, así como también estudiar el efecto del Silicio y el Manganeso en las propiedades mecánicas durante el conformado en Caliente de Aceros.
2. Evaluar la influencia del tamaño de grano austenítico en las cinéticas de ablandamiento de los Aceros cuando son conformados en caliente.
3. Validar el uso de estos modelos en los cálculos de requerimientos de carga, torque y potencia en los diversos procesos de conformado en caliente.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Cabrera, J.M., Omar A., Jonas J., Prado J.M. (1997) Modeling the flow behavior of a medium carbon microalloyed steel under hot working conditions. *Metall Trans. A*, vol. 28A, p. 2233.
2. Colas, R. (1996). A model for the hot deformation of low-carbon steel, *Journal of Materials Processing Technology* 62(1-3), p.180.
3. Chen, S. R. and Gray III G. T. (1996) Constitutive Behavior of Tantalum and Tantalum-Tungsten Alloys, *Metall. Trans. A*, vol 27, pp. 2994-3006.
4. Chen, S. R., Stout, M. G., Kocks, U. F., MacEwen, S. R. and Beaudoin, A. J., (1998) Hot deformation of aluminum alloys II (ed. T. R. Bieler, L. A. Lalli and S. R. MacEwen), 205; Warrendale, PA, The Minerals, Metals and Materials Society.
5. Collinson, D.C., Hodgson P.D. and Davies C.H.J. (1997) The effect of carbon on the hot deformation and recrystallisation of austenite - Proceedings in THERMEC'97 - International Conference on Thermomechanical Processing of Steels & Other Materials, vol. I & II, 483. The Mineral, Metals & Materials Society 1997. T. Chandra and T. Sakai Eds. Wollongong, Australia. ISBN-13: 978 0873393775.
6. Escobar, F., Cabrera, J.M. Prado, J.M. (2003) Effect of carbon content on plastic flow behaviour of plain carbon steels at elevated temperature, *Materials Science and Technology* 2003 19(8), p. 1137.
7. Estrin Y. and Mecking H. (1984) A unified phenomenological description of work hardening and creep based on one-parameter model, *Acta Metallurgica* 32(1), p. 57.
8. Feltham P. (1953) The plastic flow of iron and plain carbon steels above the A3-point, *Proceedings of the Physical Society B* 66(10), p. 865.

9. Follansbee P.S. and Kocks U.F. (1988) A constitutive description of the deformation of copper based on the use of the mechanical threshold stress as an internal state variable, *Acta Metallurgica* 36(1), pp. 81-93.
10. Follansbee P. S., Regazzoni G. y Kocks U. F. (1984) Mechanical Properties of Materials at High Rates of Strain, *Inst. Phys. Conf. Ser. 70*, The Institute of Physics, p. 71.
11. Follansbee P. S. (1986) *Metallurgical Applications of Shock-Wave and High-Strain-Rate Phenomena* (edited by L. E Murr, K. P. Staudhammer and M. A. Meyers), p. 451.
12. Follansbee P. S., Kocks U. F. (1988) A Constitutive Description of the deformation of Copper Based on the Use of the Mechanical Threshold Stress as an Internal State Variable, *Acta Metall.*, 36(1) pp. 81–93.
13. Follansbee P. S., Gray III G. T. (1989) An Analysis of the Low Temperature and High Strain-Rate Deformation of T-6Al-4V, *Metall. Trans. A*, 20A, pp. 863–874.
14. Follansbee P. S., Huang J. C., Gray III G. T. (1990) Low Temperature and High-Strain-Rate Deformation of Nickel and Nickel-Carbon Alloys and Analysis of the Constitutive Behavior According to an Internal State Variable Model, *Acta Metall.*, 38(7), pp. 1241–1254.
15. Follansbee P. S. (2010) Analysis of Deformation Kinetics in Seven Body Centered Cubic Pure Metals Using a Two-Obstacle Model, *Metall. Mater. Trans. A*, 41A, pp. 3080–3089.
16. Follansbee P. S. (2012) An Internal State Variable Constitutive Model for Deformation of Austenitic Stainless Steels, *Trans, ASME J. Eng. Mater. Technol.*, p. 134.
17. Frantz R. A., Duffy J. (1972) The dynamic Stress-strain behavior in torsion of 1100-0 aluminium subjected to a sharp increase in strain rate, *J. Appl. Mech.* 39, p. 939.

18. Garafalo F. (1963) An empirical relation defining the stress dependence of minimum creep rate in metals. *Trans Met Soc AIME*, 227(2), pp. 351-355.
19. Garafalo F. (1965) *Fundamentals of Creep and Creep Rupture in Metals*, MacMillan, New York.
20. Glenn T. and Bradley W. (1973) The origin of strain rate sensitivity in OFHC copper. *Metall Trans.* 4, p. 2343.
21. Granato V. (1973) *Metallurgical Effects at high strain rates* (edited by R.W. Rohde, B. M. Butcher, J.R. Holland and C. H. Karnes) p. 255.
22. Gray III G. T., Chen S. R. and Vecchio K. S. (1999) Influence of Grain Size on the Constitutive Response and Substructure Evolution of MONEL 400, *Metall. Mater. Trans. A*, 30A, pp. 1235-1247.
23. Haasen, P. (1958) Plastic deformation of nickel single crystals at low temperatures *Phil. Mag*, 3, p. 384.
24. Hansen N. (2001) New discoveries in deformed metals, *Metallurgical and Materials Transactions A* 32(12), p. 2917.
25. Hosford W. F. and Cadell R. M. (2007) *Metal Forming, Mechanics and Metallurgy*, third edition, Cambridge University Press, Cambridge U. K.
26. Humphreys F.J. and Hatherly M. (2004) *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*. Pergamon, 2nd Ed., ISBN-13: 978 0080441641.
27. Jaipal J. (1997) Effect of carbon content on the hot flow stress and dynamic recrystallisation behaviour of plain carbon steels - Proceedings in THERMEC'97 - International Conference on Thermomechanical Processing of Steels & Other Materials, vol. I & II, 539. The Mineral, Metals & Materials Society. T. Chandra and T. Sakai Eds. Wollongong, Australia. ISBN-13: 978 0873393775.

28. Kanninen M. F., Mukherjee A. K., Rosenfield A. R. and Hahn G. T. (1968) Mechanical Behavior of Materials under Dynamic Loads (edited by U. S. Lindholm), p 96.
29. Klepaczko J. R. (1975) Thermally activated flow and strain rate history effects for some polycrystalline f.c.c. metals, Mat. Sci. Engng, p. 121.
30. Klepaczko J. R., and Chiem C.Y. (1986) On rate sensitivity of f.c.c metals, instantaneous rate sensitivity of strain hardening, J. Mech. Phys. Solids, pp. 34, 29
31. Kocks U. F., Argon A. S. and Ashby M. F., (1975) Thermo-dynamics and Kinetics of slip, Prog. Mater. Sci, p. 19.
32. Kocks U. F. (2003) Laws for work-hardening and low-temperature creep, J. Eng. Mater. Technol., 98 (1976) 76-85. Kocks U.F. and Mecking H.: Physics and phenomenology of strain hardening: the FCC case, Progress in Materials Science 48(3), 171.
33. Kumar, F., Hauser J., Dorn, J. E. (1968) Acta Metall. 16, p. 1189.
34. Lipkin J., Campbell J. D. and Swearingen J. C., (1978) The effects of strain-rates variations of the flow stress of OFHC copper. J. Mech. Phys. Solids 26, 251
35. Hai-lian Wei, Guo-quan Liu and Ming-he Zhang, (2014) Physically based constitutive analysis to predict flow stress of medium carbon and vanadium microalloyed steels, Materials Science and Engineering: A, vol. 602, pp. 127-133.
36. Hai-lian Wei and Guo-quan Liu, (2014) Effect of Nb and C on the hot flow behavior of Nb microalloyed steels, Materials & Design, vol.56, pp. 437-444.
37. Hai-lian Wei, Guo-quan Liu, Hai-tao Zhao and Ming-he Zhang (2014) Effect of carbon content on hot deformation behaviors of vanadium microalloyed steels, Materials Science and Engineering A, vol. 596, pp. 112-120.

38. Jonas J. J., Sellars C. M. and Tegart W. J. McG, (1969) Strength and structure under hot-working conditions, *Metallurgical Reviews* 14, 1.
39. Mead H.W. and Birchenall C.E.: (1956) Self-diffusion of iron in austenite, *Transactions of the Metallurgical Society of AIME* 206(10), p. 1336.
40. Mecking, H., Kocks, U.F. (1981) Kinetics of flow and strain-hardening, *Acta metall.* 29, p.1865.
41. Medina, S.F., Hernandez C.A. (1996) General expression of the Zener-Hollomon parameter as a function of the chemical composition of low alloy and microalloyed steels, *Acta Materialia* 44(1), p. 137.
42. Medina, S.F. and Hernandez, C.A. (1996) The influence of chemical composition on peak strain of deformed austenite in low alloy and microalloyed steels, *Acta Materialia* 44(1), p. 149.
43. Newman M. L., Robinson B. J., Sehitoglu H. and Dantzig J. A. (2003) Deformation, Residual Stress, and Constitutive Relations for Quenched W319 Aluminum, *Metall. Mater. Trans. A*, 34A, pp. 1483-1491.
44. Poliak, E.I., Jonas, J.J. (1996). A one-parameter approach to determining the critical conditions for the initiation of dynamic recrystallization. *Acta Mater*, vol. 44, pp. 127–136.
45. Puchi-Cabrera E. S. (2003) Simple constitutive relationship for C–Mn steels deformed at elevated temperatures, *Mater. Sci. Technol.*, vol. 19, pp. 715-722.
46. Puchi-Cabrera E. S. (2003) A Constitutive Description of an Aluminum-0.32% Iron Under Hot-Deformation Conditions, *Metall. Mater. Trans. A*, 34A, pp. 319-326.
47. Puchi-Cabrera E. S. (2003) A Constitutive Description for Aluminum-0.1% Magnesium Alloy Under Hot Working Conditions, *Metall. Mater. Trans. A*, 34A, pp. 2837-2846.

48. Puchi-Cabrera E. S. (2005) Constitutive description of plain carbon steels deformed at high temperatures: effect of carbon content. *Materials Science and Technology*, vol. 21 N° 7, p. 757.
49. Puchi-Cabrera E. S. (2006) Simple constitutive description of Al–5.5 Mg alloy deformed at elevated temperatures and strain rates, *Mater. Sci. and Technol.*, vol. 22 N° 6, pp. 699-705.
50. Puchi-Cabrera E. S., Guérin J. D., Barbier D., Dubar M., Lesage J. (2013) Plastic deformation of structural steels under hot-working conditions, *Mater. Sci. Eng. A* 559, pp. 268–275.
51. Puchi-Cabrera E. S., Staia M. H., Guérin J. D., Lesage J., Dubar M., Chicot D. (2013) Analysis of the work-hardening behavior of C-Mn steels deformed under hot-working conditions, *Int. J. Plasticity*, 51, pp. 145–160.
52. Puchi-Cabrera E. S. (2014) Breve descripción del Modelo del Umbral Mecánico del Esfuerzo (UME). Comunicación privada.
53. Puchi-Cabrera E. S. (2014) Breve descripción del Modelo de Sellars-Tegart-Garofalo (STG). Comunicación privada.
54. Puchi-Cabrera E. S., Staia M. H., Guérin J. D., Lesage J., Dubar M., Chicot D. (2013) An experimental analysis and modeling of the work-softening transient dueto dynamic recrystallization, *Int. J. Plasticity*, <http://dx.doi.org/10.1016/j.ijplas.08.011>
55. Sakai T., Jonas J.J. (1984) Dynamic recrystallization: Mechanical and microstructural considerations, *Acta Metallurgica* 32(2), pp. 189.
56. Schoeck G., Seeger A. (1955) *Defects in Crystalline Solids*, Physical Society, London.
57. Sah J. P., Richardson G., Sellars C. M. (1969) Recrystallization During Hot Deformation of Nickel, *J. Aust. Inst. Met.*, 14, pp. 292–297.

58. Sellars C. M. and Tegart W. J.McG., (1966) La relation entre la résistance et la structure dans la déformation a chaud, Mémoires Scientifiques de la Revue de Metallurgie LXIII(9), 731.
59. Sellars C. M. and Tegart W. J.McG. (1972) Hot workability, International Metallurgical Reviews 17(1), 1.
60. Sellars C. M. (2011) From trial and error to computer modelling of thermomechanical processing, Ironmaking and Steelmaking, vol. 38 N° 4, pp. 250-257.
61. Sellars C.M. and Whiteman J.A. (1979) Recrystallization and grain growth in hot rolling, Metal Science 13, p. 187.
62. Serajzadeh S. and Taheri A.K. (2003) An investigation into the effect of carbon on the kinetics of dynamic restoration and flow behaviour of carbon steels, Mechanics of Materials 35(7), p. 653.
63. Serajzadeh S., Karimi Taheri A. (2002) Materials and Design, 23, pp. 271- 276.
64. Taylor J. W., Harlow F. H. and Amsden A. A. (1978) Dynamic plastic instabilities in stretching plates and shells, Journal. Applied. Mechanics. 45, 105
65. Varela G. (2012) Efecto de los contenidos de C, Si, Mn en el comportamiento a fluencia en caliente de aceros de construcción. Aplicación a la obtención de productos largos laminados. Tesis Doctoral, UPC Barcelona.
66. Varshni, Y. P. (1970) Temperature Dependence of the Elastic Constants, Phys. Rev. B, 2(10), pp. 3952–3958.
67. Wray P.J. (1982) Effect of carbon content on the plastic flow of plain carbon steels at elevated temperatures, Metallurgical Transactions A 13(1), p. 125.
68. Wray P.J. (2009) Effect of composition and initial grain size on the dynamic recrystallization of austenite in plain carbon steels, Metallurgical Transactions A 1984 15(11).

69. Zener, C. and Hollomon J.H. (1944) Effect of strain rate upon plastic flow of steel, *Journal of Applied Physics* 15(1), p. 22.

70. Zhu, L.J., Wu, D., Zhao X.M. (2007) Recrystallization modelling of hot deformed Si- Mn TRIP steel, *Journal of Iron and Steel Research, International* 14(2), p. 31.

APÉNDICE A

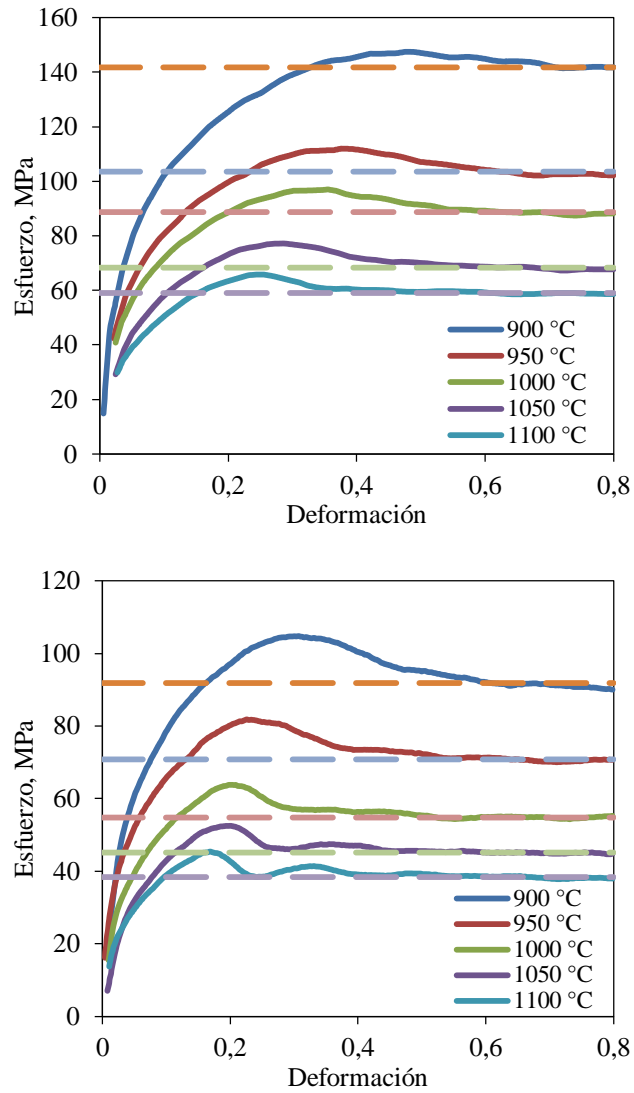


FIGURA A-1. Determinación de los esfuerzos críticos a diferentes temperaturas y a una tasa de deformación de a) $0,1 \text{ s}^{-1}$ y b) $0,01 \text{ s}^{-1}$ para la aleación A001.

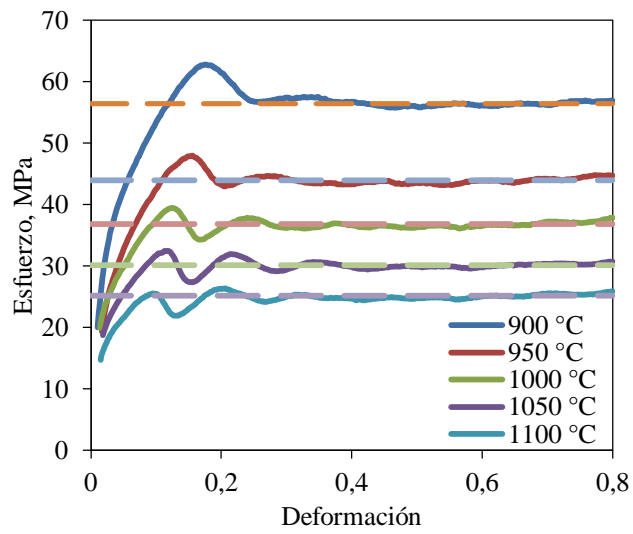
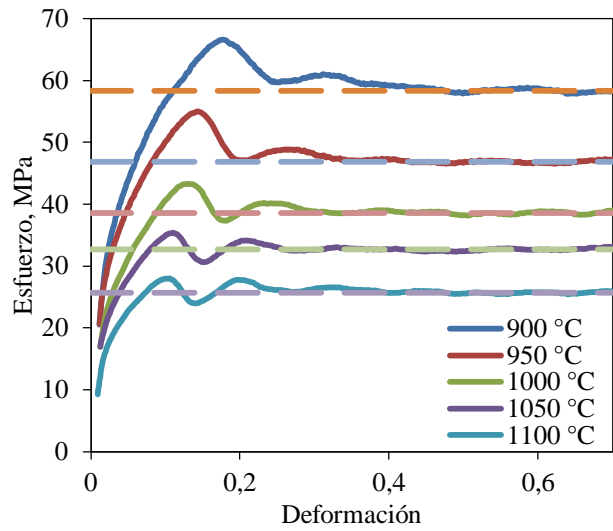


FIGURA A-2. Determinación de los esfuerzos críticos a diferentes temperaturas y a una tasa de deformación de a) $0,001 \text{ s}^{-1}$ y b) $0,0005 \text{ s}^{-1}$ para la aleación A001.

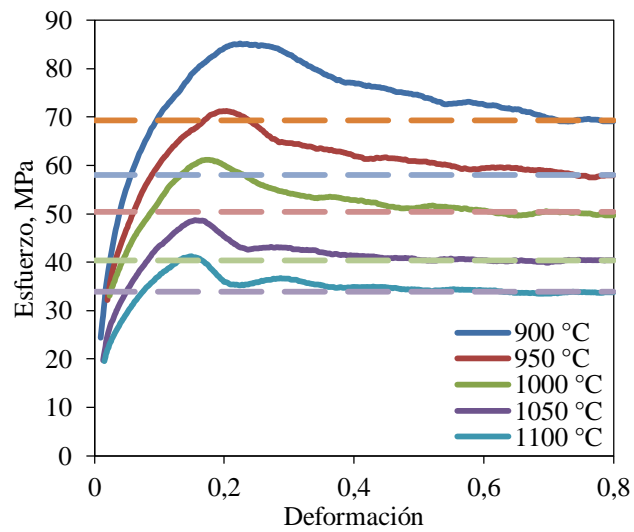
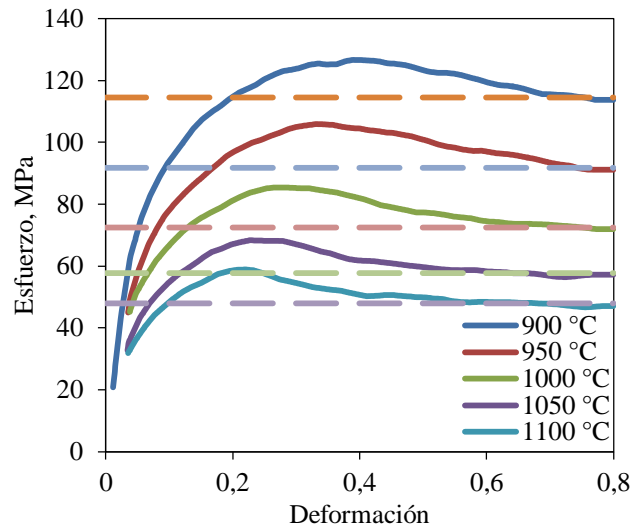


FIGURA A-3. Determinación de los esfuerzos críticos a diferentes temperaturas y a una tasa de deformación de a) $0,1 \text{ s}^{-1}$ y b) $0,01 \text{ s}^{-1}$ para la aleación A101.

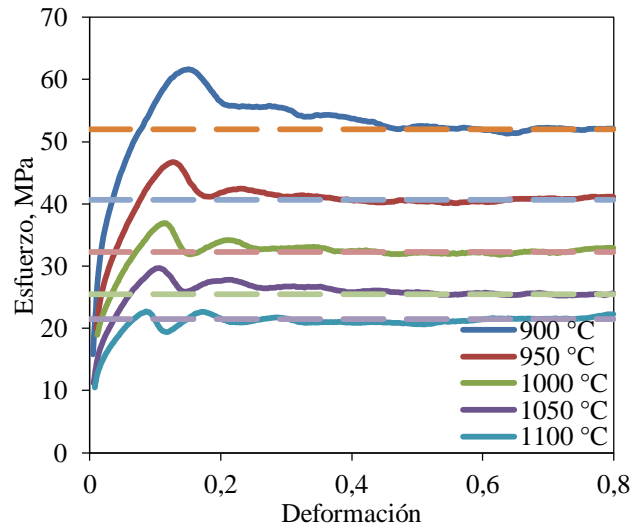
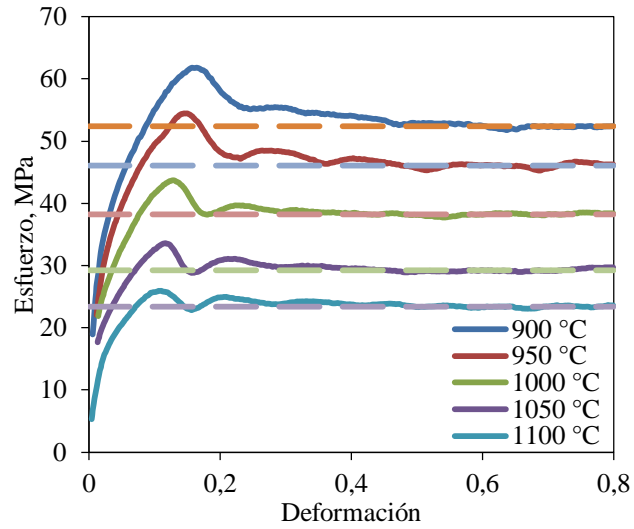


FIGURA A-4. Determinación de los esfuerzos críticos a diferentes temperaturas y a una tasa de deformación de a) $0,001 \text{ s}^{-1}$ y b) $0,0005 \text{ s}^{-1}$ para la aleación A101.