



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN NICOLÁS DE HIDALGO

INSTITUTO DE INVESTIGACIONES METALÚRGICAS

Programa de Maestría en Metalurgia y Ciencias de los Materiales  
(Acreditado PNPC-CONACyT)

---

**MODELIZACIÓN DE LA DEFORMACIÓN PLÁSTICA EN  
CALIENTE DE ACEROS AVANZADOS DE ALTA RESISTENCIA  
MICROALEADOS CON BORO**

---

**TESIS**

Que para obtener el grado de:  
**MAESTRO EN METALURGIA Y  
CIENCIAS DE LOS MATERIALES**

Presenta:  
**ING. ELVIRA GARCÍA MORA**

Asesor:  
**DR. IGNACIO MEJÍA GRANADOS**

Morelia, Michoacán, Febrero de 2012.

---

## AGRADECIMIENTOS

- I. Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (Conacyt – México), por la beca otorgada.
  - II. Al grupo de Procesos de Conformació de Materials Metà·lics del Department de Ciència de Materials i Enginyeria Metal·lúrgica de la Universitat Politècnica de Catalunya – BarcelonaTech (España), por las facilidades otorgadas para la realización de los ensayos de compresión en caliente.
  - III. Al Doctor Ignacio Mejía Granados, por el respaldo y la devoción hacia este trabajo de investigación.
  - IV. Al Ingeniero Francisco Solorio González, por el apoyo y la paciencia en el soporte técnico para la microscopía electrónica de barrido (SEM).
  - V. A los responsables de los laboratorios de química y centro de cómputo del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas por las facilidades y el trato siempre amable.
  - VI. A los compañeros del Departamento de Metalurgia Mecánica, por su desinteresada colaboración y sus valiosas aportaciones para la preparación de los Seminarios y Examen de Grado.
-

---

## DEDICATORIA

Señor Jesús,  
te entrego mis manos para hacer Tu trabajo,  
te entrego mis pies para seguir Tu camino,  
te entrego mis ojos para ver como Tú ves,  
te entrego mi lengua para hablar Tus palabras,  
te entrego mi mente para que pienses Tú en mí,  
te entrego mi espíritu para que Tú ores en mí,  
sobre todo te entrego mi corazón para que en mí  
Tú ames a Tu Padre y a todos los hombres.  
Te entrego todo mi ser para que crezcas Tú en mí,  
para que seas Tú Cristo quien viva, trabaje y ore en mí.  
Amén.

*A mi círculo de confianza:*

Mi mamá, mi señor, mi hija, mis hermanos, mi cuñado y mi sobrino.

---

---

# ÍNDICE

<b>Relación de Figuras</b>	iv
<b>Relación de Tablas</b>	vii
<b>Introducción</b>	
a. Resumen	viii
b. Justificación	viii
c. Objetivos	ix
d. Hipótesis	ix
<b>Capítulo 1. Revisión Bibliográfica</b>	
1.1 Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS)	
1.1.1 Clasificación	1
1.1.2 Propiedades y Aplicaciones	1
1.1.3 Aceros AHSS de fase compleja	2
1.2 Efectos de los Elementos de Aleación en los AHSS	
1.2.1 Níquel	3
1.2.2 Cromo	3
1.2.3 Vanadio	3
1.2.4 Cobre	4
1.3 Efecto del Boro como Elemento Microaleante en los AHSS	4
1.3.1 Sistema Binario Fe-B	4
1.3.2 Sistema Ternario Fe-C-B	5
1.3.3 Segregación de Equilibrio del Boro	7
1.3.4 Segregación de No Equilibrio del Boro	8
1.4 Transformación de Fase	8
1.4.1 Transformación Bainítica	9
1.4.2 Transformación Martensítica	10
1.5 Fluencia en Caliente de los Aceros	11
1.5.1 Deformación Plástica en Caliente de la Austenita	11
1.5.2 Mecanismos de Endurecimiento	11
1.5.3 Mecanismos de Ablandamiento	11
1.5.4 Recristalización Dinámica	12
1.6 Modelos para el Comportamiento de Fluencia en Caliente	13
1.6.1 Tipos de Modelos	13
1.6.2 Etapa de Endurecimiento	14
1.6.3 Etapa de Recristalización Dinámica	15
1.6.4 Etapa de Estado Estable	15
1.7 Resumen	15

---

<b>Capítulo 2. Metodología Experimental</b>	
2.1 Materiales y Composición Química	17
2.2 Microestructura en Condición de Temple	17
2.3 Ensayos de Compresión en Caliente	19
2.4 Caracterización Metalográfica de Tamaño de Grano Austenítico Recristalizado y Fases Presentes	20
2.4.1 Tamaño de Grano Austenítico Recristalizado	21
2.5 Caracterización Metalográfica en Condición de Deformación	21
2.5.1 Fases presentes	21
2.5.2 Análisis de precipitados	21
2.6 Modelado de las Curvas de Fluencia en Caliente	22
2.6.1 Etapa de Endurecimiento y Restauración Dinámica	22
2.6.1.1 Determinación del Parámetro de Ablandamiento	22
2.6.1.2 Determinación del Parámetro de Endurecimiento	22
2.6.2 Determinación de la Deformación correspondiente al Esfuerzo Máximo	23
2.6.3 Determinación del Exponente de Avrami	24
2.6.4 Determinación del Tiempo para el 50% de la Recristalización Dinámica	24
2.6.5 Etapa de Estado Estable	25
2.7 Modelo de Derby	25
2.8 Resumen	26
<b>Capítulo 3. Presentación y Discusión de Resultados</b>	27
3.1 Modelado de las Curvas de Fluencia en Caliente	
3.1.1 Curvas Experimentales	27
3.1.2 Parámetros de Ablandamiento	30
3.1.3 Parámetros de Endurecimiento	31
3.1.4 Parámetros de la Deformación correspondiente al Esfuerzo Máximo	32
3.1.5 Parámetros de Avrami	33
3.1.6 Parámetros de Recristalización Dinámica	35
3.1.7 Parámetros de Estado Estable	35
3.1.8 Resumen de Parámetros	37
3.1.9 Curvas Modeladas	38
3.2 Microestructuras en Condición de Deformación	
3.2.1 Tamaño de Grano Austenítico Recristalizado	42
3.2.2 Fases Presentes	45
3.2.3 Análisis de Precipitados	52
3.3 Ecuación de Derby	
3.3.1 Tamaño de Grano Recristalizado y Parámetro Z	54
3.4 Resumen	55

---

<b>Capítulo 4. Conclusiones</b>	56
<b>Sugerencias para Trabajo Futuro</b>	58
<b>Referencias Bibliográficas</b>	59
<b>Anexos</b>	
<u>Anexo A</u> : Ajuste para obtener el Parámetro de Ablandamiento	62
<u>Anexo B</u> : Ajuste para obtener el Parámetro de Endurecimiento	71
<u>Anexo C</u> : Ajuste para obtener el Parámetro de Esfuerzo Máximo	74
<u>Anexo D</u> : Ajuste para obtener el Exponente de Avrami	77
<u>Anexo E</u> : Ajuste para obtener los Parámetros de Recristalización Dinámica	79
<u>Anexo F</u> : Ajuste para obtener los Parámetros de Estado Estable	82
<u>Anexo G</u> : Ajuste para obtener los Parámetros de Estado Estable	85

---

## RELACIÓN DE FIGURAS

### Capítulo 1. Revisión Bibliográfica

**Figura 1.1:** Deformación vs. Resistencia a la Tensión.

**Figura 1.2:** Efecto del Boro en el diagrama TTT.

**Figura 1.3:** Diagrama del Sistema Fe-B.

**Figura 1.4:** Porción rica en Fe del diagrama de fases Fe-B calculado.

**Figura 1.5:** Secciones isotérmicas del sistema Fe-C-B a 700°C (a), 900°C (b) y 1100°C (c).

**Figura 1.6:** Diagrama ternario Fe-C-B calculado.

**Figura 1.7:** Ilustración esquemática de la bainita superior (izquierda) y la inferior (derecha).

**Figura 1.8:** Ilustración esquemática y metalografía de una martensita de listón.

**Figura 1.9:** Correspondencia del modelo de Bain para la transformación martensítica.

**Figura 1.10:** Esquema representativo de la deformación plástica en caliente y su curva de esfuerzo-deformación.

**Figura 1.11:** Curvas típicas bajo la presencia de Recristalización Dinámica.

### Capítulo 2. Metodología Experimental

**Figura 2.1:** Metalografía de la probeta B0 en condición de temple.

**Figura 2.2:** Metalografía de la probeta B1 en condición de temple.

**Figura 2.3:** Metalografía de la probeta B2 en condición de temple.

**Figura 2.4:** Metalografía de la probeta B3 en condición de temple.

**Figura 2.5:** Metalografía de la probeta B4 en condición de temple.

**Figura 2.6:** Metalografía de la probeta B5 en condición de temple.

### Capítulo 3. Presentación y Discusión de Resultados

**Figura 3.1:** Curvas de fluencia en caliente en función de la temperatura.

**Figura 3.2:** Curvas de fluencia en caliente en función de la composición.

---

**Figura 3.3:** Relación entre el parámetro de ablandamiento ( $\Omega$ ) y las condiciones de ensayo ( $Z$ ).

**Figura 3.4:** Relación entre el parámetro de endurecimiento ( $U$ ) y las condiciones de ensayo ( $Z$ ).

**Figura 3.5:** Relación entre la deformación correspondiente al esfuerzo máximo ( $\varepsilon_p$ ) y las condiciones de ensayo ( $Z$ ).

**Figura 3.6:** Relación entre la fracción recristalizada y el tiempo.

**Figura 3.7:** Relación entre el exponente de Avrami ( $n$ ) y las condiciones de ensayo ( $Z$ ).

**Figura 3.8:** Relación entre el tiempo teórico y experimental para la recristalización.

**Figura 3.9:** Relación entre  $\sigma_p$  con la velocidad de deformación y la temperatura de ensayo.

**Figura 3.10:** Relación entre  $\sigma_{ss}$  con la velocidad de deformación y la temperatura de ensayo.

**Figura 3.11:** Validación de las curvas experimentales (color) y teóricas (líneas negras) para B0.

**Figura 3.12:** Validación de las curvas experimentales (color) y teóricas (líneas negras) para B1.

**Figura 3.13:** Validación de las curvas experimentales (color) y teóricas (líneas negras) para B2.

**Figura 3.14:** Validación de las curvas experimentales (color) y teóricas (líneas negras) para B3.

**Figura 3.15:** Validación de las curvas experimentales (color) y teóricas (líneas negras) para B4.

**Figura 3.16:** Validación de las curvas experimentales (color) y teóricas (líneas negras) para B5.

**Figura 3.17:** Grano austenítico de B0 para  $0.1s^{-1}$  con  $950^{\circ}C$  (a),  $1100^{\circ}C$  (b);  $0.01s^{-1}$  con  $950^{\circ}C$  (c),  $1100^{\circ}C$  (d);  $0.001s^{-1}$  con  $950^{\circ}C$  (e),  $1100^{\circ}C$  (f).

**Figura 3.18:** Grano austenítico de B1 para  $0.1s^{-1}$  con  $950^{\circ}C$  (a),  $1100^{\circ}C$  (b);  $0.01s^{-1}$  con  $950^{\circ}C$  (c),  $1100^{\circ}C$  (d);  $0.001s^{-1}$  con  $950^{\circ}C$  (e),  $1100^{\circ}C$  (f).

**Figura 3.19:** Grano austenítico de B3 para  $0.1s^{-1}$  con  $950^{\circ}C$  (a),  $1100^{\circ}C$  (b);  $0.01s^{-1}$  con  $950^{\circ}C$  (c),  $1100^{\circ}C$  (d);  $0.001s^{-1}$  con  $950^{\circ}C$  (e),  $1100^{\circ}C$  (f).

**Figura 3.20:** Grano austenítico de B5 para  $0.1s^{-1}$  con  $950^{\circ}C$  (a),  $1100^{\circ}C$  (b),  $0.01s^{-1}$  con  $950^{\circ}C$  (c),  $1100^{\circ}C$  (d);  $0.001s^{-1}$  con  $950^{\circ}C$  (e),  $1100^{\circ}C$  (f).



---

**Figura 3.21:** Metalografías en condición de deformación para B0 a  $0.1s^{-1}$ ,  $950^{\circ}C$ (a),  $1000^{\circ}C$  (b),  $1050^{\circ}C$  (c) y  $1100^{\circ}C$  (d).

**Figura 3.22:** Metalografías en condición de deformación para B0 a  $0.01s^{-1}$ ,  $950^{\circ}C$ (a),  $1000^{\circ}C$  (b),  $1050^{\circ}C$  (c) y  $1100^{\circ}C$  (d).

**Figura 3.23:** Metalografías en condición de deformación para B0 a  $0.001s^{-1}$ ,  $950^{\circ}C$ (a),  $1000^{\circ}C$  (b),  $1050^{\circ}C$  (c) y  $1100^{\circ}C$  (d).

**Figura 3.24:** Metalografías en condición de deformación para B1 a  $0.1s^{-1}$ ,  $950^{\circ}C$ (a),  $1000^{\circ}C$  (b),  $1050^{\circ}C$  (c) y  $1100^{\circ}C$  (d).

**Figura 3.25:** Metalografías en condición de deformación para B1 a  $0.01s^{-1}$ ,  $950^{\circ}C$ (a),  $1000^{\circ}C$  (b),  $1050^{\circ}C$  (c) y  $1100^{\circ}C$  (d).

**Figura 3.26:** Metalografías en condición de deformación para B1 a  $0.001s^{-1}$ ,  $950^{\circ}C$ (a),  $1000^{\circ}C$  (b),  $1050^{\circ}C$  (c) y  $1100^{\circ}C$  (d).

**Figura 3.27:** Metalografías en condición de deformación para B3 a  $0.1s^{-1}$ ,  $950^{\circ}C$ (a),  $1000^{\circ}C$  (b),  $1050^{\circ}C$  (c) y  $1100^{\circ}C$  (d).

**Figura 3.28:** Metalografías en condición de deformación para B3 a  $0.01s^{-1}$ ,  $950^{\circ}C$ (a),  $1000^{\circ}C$  (b),  $1050^{\circ}C$  (c) y  $1100^{\circ}C$  (d).

**Figura 3.29:** Metalografías en condición de deformación para B3 a  $0.001s^{-1}$ ,  $950^{\circ}C$ (a),  $1000^{\circ}C$  (b),  $1050^{\circ}C$  (c) y  $1100^{\circ}C$  (d).

**Figura 3.30:** Metalografías en condición de deformación para B5 a  $0.1s^{-1}$ ,  $950^{\circ}C$ (a),  $1000^{\circ}C$  (b),  $1050^{\circ}C$  (c) y  $1100^{\circ}C$  (d).

**Figura 3.31:** Metalografías en condición de deformación para B5 a  $0.01s^{-1}$ ,  $950^{\circ}C$ (a),  $1000^{\circ}C$  (b),  $1050^{\circ}C$  (c) y  $1100^{\circ}C$  (d).

**Figura 3.32:** Metalografías en condición de deformación para B5 a  $0.001s^{-1}$ ,  $950^{\circ}C$ (a),  $1000^{\circ}C$  (b),  $1050^{\circ}C$  (c) y  $1100^{\circ}C$  (d).

**Figura 3.33:** Paquetes de bloques de martensita tipo listón.

**Figura 3.34:** Esquema y micrografía de una bainita superior en una matriz martensítica [58] (a), comparado con la metalografías en condición de deformación para B3 a  $0.01s^{-1}$  para  $1050^{\circ}C$  (b).

**Figura 3.35:** Partículas de precipitados y espectro de energía de dispersión a B4 a  $1000^{\circ}C$  y  $0.1s^{-1}$ .

**Figura 3.36:** Partículas de precipitados inter e intragranulares a B4 a  $1000^{\circ}C$  y  $0.1s^{-1}$ .

**Figura 3.37:** Partículas de precipitados y espectro de energía de dispersión a B5 a  $1000^{\circ}C$  y  $0.001s^{-1}$ .

---

**Figura 3.38:** Partículas de precipitados inter e intragranulares a B5 a 1000°C y 0.001s<sup>-1</sup>.

**Figura 3.39:** Relación entre el tamaño de grano (*Diámetro promedio*) y las condiciones de deformación (*Z*).

## RELACIÓN DE TABLAS

### Capítulo 2. Metodología Experimental

**Tabla 2.1:** Composición química del acero bajo estudio.

**Tabla 2.2:** Matriz para los ensayos de compresión uniaxial a alta temperatura.

### Capítulo 3. Presentación y Discusión de Resultados

**Tabla 3.1:** Parámetros de ablandamiento ( $\Omega$ ) con las condiciones de ensayo.

**Tabla 3.2:** Parámetros de endurecimiento ( $U$ ) con las condiciones de ensayo ( $Z$ ).

**Tabla 3.3:** Parámetros de la deformación correspondiente al esfuerzo máximo ( $\epsilon_p$ ) con las condiciones de ensayo ( $Z$ ).

**Tabla 3.4:** Exponente de Avrami ( $n$ ) en función de las condiciones de ensayo ( $Z$ ).

**Tabla 3.5:** Relación entre el tiempo de recristalización teórico y experimental.

**Tabla 3.6:** Parámetros para  $\sigma_p$  en función de la velocidad de deformación y la temperatura.

**Tabla 3.7:** Parámetros para el  $\sigma_{ss}$  en función de la velocidad de deformación y la temperatura.

**Tabla 3.8:** Etapas de fluencia y ecuaciones constitutivas relacionadas.

**Tabla 3.9:** Parámetros característicos de las ecuaciones constitutivas de acuerdo con la composición.

**Tabla 3.10:** Tamaño de grano en función de la composición y las condiciones de ensayo.

**Tabla 3.11:** Tamaño de grano en función de la composición y las condiciones de ensayo.

**Tabla 3.12:** Parámetros del Modelo de Derby.

## INTRODUCCIÓN

### a. RESUMEN

La denominación *Aceros Avanzados de Alta Resistencia* (AHSS) le corresponde a los aceros que presentan una estructura multifase (ferrita, bainita, austenita retenida, martensita) que se desarrolla partir de una composición química que se somete a tratamientos térmicos y/o termomecánicos. Es precisamente la distribución y el contenido de las fases constituyentes el factor determinante en las propiedades sobresalientes de estos aceros. Al sustituir aceros convencionales por aceros AHSS se ha logrado reducir el peso en algunos componentes y en consecuencia el peso neto de un equipo. En el caso de la industria automotriz, la reducción de peso permite que las emisiones de gases contaminantes hacia la atmósfera se disminuyan, de manera que se tiene un impacto ambiental benéfico. El proceso de fabricación de estos aceros AHSS representa aún un reto para su comercialización, por lo que son de importancia las aportaciones científicas relacionadas con la optimización de estos. Una alternativa es el modelado de los fenómenos metalúrgicos que intervienen en el desarrollo de la microestructura durante la deformación plástica a altas temperaturas.

Para este trabajo de investigación, el principal objetivo es desarrollar el modelo del comportamiento bajo deformación plástica en caliente de aceros AHSS microaleados con Boro a partir de datos experimentales de las curvas de fluencia de compresión uniaxial en caliente bajo diferentes condiciones de temperatura y velocidades de deformación. Para el modelado analítico de la deformación plástica se aplica el modelo fenomenológico propuesto por Estrin, Mecking y Bergström; Johnson, Mehl, Avrami y Komolgorov; Sellars y Tegart, mismo que considera tres etapas (endurecimiento, ablandamiento y estado estable). Para relacionar los parámetros del modelado con las fases presentes en los aceros en estudio se realizó la caracterización metalográfica, que muestra una microestructura compleja con ferrita, bainita y martensita, la presencia de partículas de Boro en los límites de grano y el refinamiento del grano austenítico de partida conforme aumentan el contenido de Boro y los valores numéricos de las variables de ensayo (temperatura y velocidad de deformación). Analíticamente la tendencia también es de aumento en el parámetro de ablandamiento conforme el contenido de boro y la temperatura de ensayo aumentan.

### b. JUSTIFICACIÓN

Los Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS) responden a la creciente preocupación por el cuidado ambiental, ya que permiten reducir pesos con el uso de láminas más delgadas. Se estima que al reducir hasta en un 32% el peso de un vehículo, el ahorro de combustible oscila entre el 10 y 20% en función de las condiciones de operación y de servicio [1].

El modelado de la fluencia en caliente de los procesos de conformado a nivel industrial, permite optimizar las etapas de fabricación al reconocer las tendencias del comportamiento del material bajo ciertas condiciones de velocidad de deformación, temperatura y composición química, con lo que se tienen aceros más económicos y accesibles.

### c. **OBJETIVOS**

#### Objetivo General:

Modelar fenomenológicamente el comportamiento de la deformación plástica en caliente de Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS) microaleados con boro a partir de curvas de fluencia de compresión uniaxial a diferentes composiciones, temperaturas y velocidades de deformación por medio de las ecuaciones propuestas por Estrin, Mecking y Bergström; Johnson, Mehl, Avrami y Komolgorov; Sellars y Tegart y Derby.

#### Objetivos Particulares:

1. Determinar los parámetros de endurecimiento y de ablandamiento, las condiciones de inicio de la recristalización dinámica durante la fluencia en caliente.
2. Determinar la cinética de recristalización dinámica durante la fluencia en caliente.
3. Integrar los parámetros de las etapas de fluencia en caliente para validar el modelo teórico con las curvas experimentales.
4. Caracterizar el tamaño de grano austenítico y recristalizado.
5. Determinar la microestructura resultante de las diferentes condiciones de deformación en caliente.
6. Determinar la naturaleza de los precipitados de Boro generados durante la deformación plástica en caliente.

### d. **HIPÓTESIS**

Cuando los aceros se encuentran en rango austenítico, el Boro produce un efecto de ablandamiento, incremento de la ductilidad y favorece el inicio de la recristalización dinámica pero con una cinética retardada que influye en el refinamiento del grano.

Por lo tanto, se espera que al variar el contenido de boro (14, 33, 82, 126 y 214 ppm) y la temperatura de ensayo (950°C, 1000°C, 1050°C y 1100°C), el parámetro de ablandamiento ( $\Omega$ ) y el refinamiento de grano muestren una tendencia creciente. Por su parte, los valores críticos para el inicio de la recristalización dinámica ( $\sigma_p$ ,  $\epsilon_p$ ) decrecerán y la cinética del mismo fenómeno se adelantará a causa de la segregación del Boro en los límites de grano. También se cree que las curvas teóricas generadas al

integrar las ecuaciones propuestas por Estrin, Mecking y Bergström; Johnson, Mehl, Avrami y Komolgorov y Sellars y Tegart tendrán una concordancia tal con las curvas experimentales que permitan predecir tendencias de comportamiento a partir de los parámetros de dichas expresiones.

## Capítulo 1. Revisión Bibliográfica

### 1.1 Aceros Avanzados de Alta Resistencia (AHSS)

Con base en la composición química, los aceros avanzados de alta resistencia (AHSS, por sus siglas en inglés) se encuentran dentro del grupo de los *aceros de baja aleación con bajo contenido de carbono*. El contenido de carbono en estos aceros es menor al 0.25% y los elementos de aleación que pueden estar presentes son el cobre, el vanadio, el níquel, el cromo, el molibdeno, entre otros.

Según el Comité para las Aplicaciones Automotrices (Committe on Automotive Applications) del Instituto Internacional del Hierro y del Acero (International Iron and Steel Institute), los AHSS, son aquellos que *presentan varias fases (ferrita, bainita, martensita y/o austenita) en cantidades suficientes para producir propiedades mecánicas únicas* [2].

#### 1.1.1 Clasificación

De acuerdo con las proporciones de las fases presentes se podrá tener diferentes tipos de aceros [1-4], como: doble fase (Dual Phase, DP), fase compleja (Complex Phase, CP), ferrítico-bainíticos (Ferritic-Bainitic, FB), martensíticos (Martensitic, MART), de plasticidad inducida por transformación (Transformation Induced Plasticity, TRIP) y plasticidad inducida por maclaje (Twinning Induced Plasticity, TWIP).

#### 1.1.2 Propiedades y Aplicaciones

Como se ha mencionado, los AHSS presentan varias fases, por lo tanto, los valores de resistencia-ductilidad se encuentran en función de éstas [1, 2, 3, 4]. Debido a la composición química, estos aceros tienen buena capacidad de endurecimiento, buena elongación y buena resistencia a la tensión [3]. En la figura 1.1 se muestran las regiones del campo de elongación y esfuerzo para cada familia de AHSS.

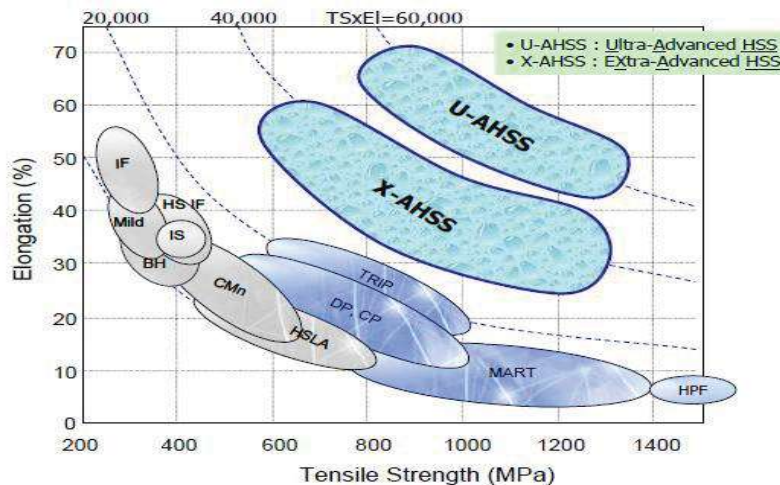


Figura 1.1: Deformación (Elongation) vs. Resistencia a la Tensión (Tensile Strength) [4].

Las microestructuras de los AHSS se deben tanto a la composición química del acero como al tratamiento térmico o termomecánico que se induzca para lograrla [1]. Los *aceros de doble fase* (DP) son los más utilizados en la industria automotriz, éstos tienen una microestructura formada por una fase matriz de ferrita, que es la fase suave reforzada por islas de martensita, que es la fase dura [3]. Conforme la fracción de la fase dura aumenta, la resistencia a la tensión aumentará y disminuirá la ductilidad, por lo que las propiedades óptimas se logran cuando la fase de refuerzo ocupa un 20% del volumen [1].

Los *aceros de fase compleja* (CP) muestran una fase suave de ferrita con fases de refuerzo de martensita, bainita y precipitados de carburos y/o nitruros. Tales precipitados infieren la resistencia característica de este tipo de aceros, por lo que son utilizados cuando se requieren piezas de alta capacidad para absorber energía, como en las defensas de los vehículos [3].

Los *aceros de plasticidad inducida por transformación* (TRIP) tienen una microestructura con una matriz de ferrita de grano fino y una combinación de martensita, bainita y austenita revenida que ocupa desde un 5% hasta un 15% del volumen [1]. En estos aceros, la ductilidad se beneficia con la deformación. Se emplean en carrocerías y soportes [3].

Los *aceros ferrítico-bainíticos* (FB), de acuerdo con su nombre, su microestructura se compone por una matriz ferrítica reforzada con bainita. El campo de comportamiento resistencia-elongación se encuentra precisamente en el área de intersección entre los aceros DP y los aceros CP. Estos aceros tienen alta capacidad de elongación, alta resistencia mecánica, buena soldabilidad y alta resistencia a la fatiga [3].

Los *aceros martensíticos* (MART) tienen una microestructura de martensita en su mayoría, esta fase se obtiene por medio de la transformación inducida por un tratamiento térmico y/o termo-mecánico, de manera que también se presentan bainita y ferrita pero en cantidades menores. En cuanto a la composición química, presentan contenidos de carbono incluso mayores a 0.2% y las adiciones de combinaciones de manganeso, silicio, molibdeno, boro, vanadio y níquel le proporcionan la dureza, por lo que la soldabilidad puede verse afectada. Son excelentes candidatos para la fabricación de soportes y refuerzos de parachoques [3].

En el caso de los *aceros de plasticidad inducida por maclaje* (TWIP), la composición química presenta un alto contenido de manganeso (mayor al 18%) así como aluminio y silicio. Son aceros que se encuentran en fase austenítica a temperatura ambiente y que permiten elongaciones muy altas, por lo que son de alta conformabilidad; además tienen capacidad de mantener sus propiedades mecánicas a temperaturas criogénicas [3].

### 1.1.3 Aceros AHSS de fase compleja

La fase de refuerzo formada por martensita y bainita de los *aceros de fase compleja* (CP) mejora considerablemente sus propiedades mecánicas por acción de los

precipitados, que son finos carburos y/o nitruros de niobio, vanadio y/o titanio [3]. Los microaleantes ayudan a que el grano de estos aceros sea muy fino, también puede ser un efecto producido por recristalización dinámica. El endurecimiento por precipitación característico de este tipo de aceros se desarrolla en su fabricación en el tratamiento termomecánico que se induce y en el cual se desarrolla la fase dura [1].

En condiciones de tensión, la elongación mínima es del 10%, mientras que la máxima puede pasar el 30%, para esfuerzos entre 550 y 1000 MPa. En el caso de fluencia, la elongación se encuentra entre 8 y 28% para esfuerzos entre 350 y 700 MPa [2, 4].

## 1.2 Efectos de los Elementos de Aleación en los aceros AHSS

En los aceros de bajo contenido de carbono y baja aleación, como lo son los AHSS, la composición química de partida determina las propiedades mecánicas finales del acero fabricado. Los elementos de aleación y las proporciones en las que estos se encuentren en la composición determinan los niveles de dureza y resistencia que alcanzará el acero.

### 1.2.1 Níquel

Las adiciones de este elemento influyen en el mejoramiento de la dureza, la ductilidad y la tenacidad del acero, además la ferrita obtenida es más dura. El níquel es un elemento que abre el campo de la austenita, pero este efecto puede obtenerse también con adiciones de manganeso, que es un elemento más económico [5].

### 1.2.2 Cromo

Cuando se agrega este elemento se aumenta la dureza por efecto de la precipitación del elemento de aleación, puede retardarse el ablandamiento del acero, además se mejora la resistencia a la corrosión. A diferencia del níquel, el cromo es un elemento que restringe el campo de la austenita a una zona cerrada, de manera que cierra su campo hasta limitarlo a una región bien definida conocido como *circuito gamma* [5].

### 1.2.3 Vanadio

Al igual que el cromo, el vanadio es un elemento de aleación que restringe el campo de la austenita a un circuito gamma. También induce en el acero un retardo en su temple y le provee de un endurecimiento secundario que se debe al refinamiento de grano inducido por la formación de carburos, que a su vez favorece mecanismos como la recristalización dinámica por la presencia de más zonas preferenciales de nucleación, los límites de grano [5].



### 1.2.4 Cobre

Además de provocar un endurecimiento en la ferrita, este elemento de aleación mejora la dureza y la tenacidad acompañados de un retraso en el temple. También es responsable de la mejora en la resistencia a la corrosión atmosférica [5].

### 1.3 Efecto del Boro como Elemento Microaleante en los AHSS

Además del carbono, el boro es un elemento que provee dureza en los aceros. Por ejemplo, con adiciones de boro entre 3 y 30 partes por millón se logra una dureza equivalente a la obtenida con altos porcentajes de carbono o por tratamientos térmicos. Los efectos del boro dependen del contenido de carbono presente en el acero y de los elementos de aleación, también del tratamiento térmico al que se someta el acero por cuestiones de precipitación [6, 7]. Otros efectos de las adiciones de boro en los aceros son el mejoramiento del conformado en frío y mejora la respuesta a la cementación como consecuencia en la disminución de la temperatura de temple [6, 8]. La única limitante es el contenido de boro que puede adicionarse, ya de acuerdo con Banerji y colaboradores [6], las óptimas propiedades de dureza se alcanzan con 3 a 15 partes por millón de este elemento y para cantidades mayores a las 30 partes por millón el boro segrega en los límites de grano, por lo que aumenta la dureza y disminuye la tenacidad, con lo cual aumenta la fragilidad del acero.

En el caso de altas temperaturas, las adiciones de boro inhiben la transformación ferrítico-perlítica y favorece la transformación martensítica como se observa en la figura 1. 2 [9], a la vez que producen un refinamiento de grano austenítico [8, 10,11]. En procesos de conformado en caliente, las adiciones de este elemento mejoran la ductilidad y la fluencia del material [10, 11, 12, 13].

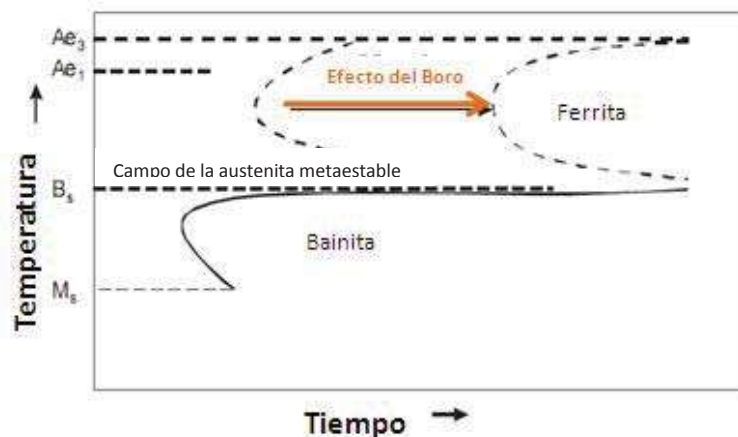


Figura 1.2: Efecto del Boro en el diagrama TTT [9].

#### 1.3.1 Sistema Binario Fe-B

La baja solubilidad del boro en el hierro se muestra en el diagrama de fases de este sistema binario de la figura 1.3, realizado por Portnoi y colaboradores [14]. Se

aprecia en este diagrama la presencia de un eutéctico para el 17% atómico de boro en el cual la temperatura de fusión de la aleación es la más baja que se logra para este sistema binario. Otro aspecto de la baja solubilidad se hace evidente en la formación de boruros ( $\text{FeB}$ ,  $\text{Fe}_2\text{B}$  y  $\text{FeB}_n$ ) que muestra este grupo de investigadores, cuya aportación fue la presencia de los compuestos de la forma  $\text{FeB}_n$  para adiciones de boro mayores al 50% atómico y con temperaturas menores a  $1500^\circ\text{C}$ , así como para temperaturas mayores a  $1980^\circ\text{C}$  en el caso de composiciones con más del 85% atómico de boro.

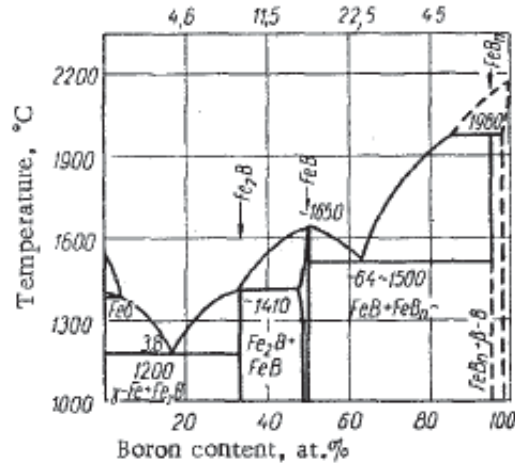


Figura 1.3: Diagrama del Sistema Fe-B [14].

Una aportación más reciente es el diagrama del sistema binario Fe-B calculado por Ohtani y colaboradores [15], quienes muestran (figura 1.4) con base en un análisis termodinámico que el mayor contenido de boro soluble en austenita es de 43 ppm con relación al peso a una temperatura de  $1170^\circ\text{C}$ . Lo anterior a consecuencia de la alta segregación de tiene este elemento de aleación tanto en la fase cementita como en el líquido.

### 1.3.2 Sistema Ternario Fe-C-B

Ohtani y colaboradores [15] también calcularon el sistema ternario para el Hierro, Carbono y Boro. La figura 1.5 muestra que la solubilidad del Boro aumenta con la temperatura para contenidos de Carbono menores, por lo tanto, el contenido de este elemento está limitado a pequeñas cantidades.

En función del contenido de Boro, el campo de la austenita se ve limitado y se promueve la formación de compuestos de la forma  $\text{Fe}_2(\text{B,C})$ ,  $\text{Fe}_3(\text{B,C})$  y  $\text{Fe}_{23}(\text{B,C})$ . Cuando el contenido de Carbono es menor a 0.4% en peso en compañía de austenita se tiene  $\text{Fe}_2(\text{B,C})$ , los compuestos  $\text{Fe}_3(\text{B,C})$  se relacionan con la presencia de ferrita para baja temperatura pero también pueden asociarse con austenita pero a temperatura mayor, finalmente los compuestos  $\text{Fe}_{23}(\text{B,C})$  sólo se encuentran dispersos en austenita con 0.4% hasta 0.9% en peso de carbono y temperaturas entre  $710^\circ\text{C}$  y  $920^\circ\text{C}$  como se aprecia en la figura 1.6 [15].

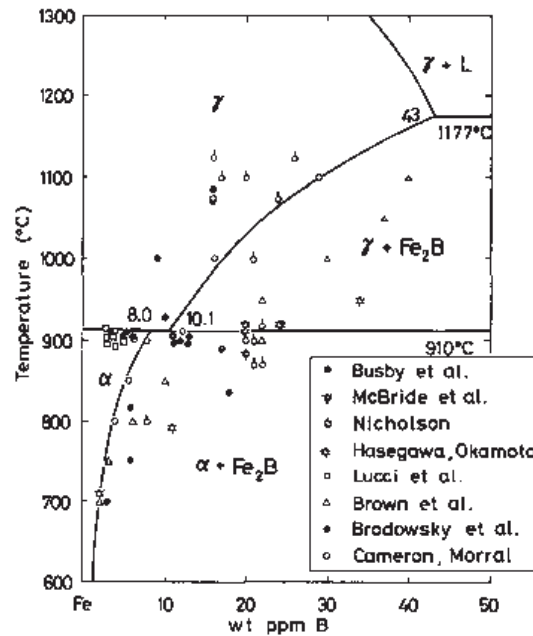


Figura 1.4: Porción rica en Fe del diagrama de fases Fe-B calculado [15].

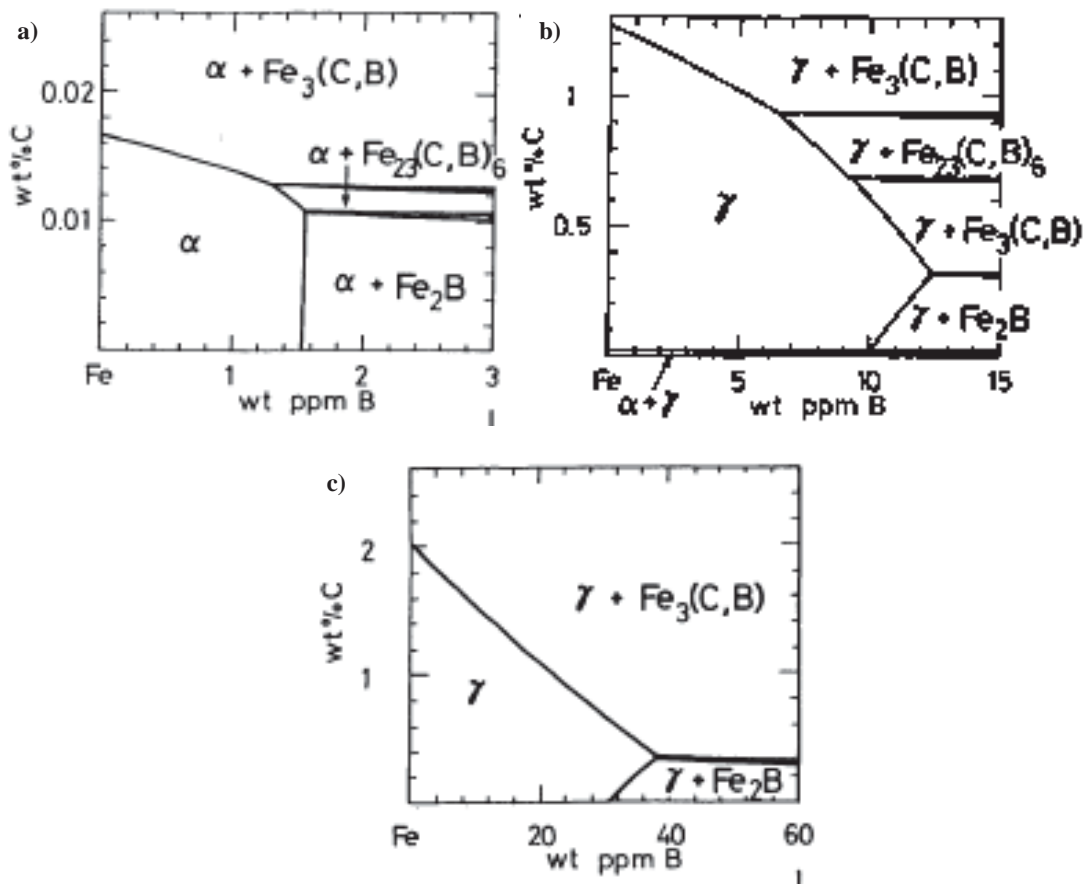


Figura 1.5: Secciones isotérmicas del sistema Fe-C-B a 700°C (a), 900°C (b) y 1100°C (c) [15].

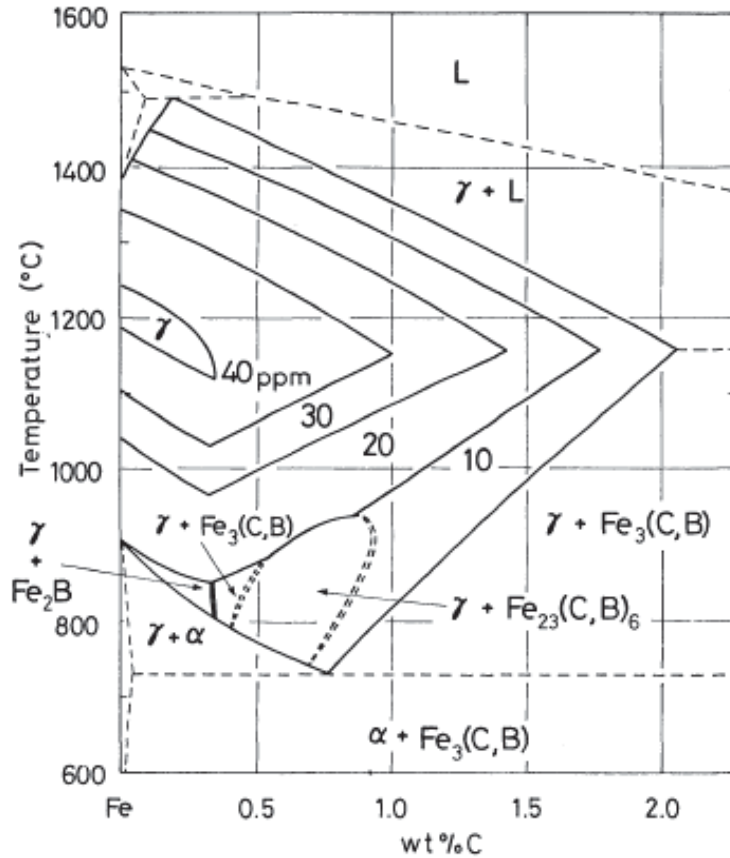


Figura 1.6: Diagrama ternario Fe-C-B calculado [15].

### 1.3.3 Segregación de Equilibrio del Boro

Según Grabke, Leroy, Viehhaus y Suzuki y colaboradores [16, 17,18], la distribución atómica de las superficies en los aceros depende de la composición química de ellos. Los límites de grano y las superficies, por lo general están cubiertos por impurezas ya sea por absorción de carbono o nitrógeno gaseosos o por segregación de átomos disueltos en la masa. Los elementos gaseosos se mantienen en la fase sólida por causa de dos tipos de mecanismos: el físico, donde quedan fijos como porosidades y el químico, el cual se debe a reacciones gas-metal como la carburización y nitrogenación. El boro, como elemento microaleante se distribuye uniformemente en la matriz ferrosa [19] y afecta las propiedades mecánicas del acero por efecto de la segregación en los límites de grano de la austenita que forman sitios preferenciales de nucleación para la ferrita y que como resultado provoca una reducción en el coeficiente de autodifusión del hierro y la velocidad de nucleación de la ferrita a causa de la coherencia entre la matriz y los finos boruros alojados en los límites de granos [8].

La segregación de equilibrio es un proceso que aumenta conforme la temperatura decrece [20] y se induce químicamente por fuerzas conductoras como:

- a) La saturación de los enlaces libres de la superficie que interactúan con los átomos del elemento disuelto, sobre todo en el caso de elementos

intersticiales como el boro, que al ser liberado de la masa de la solución y como consecuencia se forman compuestos bidimensionales que precipitan como compuestos tridimensionales.

- b) La diferencia entre la energía superficial del hierro y la del elemento disuelto.
- c) La disposición en energía elástica causada por la liberación de átomos en disolución (tanto intersticiales como sustitucionales, como el boro).
- d) La ionización de los elementos disueltos [17].

Este mecanismo, la segregación, es directamente proporcional a la concentración del elemento de aleación en el hierro, por lo que aumenta conforme lo hace el contenido de boro, además es fundamental para que ocurra la recristalización porque a causa de él, la energía superficial decrece [16-18].

#### 1.3.4 Segregación de No Equilibrio del Boro

Este otro tipo de segregación para los átomos de soluto en la austenita, es un proceso cinético que ocurre durante el enfriamiento de un material y que se expresa en términos de la velocidad de enfriamiento. Tal fenómeno aumenta conforme la temperatura de inicio es mayor y disminuye cuando la velocidad de deformación aumenta. También, dicho mecanismo influye en el desarrollo de martensita o bainita [20]. Cuando los límites de grano están en movimiento, como cuando un material se deforma, entonces la segregación es mayor y los elementos que se conducen hacia la superficie del grano tienen un volumen mayor que cuando no hay movimiento de la interfase [21].

Se puede inducir la segregación de no equilibrio por medio de procesos térmicos o termo-mecánicos como: el temple, la deformación y la recristalización. En el caso de las aleaciones con boro, si se induce este mecanismo por medio de temple, los complejos boro-vacancia que se forman durante el enfriamiento y que tienen una movilidad mucho mayor que sus componentes, se aniquilan al entrar en contacto con los límites de grano. También puede presentarse la formación de grupos de complejos boro-vacancia que impiden la segregación hacia el interior del grano, es decir, en el sentido opuesto al movimiento de los límites de grano [21].

Hay dos leyes de segregación de no equilibrio:

- a) Cuando la velocidad de enfriamiento es constante, conforme la temperatura de inicio aumenta, el nivel de segregación es mayor.
- b) Cuando la temperatura de enfriamiento es constante, conforme la velocidad de enfriamiento disminuye, el nivel de segregación es mayor [20].

#### 1.4 Transformación de Fase

La versátil estructura cristalina del acero le permite alojar diversos agregados y desarrollar algunas fases, con lo cual se pueden obtener casi una infinidad de

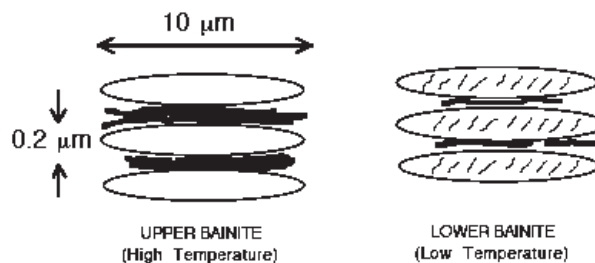
combinaciones de distribución, composición y estructura cristalina que a su vez derivan en una variedad de propiedades mecánicas [22]. Precisamente la combinación de las microestructuras provee a los AHSS de sus propiedades características y únicas, entonces los mecanismos de transformación de fase que intervienen en la producción de este tipo de aceros son de gran importancia. Los mecanismos presentes en el desarrollo de las fases de este tipo de aceros son dos: los *microestructurales*, que relacionan al producto con su fase matriz y los *mecánicos*, que involucran el cambio de la estructura cristalina [22]. Por tanto, los tratamientos térmicos, mecánicos o la combinación de estos permiten la obtención de las microestructuras correspondientes a los diferentes tipos de AHSS [1, 23].

#### 1.4.1 Transformación Bainítica

Una primera clasificación para las transformaciones de fase se basa en el mecanismo que las promueve, de manera que la reacción bainítica pertenece al grupo de las transformaciones por difusión. Este tipo de transformaciones depende de la capacidad de distribución que tienen los elementos de aleación sobre la fase matriz [24].

Esta reacción se realiza a temperatura constante y la descomposición de la austenita se hace por etapas. Inicialmente la austenita se lleva isotérmicamente a una mezcla de dispersión fina de ferrita con carburo de hierro, a una temperatura cercana pero mayor a la temperatura de transformación  $M_s$ . Para controlar la microestructura final de manera que el producto sea bainita, se aplica un temple que inhiba la transformación perlítica.

Hay dos variantes de la fase bainítica que se representan en la figura 1.7: la *bainita superior* (upper bainite), que consta de agregados de placas de ferrita separados por regiones de fases residuales y es característica de transformación a altas temperaturas y la *bainita inferior* (lower bainite), formada por listones de ferrita separados también por estas fases residuales que pueden tratarse de austenita retenida, martensita o cementita y que se obtiene a bajas temperaturas de transformación [24, 25].



**Figura 1.7:** Ilustración esquemática de la bainita superior (Upper Bainite –High Temperature) a la izquierda y bainita inferior (Lower Bainite-Low Temperature) a la derecha [25].

1.4.2 Transformación Martensítica

En las transformaciones sin difusión el mecanismo de activación es un enfriamiento brusco y la fase resultante es muy dura. El temple rápido o enfriamiento brusco produce una estructura austenítica deformada que recibe el nombre de *martensita*. Con el enfriamiento, la estructura cúbica centrada en las caras (fcc) que es característica de la austenita sufre un movimiento mínimo de átomos y una deformación también mínima que la lleva a una estructura tetragonal centrada en el cuerpo (bct) que corresponde a la martensita [24]. El tipo de martensita característica de los aceros de bajo contenido de carbono es del tipo de *listón*, que consta de placas alineadas que forman un bloque y el conjunto de varios bloques a su vez da forma a paquetes, como se observa en la figura 1.8 [50].

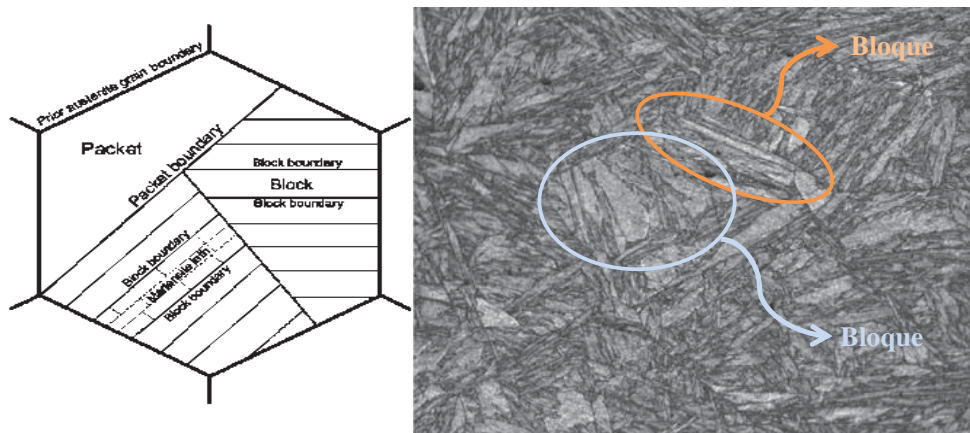


Figura 1.8: Ilustración esquemática y metalografía de los listones, bloques y paquetes una martensita de listón [50].

El modelo de Bain muestra cómo una celda unitaria alargada de una estructura tetragonal centrada en el cuerpo (bct) puede alojarse dentro de dos celdas unitarias cúbicas centradas en las caras (fcc). En la figura 1.9 se muestra la transformación de una celda unitaria tetragonal centrada en el cuerpo (bct) que se obtiene al contraer la celda un 20% con respecto a la dirección Z, al tiempo que se expande un 12% a lo largo de los ejes X y Y [24].

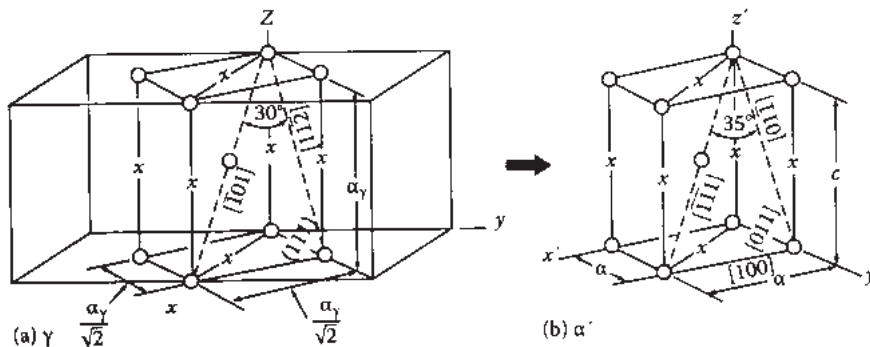


Figura 1.9: Correspondencia del modelo de Bain para la transformación martensítica [24].

## 1.5 Fluencia en Caliente de los Aceros

Los sólidos muestran un incremento continuo en la deformación cuando se someten a una carga. Si la ruptura no ocurre, la velocidad de fluencia con esfuerzo constante se aproxima a un valor final también constante. El mecanismo de fluencia requiere un proceso de activación en el cual se da el amontonamiento y escalamiento de dislocaciones, se crean huecos e imperfecciones necesarias para la fluencia. El volumen y la densidad de las imperfecciones y huecos dependen de la temperatura, por lo que a altas temperaturas aumentarán [26, 27].

### 1.5.1 Deformación Plástica en Caliente de la Austenita

Se considera que un material como el acero es deformado en caliente cuando se encuentra en rango austenítico. Para estas temperaturas, la densidad de imperfecciones permite altas deformaciones con esfuerzos bajos que se dan en tres etapas bien definidas. Como consecuencia de la deformación ocurre el endurecimiento del material, que es la primera etapa del proceso.

La caída de tensión que ocurre durante el tiempo de permanencia del material a la temperatura de tratamiento da paso a la etapa de ablandamiento, en ésta ocurre un fenómeno de nucleación y crecimiento de granos nuevos conocido como *recristalización dinámica* [27-30].

Durante las primeras etapas de deformación incrementa el esfuerzo de fluencia, conforme las dislocaciones interactúan y se multiplican, la densidad de estas aumenta y la fuerza de conducción también, por lo que la velocidad de recuperación aumenta para finalmente llegar a un equilibrio entre la nucleación y crecimiento de granos nuevos que corresponde a la tercera etapa, conocida como estado estable o de saturación, donde para cierto grado de esfuerzo las velocidades de endurecimiento y la recuperación se mantienen constantes con lo que se alcanza un estado estacionario de flujo de esfuerzo de estado estable [31].

### 1.5.2 Mecanismos de Endurecimiento

El endurecimiento es la primera respuesta del material ante una deformación y es el resultado del acomodo de la red cristalina y el consecuente movimiento, interacción y multiplicación de dislocaciones. Siempre es importante la composición química del material, pero en esta etapa del proceso de fluencia en caliente es determinante, debido a que la difusión es un factor que lo controla [28].

### 1.5.3 Mecanismos de Ablandamiento

Esta segunda etapa de la deformación plástica en caliente se produce por la modificación de la estructura que ha generado la disminución de dislocaciones, que a su vez proviene del movimiento de los límites de grano al tiempo que nuclearon granos nuevos libres de deformación, mismos que crecieron sobre los límites de grano de la

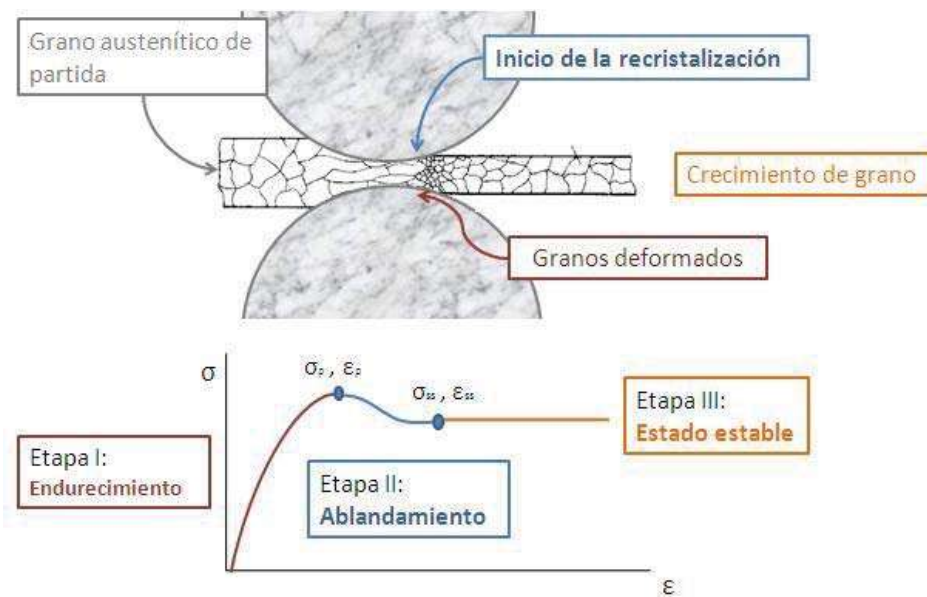


estructura deformada. Es decir, la recrystalización dinámica es el mecanismo predominante en esta etapa [27-29].

#### 1.5.4 Recrystalización Dinámica

Se denomina *recrystalización dinámica* al fenómeno metalúrgico de nucleación y crecimiento de granos nuevos a partir de granos deformados durante deformaciones a altas temperaturas por un mecanismo de restauración o ablandamiento [5, 31]. Este fenómeno afecta el tamaño y textura de los granos del material tratado, por lo que permitirá controlar la microestructura resultante [29-31]. Analíticamente, la recrystalización dinámica se caracteriza por el decaimiento en la curva esfuerzo-deformación que se presenta al inducirse la deformación a alta temperatura, como se observa en la figura 1.10.

Dado que la recrystalización dinámica es un mecanismo activado por la temperatura, a medida que esta aumenta la recrystalización se hará presente antes, es decir disminuye la deformación crítica [32, 33]. En la curva de esfuerzo-deformación se presenta en forma de meseta seguida de un estado estacionario de flujo de esfuerzo. Cuando las condiciones de deformación se dan a alta temperatura y/o baja velocidad de deformación la curva de esfuerzo-deformación presenta un solo pico. Otra variante en la curva se tiene cuando el material se deforma en condiciones contrarias, esto es a bajas temperaturas y/o altas velocidades de deformación donde se aprecia un comportamiento cíclico o de múltiples picos porque la recrystalización es *discontinua* [11, 32, 33, 35], como se muestra en la figura 1.11.



**Figura 1.10:** Esquema representativo de la deformación plástica en caliente y su curva esfuerzo-deformación.

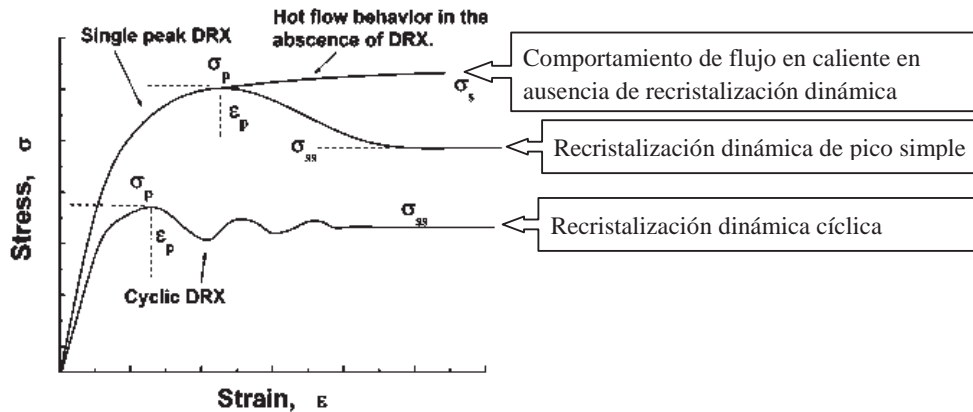


Figura 1.11: Curvas típicas de esfuerzo-deformación (Stress-Strain) bajo la presencia de Recristalización Dinámica [11].

### 1.6 Modelos para el Comportamiento de Fluencia en Caliente

Los modelos matemáticos de fenómenos metalúrgicos pretenden profundizar en el entendimiento de la naturaleza y las variables que los controlan. Estos son cada vez más refinados, a pesar de que todavía los modelos son simples implican una estrecha relación entre una condición inicial y un efecto.

El comportamiento de un material en condiciones de deformación a alta temperatura se estudia por etapas, por lo que para cada una de ellas se tiene una ecuación o un grupo de ecuaciones que definen los parámetros y variables que intervienen [32-35].

#### 1.6.1 Tipos de Modelos

Existen tres tipos de modelos, uno de ellos son los *estadísticos*, lo cuales ayudan a predecir resultados con base en datos conocidos por lo que requieren una gran cantidad de información experimental. Los modelos más robustos son del tipo *mecánico*, que son ecuaciones basadas en leyes de la física y que incluyen todos los parámetros relevantes de un proceso. Para modelar la deformación plástica en caliente, se utilizan modelos *fenomenológicos*, los cuales están compuestos por ecuaciones que definen las relaciones entre las variables del proceso y la microestructura resultante [34].

Como la deformación plástica en caliente es un proceso que depende de la temperatura y la velocidad de deformación, se utiliza el parámetro de Zener-Hollomon para considerar ambas variables. Para determinar los parámetros y las variables de todo el proceso se utiliza una familia de ecuaciones para cada una de las etapas sucesivas que se presentan en el proceso de fluencia en caliente [34].

### 1.6.2 Etapa de Endurecimiento

La familia de ecuaciones para modelar la primera etapa de la deformación plástica en caliente que se aplicaron en este trabajo de investigación proviene de la evolución del modelo de Mecking y Kocks [36] al que Estrin y el mismo Mecking [37] introdujeron consideraciones para distinguir las dislocaciones móviles de las inmóviles y que Montheillet [38] sintetizó de manera que expone a la densidad de dislocaciones como el resultado entre las dislocaciones generadas y almacenadas por efecto del endurecimiento y el reacomodo y aniquilación de las mismas durante la restauración dinámica, lo cual se expresa en la ecuación siguiente, con la que se modela esta primera etapa de la deformación plástica en caliente:

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = \frac{d\rho}{d\varepsilon \text{ almacenadas}} - \frac{d\rho}{d\varepsilon \text{ restauradas}} \quad \text{Ecuación 1.1}$$

Al poner la ecuación anterior en términos de la densidad de dislocaciones ( $\rho$ ), tenemos una expresión para el esfuerzo  $\sigma$ , que es:

$$\sigma = \alpha\mu b\rho^{1/2} \quad \text{Ecuación 1.2}$$

Donde  $\alpha$  es un factor geométrico,  $\mu$  es el módulo de cizallamiento y  $b$  es el vector de Burgers. Al combinar el comportamiento lineal de la velocidad constante de generación de dislocaciones durante la deformación con el comportamiento no lineal de la velocidad de aniquilación de dislocaciones durante la restauración dinámica, se tiene la expresión correspondiente al modelo de Estrin, Mecking [37] y Bergström [39]:

$$\frac{d\rho}{d\varepsilon} = U - \Omega\rho \quad \text{Ecuación 1.3}$$

Donde  $U$  es el parámetro de endurecimiento por deformación y  $\Omega$  es el parámetro de ablandamiento por restauración dinámica. Finalmente, la *ecuación constitutiva para la etapa de endurecimiento* es:

$$\sigma^2 = [\sigma_s^2 + (\sigma_0^2 - \sigma_s^2)e^{-\Omega\varepsilon}] \quad \text{Ecuación 1.4}$$

Donde:

$$\sigma_0 = \alpha\mu b\rho_0^{1/2} \quad \text{Ecuación 1.5}$$

$$\sigma_s = \alpha\mu b(U/\Omega)^{1/2} \quad \text{Ecuación 1.6}$$

Para las cuales,  $\sigma_0$  es el esfuerzo para la densidad de dislocaciones inicial ( $\rho_0$ ) y  $\sigma_s$  representan el esfuerzo máximo cuando la recristalización dinámica no se presenta.

### 1.6.3 Etapa de Recristalización Dinámica

Como durante esta etapa se da un efecto de ablandamiento, las variables que intervienen en la determinación del esfuerzo máximo son: la densidad de dislocaciones, la fracción recristalizada, la velocidad de deformación y la temperatura [40]. La cinética

de la recristalización dinámica tiene un comportamiento descrito con la expresión conocida como la teoría Johnson-Mehl-Avrami- Kolmogorov [49], que considera al ablandamiento proporcional a la fracción recristalizada ( $X$ ) y se expresa de la forma:

$$\sigma = \sigma_s - (\sigma_s - \sigma_{ss})X \quad \text{Ecuación 1.7}$$

Donde  $\sigma_{ss}$  es el esfuerzo en estado estable y la fracción recristalizada corresponde a la expresión:

$$X = 1 - \exp(-Bt^k) \quad \text{Ecuación 1.8}$$

Que al considerar el tiempo que toma la recristalización de la mitad de la fracción ( $t_{50\%}$ ), tenemos [41, 42]:

$$X = 1 - \exp\left(-0.693 \left(\frac{t}{t_{50\%}}\right)^k\right) \quad \text{Ecuación 1.9}$$

Dicha expresión, para el caso de velocidades de deformación constantes se convierte en:

$$X = 1 - \exp\left(-0.693 \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_p}{\varepsilon_{50\%} - \varepsilon_p}\right)^k\right) \quad \text{Ecuación 1.10}$$

Que a su vez, da paso a la *ecuación constitutiva para la etapa de ablandamiento*:

$$\sigma = \sigma_s - (\sigma_s - \sigma_{ss}) \left[ 1 - \exp\left(-0.693 \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_p}{\varepsilon_{50\%} - \varepsilon_p}\right)^k\right) \right] \quad \text{Ecuación 1.11}$$

#### 1.6.4 Etapa de Estado Estable

El inicio de la recristalización dinámica depende de la densidad de dislocaciones y por lo tanto, se relacionan con la temperatura y velocidad de deformación, que a su vez determinan el esfuerzo máximo o pico y el de estado estable. Para condiciones de conformado en caliente el comportamiento de fluencia lo describen Sellars y Tegart [43] por medio de la *ecuación constitutiva para la etapa de estado estable*:

$$\dot{\varepsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma_{ss})]^n \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad \text{Ecuación 1.12}$$

Donde  $A$  es una constante del material,  $\alpha$  es un parámetro que marca el cambio de comportamiento potencial a exponencial,  $n$  es el exponente de fluencia,  $Q$  es la energía de activación y  $R$  es la constante universal de los gases.

#### 1.7 Resumen

Los AHSS son aceros que presentan varias fases en cantidades suficientes para producir propiedades mecánicas únicas. Dichas propiedades están limitadas por la

composición química de partida, de manera que los elementos de aleación son determinantes. El boro como elemento microaleante, provee dureza pero en cantidades mayores a 30 ppm fragiliza. Este mismo elemento, mejora la ductilidad y la fluencia del acero a altas temperaturas.

Cuando un acero se somete a una deformación en rango austenítico (deformación plástica en caliente), el fenómeno se presenta en tres etapas: endurecimiento, ablandamiento y estado estable. Para profundizar en el entendimiento del comportamiento del material bajo este fenómeno, se estudia cada etapa por medio de las ecuaciones constitutivas desarrolladas por Estring, Mecking y Bergström; Johnson, Mehl, Avrami y Komolgorov así como las de Sellars y Tegart.

## Capítulo 2. Metodología Experimental

El presente trabajo forma parte de una secuencia de investigaciones que partieron desde el diseño y la fabricación de seis composiciones de aceros de bajo contenido de carbono y de baja aleación microaleados con Boro.

### 2.1 Materiales y Composición Química

De acuerdo con el análisis químico realizado por DEACERO, planta Celaya en Guanajuato, la familia de composiciones recibe el nombre de *Acero Avanzado de Alta Resistencia bajo Carbono al Níquel-Cromo-Vanadio-Cobre Microaleado con Boro*.

Composición Química, (% en peso)								
	C	Mn	Si	Cu	Cr	Ni	V	B
<b>B0</b>	0.153	0.407	0.423	0.529	1.311	2.449	0.223	<b>0</b>
<b>B1</b>	0.123	0.403	0.407	0.512	1.315	2.382	0.226	<b>0.0014</b>
<b>B2</b>	0.118	0.414	0.432	0.416	1.339	2.264	0.246	<b>0.0033</b>
<b>B3</b>	0.105	0.404	0.357	0.511	1.304	2.378	0.225	<b>0.0082</b>
<b>B4</b>	0.105	0.403	0.334	0.491	1.308	2.391	0.228	<b>0.0126</b>
<b>B5</b>	0.097	0.415	0.012	0.507	1.035	2.426	0.224	<b>0.0214</b>

**Tabla 2.1:** Composición química del acero bajo estudio [44].

Se puede apreciar las variaciones en el contenido de boro, las cuales parten de la composición básica libre de boro (B0) hasta 214 ppm en peso de boro (B5) [44].

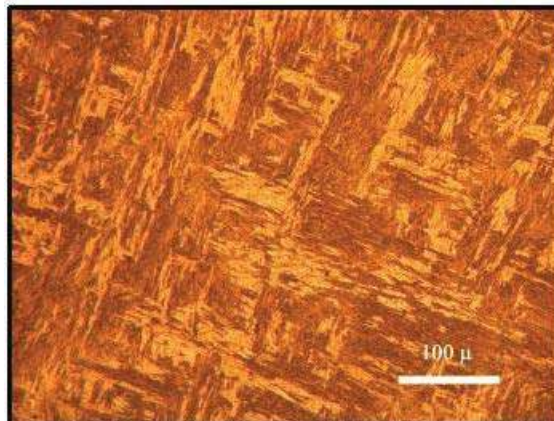
### 2.2 Microestructura en Condición de Temple

Como se ha mencionado, tanto el diseño como la fabricación y tratamiento térmico de temple posterior de los seis aceros fabricados, formaron parte del trabajo de investigación de García de la Rosa [44]. Las fases presentes en esta condición de temple reportadas por dicho autor se muestran en las figuras 2.1 a la 2.6.

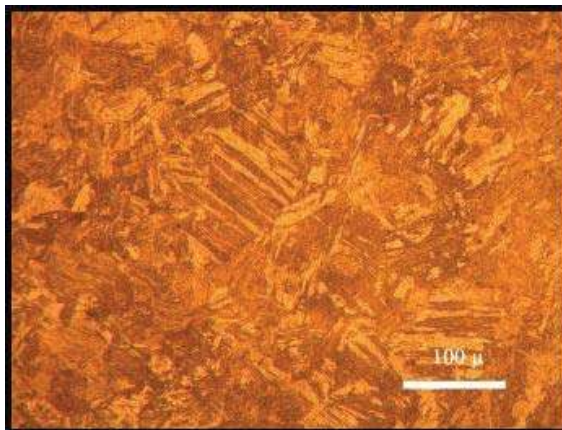
Según el análisis metalográfico, las fases desarrolladas por acción del templado en el material libre de boro (B0) son dos: en color claro se muestra la bainita y en color oscuro la martensita, misma que supera en proporción a la otra fase [44].

En el material con 14 ppm de boro (B1) también se muestra una composición dual de martensita-bainita, con predominancia de la fase dura (martensita). Esta tendencia se conserva para la composición con 33 ppm de boro (B2) [44].

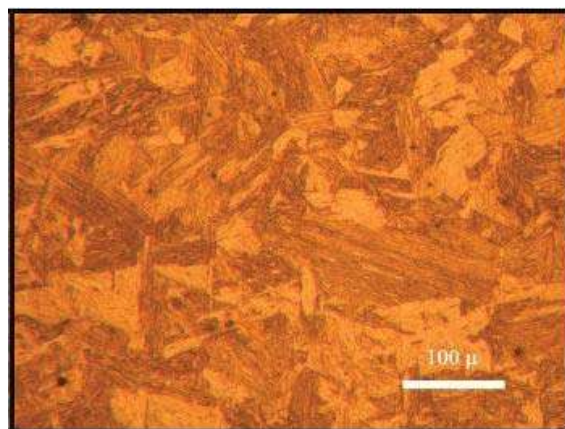
Conforme el contenido de Boro aumenta, se presenta una refinación en la fase martensita, que continúa con su predominancia sobre la bainita en la microestructura para el resto de las composiciones (B3, B4 y B5) [44].



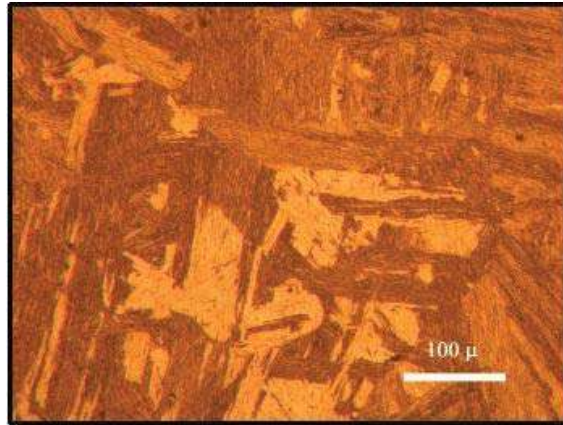
**Figura 2.1:** Metalografía de la probeta B0 en condición de temple [44].



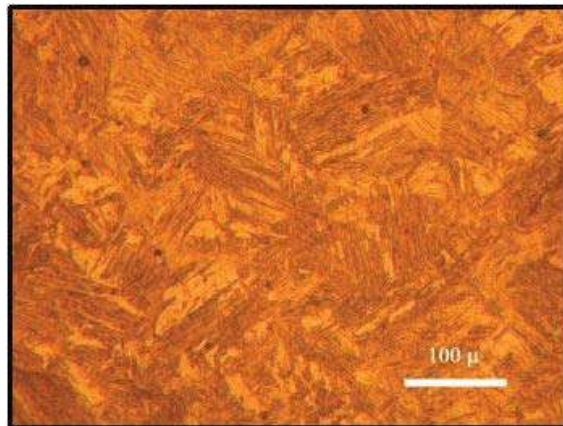
**Figura 2.2:** Metalografía de la probeta B1 en condición de temple [44].



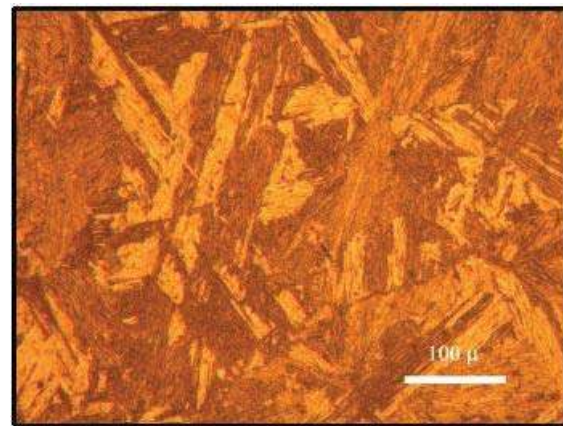
**Figura 2.3:** Metalografía de la probeta B2 en condición de temple [44].



**Figura 2.4:** Metalografía de la probeta B3 en condición de temple [44].



**Figura 2.5:** Metalografía de la probeta B4 en condición de temple [44].



**Figura 2.6:** Metalografía de la probeta B5 en condición de temple [44].

### 2.3 Ensayos de Compresión en Caliente

De acuerdo con la norma ASTM E 8-00M [45] se prepararon probetas cilíndricas de 7 milímetros de diámetro y 11 milímetros de altura para los ensayos de compresión uniaxial a alta temperatura. Pevio a la compresión, cada una de las probetas recibió un tratamiento de austenización a 1100°C para homogenizar la microestructura.



Los experimentos de deformación plástica en caliente se realizaron bajo un diseño experimental factorial de  $2^3$  con tres variables de entrada y dos variables de salida. Dentro de las variables de entrada se encuentran: la *composición*, la *velocidad de deformación* y la *temperatura* de ensayo. Por lo tanto, las seis composiciones químicas, las tres velocidades de deformación y las cuatro temperaturas generaron setenta y dos experimentos, como se muestra en la tabla 2.2 para una composición (Bi).

Variables del Ensayo de Compresión Uniaxial a Alta Temperatura		
Material	Velocidad de Deformación Verdadera Constate, $\dot{\epsilon}$ ( $s^{-1}$ )	Temperatura, T ( $^{\circ}C$ )
Bi*	0.1	950
		1000
		1050
		1100
	0.01	950
		1000
		1050
		1100
	0.001	950
		1000
		1050
		1100

**Tabla 2.2:** Matriz para los ensayos de Compresión Uniaxial a Alta Temperatura.  
\*Donde Bi corresponde a las seis composiciones: B0, B1, B2, B3, B4 y B5.

Las curvas de fluencia en caliente, a partir de las cuales se obtuvieron los parámetros de las ecuaciones constitutivas para modelar el fenómeno, son el resultado de los ensayos de compresión uniaxial a alta temperatura ( $T > 0.4T_f$ ) en un horno de radiación modelo E4 Quad Elliptical Heating Chamber, protegido con una atmósfera de Argón para evitar la oxidación. Antes de iniciar los ensayos, las probetas se sometieron a un proceso de austenización de cinco minutos a  $1100^{\circ}C$  y posteriormente enfriadas hasta la temperatura de ensayo y mantenidas por cinco minutos a dicha temperatura al tiempo que se aplicó una deformación total del 80%. Los efectos de fricción durante los experimentos se minimizaron con un recubrimiento de nitruro de boro y láminas de Tántalo en las caras de la base superior e inferior de la probeta. Finalmente, todas las probetas se sometieron a un temple para retener la microestructura desarrollada en estos experimentos.

#### 2.4 Caracterización Metalográfica de Tamaño de Grano Austenítico Recristalizado y Fases Presentes

La composición química y las condiciones de las que parte el material que se va a someter a un tratamiento termomecánico de deformación plástica por compresión en caliente, determinarán la microestructura resultante. Como el mecanismo protagonista en este tratamiento es la recristalización dinámica, el tamaño de grano austenítico recristalizado es una variable de suma importancia.

### 2.4.1 Tamaño de Grano Austenítico Recristalizado

Para revelar el tamaño de grano austenítico recristalizado, se realizó el desbaste, pulido y revelado de la microestructura sobre las probetas llevadas al ensayo de compresión en caliente. Las probetas deformadas se cortaron transversalmente con disco de diamante para posteriormente ser encapsuladas en baquelita. El desbaste se realizó en cuatro etapas, cada una con lijas de carburo de silicio con numeración comercial (grit) desde 600 hasta 1200. El proceso de pulido fino se realizó con pasta de diamante de alta concentración también en cuatro etapas de acuerdo con el tamaño de grano del abrasivo (6, 3, 1 y 0.1  $\mu\text{m}$ ).

Finalmente, las características microestructurales de interés, es decir los *límites de grano austenítico*, se revelaron por medio de la inmersión de las probetas en una solución saturada de ácido pícrico en agua destilada con jabón líquido (tenso-activo) en una relación 3:1 y un par de gotas de ácido clorhídrico a alta temperatura (80°C) durante 45 segundos, misma que se observó en el banco metalográfico Nikon Epiphot 300 para su posterior medición con el software Sigma Scan Pro 5 para análisis de imágenes.

## 2.5 Caracterización Metalográfica en Condición de Deformación

Por definición, un Acero Avanzado de Alta Resistencia debe sus propiedades a las fases presentes, por lo tanto la caracterización metalográfica permitirá determinar el tipo de material obtenido en función de éstas.

### 2.5.1 Fases Presentes

El revelado del tamaño de grano austenítico recristalizado y de las fases en condiciones de deformación se realizan de manera similar, la variante entre los dos procesos se centra en la solución y la temperatura del ataque químico, por lo que las etapas de desbaste y pulido son las mismas.

Como en este caso las características microestructurales de interés son las *fases presentes*, las probetas fueron atacadas químicamente en una solución de Nital al 2% durante 15 a 20 segundos, para posteriormente llevarlas al banco metalográfico [46]. Algunas imágenes también se analizaron por Microscopía Electrónica de Barrido.

### 2.5.2 Análisis de Precipitados

Para el análisis de precipitados, las probetas se preparan bajo el proceso de revelado con el ataque preferencial para determinar las fases presentes bajo condiciones de deformación y se someten a una etapa final de limpieza ultrasónica por inmersión en acetona de alta pureza antes de colocarse para la observación de Microscopía Electrónica de Barrido (SEM) y análisis químico por Espectro de Energía de Dispersión (SEM-EDS).

## 2.6 Modelado de las Curvas de Fluencia en Caliente

Los resultados de los setenta y dos ensayos de compresión uniaxial en caliente muestran el comportamiento del material a diferentes condiciones de deformación para las composiciones fabricadas. Con los datos experimentales es posible obtener gráficas de esfuerzo verdadero ( $\sigma_t$ ) contra deformación verdadera ( $\varepsilon_t$ ) para cada uno de los ensayos, y a partir de dicha información se llevó a cabo el tratamiento analítico con el que se obtienen los diferentes parámetros que conforman a las ecuaciones constitutivas para cada sistema.

Se inicia el análisis con el cálculo del parámetro de Zener-Hollomon, el cual integra las condiciones de deformación y se obtiene a partir de una expresión que relaciona la velocidad de deformación ( $\dot{\varepsilon}$ ) con la temperatura de ensayo ( $T$ ) y dos constantes: la energía de activación ( $Q$ ) de 270 000 J/mol y la constante universal de los gases ( $R$ ) de 8.3144 J mol/K:

$$Z = \dot{\varepsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad \text{Ecuación 2.1}$$

### 2.6.1 Etapa de Endurecimiento y Restauración Dinámica

#### 2.6.1.1 Determinación del parámetro de ablandamiento ( $\Omega$ )

A partir de la relación derivada de la ecuación 1.4, se obtiene la ecuación 2.2, que misma a la que se le aplica un ajuste no lineal para obtener el parámetro de ablandamiento ( $\Omega$ ):

$$\sigma = \sigma_p [1 - e^{-\Omega\varepsilon}]^{1/2} \quad \text{Ecuación 2.2}$$

También se relaciona la caída de la curva de esfuerzo y deformación verdaderos con el mecanismo de ablandamiento por restauración dinámica, que se encuentra en términos de las condiciones de deformación ( $Z$ ) en la expresión 2.3:

$$\Omega = K_\Omega Z^{n_\Omega} \quad \text{Ecuación 2.3}$$

Donde  $K_\Omega$  y  $n_\Omega$  son constantes del material que se obtienen a partir de los datos experimentales por medio de un ajuste de regresión no lineal.

#### 2.6.1.2 Determinación del parámetro de endurecimiento ( $U$ )

Durante la primera etapa, la curva esfuerzo verdadero contra deformación verdadera muestra una pendiente positiva que se va suavizando hasta lograr un punto de *esfuerzo máximo* o *esfuerzo pico* que se localiza en la cúspide del primer pico (en el caso que exista un comportamiento cíclico) de la curva. También a partir de la ecuación 1.4, en función de la densidad de dislocaciones ( $\rho_0$ ) en el material se tiene la expresión 2.4:

$$\sigma_0 = \alpha' \mu b (\rho_0)^{1/5} \quad \text{Ecuación 2.4}$$

Al considerar la densidad de dislocaciones como la relación entre el parámetro de endurecimiento ( $U$ ) y el parámetro de ablandamiento ( $\Omega$ ), se obtiene la ecuación 2.5:

$$\sigma_0 = \alpha \mu b \left(\frac{U}{\Omega}\right)^{1/5} \quad \text{Ecuación 2.5}$$

Donde  $\alpha$  es un factor geométrico del material y  $\mu$  es el módulo de cizalladura. Cuando se reagrupa la ecuación anterior, se obtiene la expresión 2.6, con la cual se realiza el ajuste para obtener el parámetro de endurecimiento ( $U$ ):

$$U(\alpha' b)^2 = \frac{\sigma_p^2 \Omega}{\mu^2} \quad \text{Ecuación 2.6}$$

Donde el módulo de cizalladura ( $\mu$ ), se obtiene de la relación 2.7 para un módulo de corte a la temperatura de referencia ( $\mu_0$ ) de  $8.1 \times 10^4 \text{ MN/m}^2$  y una dependencia entre la temperatura y el módulo de cizalladura de  $-0.911$  que está determinado como el factor  $\left(\frac{T_f dm}{\mu_0 dT}\right)$  para las temperaturas de prueba ( $T$ ) y de fusión del acero ( $T_f$ ).

$$\mu = \mu_0 \left[ 1 + \left(\frac{T-300}{T_f}\right) \left(\frac{T_f dm}{\mu_0 dT}\right) \right] \quad \text{Ecuación 2.7}$$

De manera que la ecuación 2.7 lleva a la expresión 2.6, de la que se ajusta el parámetro de endurecimiento ( $U$ ) en la relación 2.8:

$$U(\alpha' b)^2 = \frac{\sigma_p^2 \Omega}{\mu = \mu_0 \left[ 1 + \left(\frac{T-300}{T_f}\right) \left(\frac{T_f dm}{\mu_0 dT}\right) \right]^2} \quad \text{Ecuación 2.8}$$

Dicho endurecimiento del material está relacionado con el parámetro  $(\alpha' b)^2 U$  y presenta también un comportamiento del tipo Avrami que depende de dos constantes del material ( $K_U$ ,  $m_U$ ) que se obtienen por ajuste lineal de los datos experimentales a partir de la ecuación 2.9:

$$(\alpha' b)^2 U = K_U \cdot Z^{m_U} \quad \text{Ecuación 2.9}$$

### 2.6.2 Determinación de la Deformación Correspondiente al Esfuerzo Máximo

Los valores máximos de la curva esfuerzo-deformación verdaderos indican tanto el fin de la etapa de endurecimiento como el inicio de la recristalización dinámica. La expresión para los parámetros del inicio de este mecanismo se encuentra en función de las condiciones de deformación representadas en el parámetro de Zener-Hollomon ( $Z$ ) para un tamaño de grano inicial constante y es:

$$\varepsilon_p = K_{\varepsilon_p} Z^{n_{\varepsilon_p}} \quad \text{Ecuación 2.10}$$

Donde  $K_{\varepsilon_p}$  y  $n_{\varepsilon_p}$  son constantes correspondientes a cada composición, es decir, a cada material que se obtienen por ajuste de mínimos cuadrados a partir de los datos experimentales.

### 2.6.3 Determinación del Exponente de Avrami

Con la sección de la curva entre el esfuerzo máximo ( $\sigma_p$ ) hasta el esfuerzo de estado estable ( $\sigma_{ss}$ ), la ecuación 2.11 describe el comportamiento de dicha porción y permite calcular la fracción recristalizada ( $X$ ) a partir de los datos experimentales.

$$\sigma = \sigma_p - X(\sigma_p - \sigma_{ss}) \quad \text{Ecuación 2.11}$$

Al despejar la fracción recristalizada ( $X$ ) de la ecuación anterior y llevarla por medio de logaritmos hacia una ecuación lineal (ecuación 2.12), se obtiene por regresión lineal el exponente de Avrami ( $n$ ), como se muestra a continuación:

$$X = \frac{\sigma - \sigma_p}{(\sigma_p - \sigma_{ss})}$$

$$X = 1 - \exp\left(-Bt^n\right)$$

$$\left[1 - X = \exp\left(-B\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_p}{\dot{\varepsilon}}\right)^n\right)\right]^{-1}$$

$$\ln\left(\ln\left(\frac{1}{1-X}\right)\right) = \ln B + n \ln\left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_p}{\dot{\varepsilon}}\right)$$

Ecuación 2.12

### 2.6.4 Determinación del Tiempo para el 50% de la Recristalización Dinámica

A partir de la expresión del tipo Avrami, se determina el tiempo que toma la recristalización de la mitad del volumen de la fracción bajo este proceso. Nuevamente, esta expresión se encuentra en términos de las condiciones de deformación ( $\dot{\varepsilon}$ ,  $T$ ), así como de las constantes del material ( $B$ ,  $m_{t_{50\%}}$ ,  $Q_{t_{50\%}}$ ) que se obtienen a partir de un ajuste no lineal, por medio de la expresión 2.13:

$$t_{50\%} = B\dot{\varepsilon}^{m_{t_{50\%}}} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad \text{Ecuación 2.13}$$

Donde  $t_{50\%}$  está dado de manera experimental por la expresión 2.14:

$$(t_{50\%})_{\text{Experimental}} = \frac{\varepsilon_{50\%} - \varepsilon_p}{\dot{\varepsilon}} \quad \text{Ecuación 2.14}$$

Por lo que al relacionar la expresión teórica (ecuación 2.13) y la experimental (ecuación 2.14), se tiene la ecuación 2.15:

$$\frac{\varepsilon_{50\%} - \varepsilon_p}{\dot{\varepsilon}} = B\dot{\varepsilon}^{m_{t_{50\%}}} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$$

Ecuación 2.15

Que, al realizar un ajuste de tres variables, permite obtener el tiempo de recristalización para el 50% de la fracción.

### 2.6.5 Etapa de Estado Estable

De acuerdo con Cabrera y colaboradores [47], para condiciones *pico* y de *estado estable* se puede utilizar la misma ecuación constitutiva en términos del esfuerzo y de las condiciones de deformación (temperatura y velocidad de deformación):

Para el esfuerzo máximo ( $\sigma_p$ ):

$$\frac{\dot{\epsilon}}{D(T)} = A \sinh \left( \alpha_p \frac{\sigma_p}{E(T)} \right)^5 \quad \text{Ecuación 2.16}$$

Para el esfuerzo de estado estable ( $\sigma_{ss}$ ):

$$\frac{\dot{\epsilon}}{D(T)} = A \sinh \left( \alpha_{ss} \frac{\sigma_{ss}}{E(T)} \right)^5 \quad \text{Ecuación 2.17}$$

Donde  $A$  y  $\alpha$  son constantes del material determinadas por medio de ajuste no lineal bajo de dichas ecuaciones. La difusividad en función de la temperatura ( $D(T)$ ) y el módulo de Young en función de la temperatura derivado del módulo de cizalladura ( $E(T)$ ) están dados por las siguientes expresiones:

$$D(T) = D_0 \exp \left( -\frac{Q}{RT} \right) \quad \text{Ecuación 2.18}$$

$$E(T) = 2.66\mu_0 \left[ 1 + \left( \frac{T-300}{T_m} \right) \left( \frac{T_m dm}{\mu_0 dT} \right) \right] \quad \text{Ecuación 2.19}$$

Donde  $D_0$  y  $\mu_0$  son valores constantes del material con valores de  $1.8 \times 10^{-5}$  y 81000 respectivamente. Además  $T_m$  es la temperatura de fusión, es decir 1537 K.

### 2.7 Modelo de Derby

A partir de las mediciones del tamaño de grano austenítico recristalizado, es posible determinar a través de regresión lineal los coeficientes  $n$  y  $m$  de la ecuación de Derby que se encuentra en términos del esfuerzo de estado estable ( $\sigma_{ss}$ ), el módulo de cizallamiento ( $\mu(T)$ ) y el vector de Burgers ( $b$ ):

$$\frac{\sigma_{ss}}{\mu(T)} = n \left( \frac{D}{b} \right)^{-m}$$

Donde  $D$  es el tamaño de grano promedio austenítico recristalizado determinado experimentalmente después de los ensayos de compresión uniaxial en caliente [48].

## 2.8 Resumen

Los aceros en estudio se clasifican como *aceros avanzados de alta resistencia bajo carbono al níquel-cromo-vanadio-cobre microaleados con boro* y las composiciones presentan variaciones de 14, 33, 82, 126 y 214 ppm de boro, además del acero libre de este elemento. En condiciones de temple, la microestructura que presentan es martensítica-bainítica con predominancia de la fase dura.

Para obtener las curvas de fluencia en caliente, se realizaron 72 ensayos de compresión uniaxial con tres variables de entrada (composición, velocidad de deformación y temperatura) y dos variables de salida (esfuerzo verdadero y deformación verdadera).

El análisis metalográfico, permite revelar el tamaño de grano austenítico para determinar la influencia de la recristalización dinámica en el material, por otra parte ayuda a clasificar el acero en estudio de acuerdo con las fases desarrolladas por el ensayo. Como el boro es un elemento que tiende a alojarse en los límites de grano, el análisis de precipitados es el medio para localizarlo.

Finalmente, para integrar el modelo analítico para cada composición, se obtienen los parámetros de: ablandamiento ( $K_{\Omega}$ ,  $n_{\Omega}$ ), endurecimiento ( $K_U$ ,  $n_U$ ), esfuerzo máximo ( $K_p$ ,  $n_p$ ), Avrami ( $n$ ), tiempo de recristalización ( $t_{50\%}$ ) y estado estable ( $A_p$ ,  $\alpha_p$ ,  $A_{ss}$ ,  $\alpha_{ss}$ ).

### Capítulo 3. Presentación y Discusión de Resultados

Para aplicar el modelo fenomenológico elegido, es necesario procesar la información generada en los ensayos de compresión uniaxial en caliente. Las gráficas obtenidas se expresan en términos del esfuerzo verdadero, que es función dependiente de la deformación verdadera del material. En la elaboración de las gráficas, las variables de salida son las mismas, pero las condiciones de ensayo se clasifican y ordenan de acuerdo con el fenómeno que se quiera enfatizar o que sea objeto de estudio, en este caso la influencia de la temperatura, la velocidad de deformación y el contenido de boro son las variables de interés y a partir de las cuales se grafica. En términos generales, las etapas de endurecimiento, de ablandamiento y de estado estable se hacen presentes.

#### 3.1 Modelado de las Curvas de Fluencia en Caliente

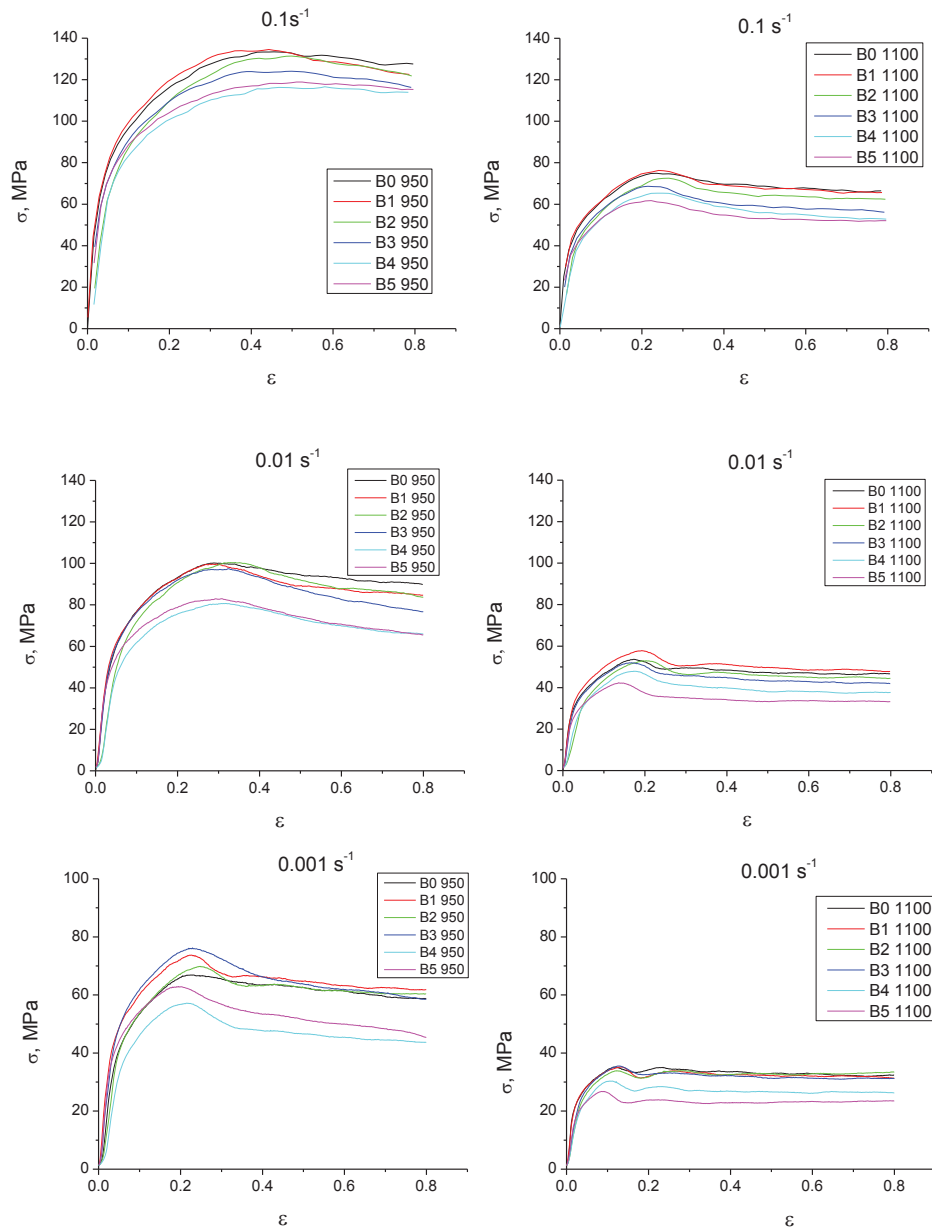
Las curvas experimentales evidencian al fenómeno de *recristalización dinámica*, ya que se presenta una cúspide que corresponde al valor crítico del esfuerzo ( $\sigma_p$ ) y la deformación ( $\varepsilon_p$ ) a partir del cual, el mecanismo de endurecimiento cede el protagonismo al ablandamiento, por lo que las curvas decaen hasta el estado estable. Para condiciones de fluencia en caliente, las composiciones ensayadas tienen un comportamiento similar ante las variaciones de temperatura y velocidad de deformación: los valores críticos ( $\sigma_p$  y  $\varepsilon_p$ ) muestran una tendencia de aumento conforme la velocidad de deformación ( $\dot{\varepsilon}$ ) aumenta y la temperatura disminuye [52].

##### 3.1.1 Curvas Experimentales

En las gráficas de la figura 3.1 se observa el comportamiento que presenta el material conforme varía la *temperatura* del que se hizo mención. Los experimentos realizados a bajas temperaturas inducen un mayor endurecimiento en el material, pero el fenómeno de mayor relevancia es la influencia del contenido de Boro en los niveles de endurecimiento, se observa una tendencia de ablandamiento por solución sólida adicional al mismo efecto generado por la recristalización dinámica conforme aumenta la proporción de este elemento en el material [52-54]. En todos los casos, los materiales con mayor contenido de Boro presentan valores pico ( $\sigma_p$  y  $\varepsilon_p$ ) más bajos que las composiciones con menor contenido de este elemento, otra razón es la segregación en los límites de grano que este elemento de aleación tiene altas temperaturas, así como su alta velocidad de difusión a consecuencia de su comportamiento dual de elemento intersticial-sustitucional que le permite permanecer en los límites de grano durante la recristalización dinámica, misma que acelera [55-57].

Otro factor importante es la *velocidad de deformación*, también las gráficas de la figura 3.1 muestran el cambio en el régimen de recristalización dinámica, ya que para bajas velocidades de deformación, el comportamiento es de picos múltiples, es decir cíclico.





**Figura 3.1:** Curvas de fluencia en caliente en función de la temperatura para las velocidades de deformación: 0.1, 0.01 y 0.001 s<sup>-1</sup>.

Esa misma tendencia en el aumento del ablandamiento en el material en función del elemento de microaleación de interés, también se aprecia en las gráficas de la figura 3.2, donde además de las condiciones de deformación, el contenido de boro es un factor que determina el nivel de endurecimiento que logra el material y se aprecia que conforme aumenta en contenido también lo hace el ablandamiento, es decir, los esfuerzos máximos son cada vez menores. Lo anterior se logra con una combinación de: alto contenido de boro, alta temperatura de ensayo y baja velocidad de deformación.

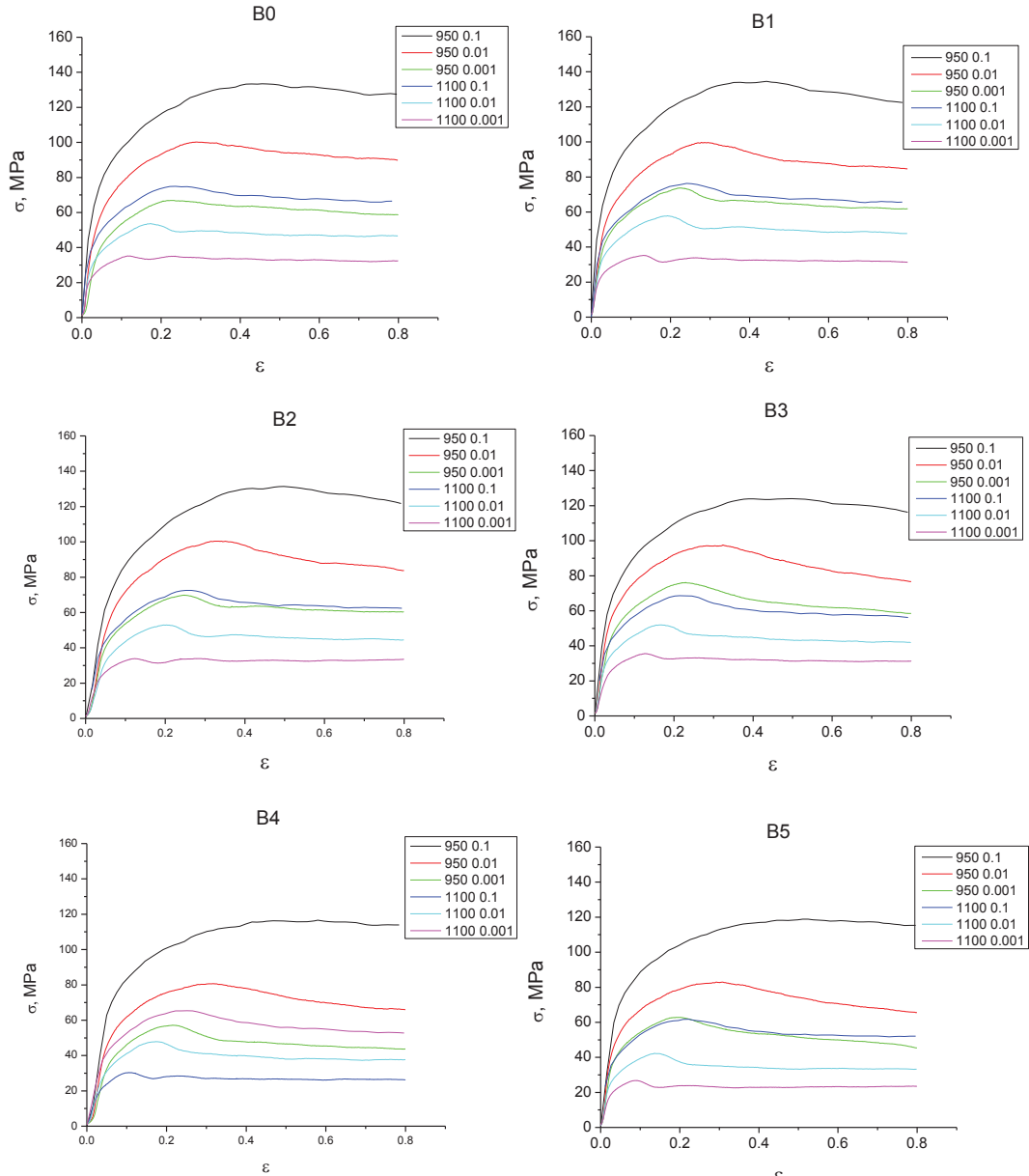


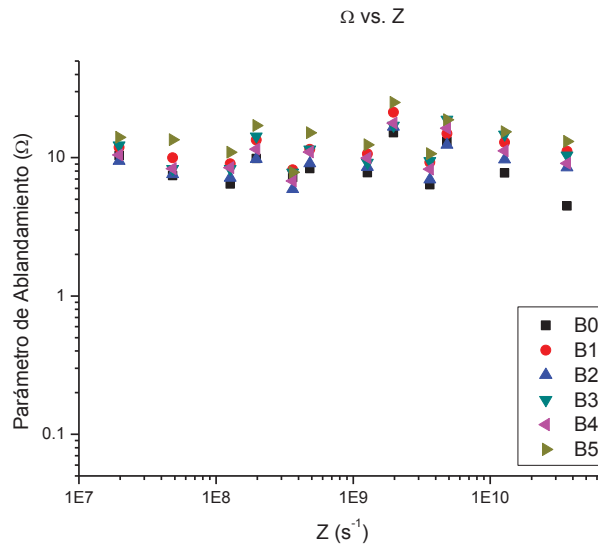
Figura 3.2: Curvas de fluencia en caliente en función de la composición.

Otro factor determinante en la altura de las curvas para los materiales con alto contenido de boro es la difusión y segregación de los átomos de este elemento hacia los límites de grano austenítico ocupados por las vacancias generadas por la deformación, con lo cual se refuerza la cohesión entre los granos [59]. Lo anterior se manifiesta como parte de los mecanismos del fenómeno complejo de ablandamiento propio de las adiciones de boro.

### 3.1.2 Parámetros de Ablandamiento

Al representar las variables de ensayo, es decir: la temperatura y la velocidad de deformación con el parámetro de Zener-Hollomon ( $Z$ ), es posible obtener las implicaciones que éstas tienen sobre las tendencias de los fenómenos que intervienen.

En función de las condiciones de ensayo ( $Z$ ), el parámetro de ablandamiento ( $\Omega$ ) tiene un aumento conforme lo hace el contenido de boro, como se desprende de la figura 3.3. En el *Anexo A* se muestran los ajustes de las curvas y en la tabla 3.1 los parámetros obtenidos de los mismos.



**Figura 3.3:** Relación entre el parámetro de ablandamiento ( $\Omega$ ) y las condiciones de ensayo ( $Z$ ): B0-0 ppm, B1-14 ppm, B2-33ppm, B3-82 ppm, B4-126 ppm, B5-214 ppm.

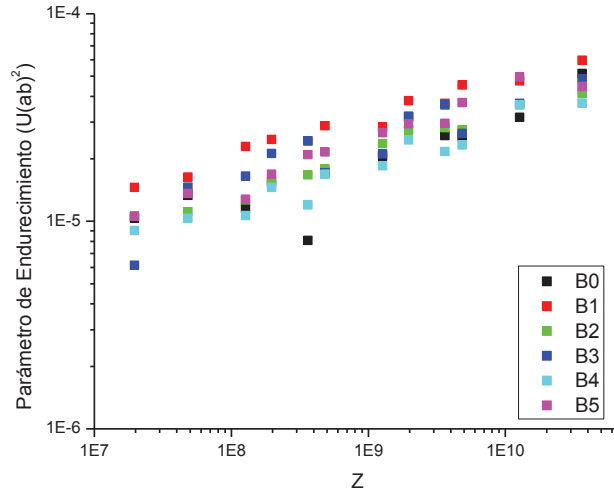
Parámetro de Ablandamiento			
Ecuación Constitutiva: $\Omega = K_{\Omega} Z^{n_{\Omega}}$	Error Estándar		
	$K_{\Omega}$	$n_{\Omega}$	
<b>B0</b> $\Omega = 16.6655 Z^{0.00803}$	34.25	0.07	
<b>B1</b> $\Omega = 191.8197 Z^{-0.6708}$	485.5	0.08	
<b>B2</b> $\Omega = 88.07449 Z^{-0.65837}$	247.8	0.28	
<b>B3</b> $\Omega = 11.62272 Z^{-0.000717}$	24.6	0.11	
<b>B4</b> $\Omega = 25.29908 Z^{-0.038193}$	50.13	0.08	
<b>B5</b> $\Omega = 171.7328 Z^{-0.096653}$	388.8	0.22	

**Tabla 3.1:** Parámetros de ablandamiento ( $\Omega$ ) con las condiciones de ensayo ( $Z$ ).

Entonces, se puede decir que para deformaciones a alta temperatura, el boro promueve el ablandamiento y esto se relaciona con el parámetro  $K_{\Omega}$  (tabla 3.1), donde se aprecia que el valor mayor de este parámetro se presenta en el acero microaleado con boro. Entonces, el alto nivel de ablandamiento y los bajos niveles de esfuerzo en el material con altas concentraciones de boro se relacionan también con la naturaleza del exponente  $n_{\Omega}$ .

3.1.3 Parámetros de Endurecimiento

También, en función de las condiciones de ensayo ( $Z$ ), se observa el mayor índice de endurecimiento ( $U$ ) para el material con el menor contenido de Boro (B1), como se observa en la figura 3.4. Lo anterior se manifiesta en el parámetro  $K_U$ , que tiene el mayor valor para la composición B1, como se observa en la tabla 3.2. En el Anexo B se muestran los ajustes de las curvas y en la tabla 3.2 los parámetros obtenidos de los mismos.



**Figura 3.4:** Relación entre el parámetro de endurecimiento ( $U$ ) y las condiciones de ensayo ( $Z$ ). B0-0 ppm, B1-14 ppm, B2-33ppm, B3-82 ppm, B4-126 ppm, B5-214 ppm.

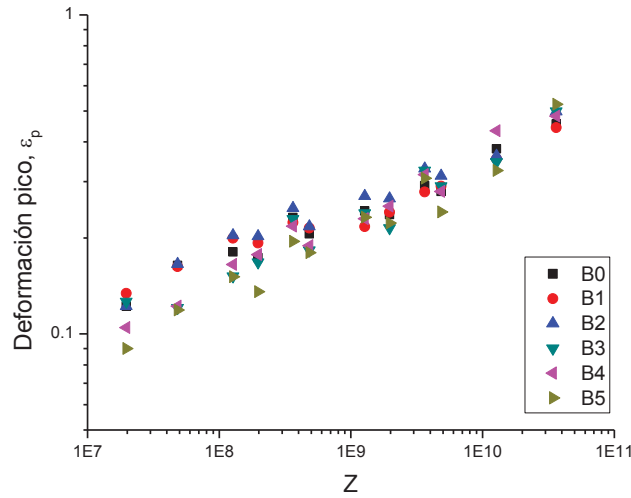
<b>Parámetro de Endurecimiento</b>			
	Ecuación Constitutiva: $U(\alpha' b)^2 = K_U Z^{n_U}$	Error Estándar	
		$K_U$	$n_U$
<b>B0</b>	$U(\alpha' b)^2 = 1.35471 \times 10^{-7} Z^{0.24107}$	$9.35 \times 10^{-8}$	0.030
<b>B1</b>	$U(\alpha' b)^2 = 7.3093 \times 10^{-7} Z^{0.18099}$	$1.73 \times 10^{-7}$	0.010
<b>B2</b>	$U(\alpha' b)^2 = 3.89738 \times 10^{-7} Z^{0.19332}$	$8.42 \times 10^{-8}$	0.009
<b>B3</b>	$U(\alpha' b)^2 = 4.76371 \times 10^{-7} Z^{0.18928}$	$2.53 \times 10^{-7}$	0.023
<b>B4</b>	$U(\alpha' b)^2 = 2.50255 \times 10^{-7} Z^{0.20758}$	$1.04 \times 10^{-7}$	0.018
<b>B5</b>	$U(\alpha' b)^2 = 4.07577 \times 10^{-7} Z^{0.19855}$	$1.83 \times 10^{-7}$	0.019

**Tabla 3.2:** Parámetros de endurecimiento ( $U$ ) con las condiciones de ensayo ( $Z$ ).

En estos casos, el parámetro de endurecimiento ( $U$ ) mayor se presenta en la composición con menor contenido de Boro (B1) y conforme dicho elemento aumentó en el material, este parámetro presentó siempre valores menores, lo cual se relaciona con el efecto de ablandamiento del Boro sobre el acero que supera al mecanismo de endurecimiento.

### 3.1.4 Parámetros de la Deformación Correspondiente al Esfuerzo Máximo

Las tendencias que se han mostrado en las figuras 3.1 y 3.2, se aprecian de manera más clara en la figura 3.5, donde se relaciona la deformación correspondiente al esfuerzo máximo ( $\epsilon_p$ ) con las condiciones de ensayo ( $Z$ ). En el *Anexo C* se muestran los ajustes de las curvas y en la tabla 3.3 los parámetros obtenidos de los mismos.



**Figura 3.5:** Relación entre la deformación correspondiente al esfuerzo máximo ( $\epsilon_p$ ) y las condiciones de ensayo ( $Z$ ). B0-0 ppm, B1-14 ppm, B2-33ppm, B3-82 ppm, B4-126 ppm, B5-214 ppm.

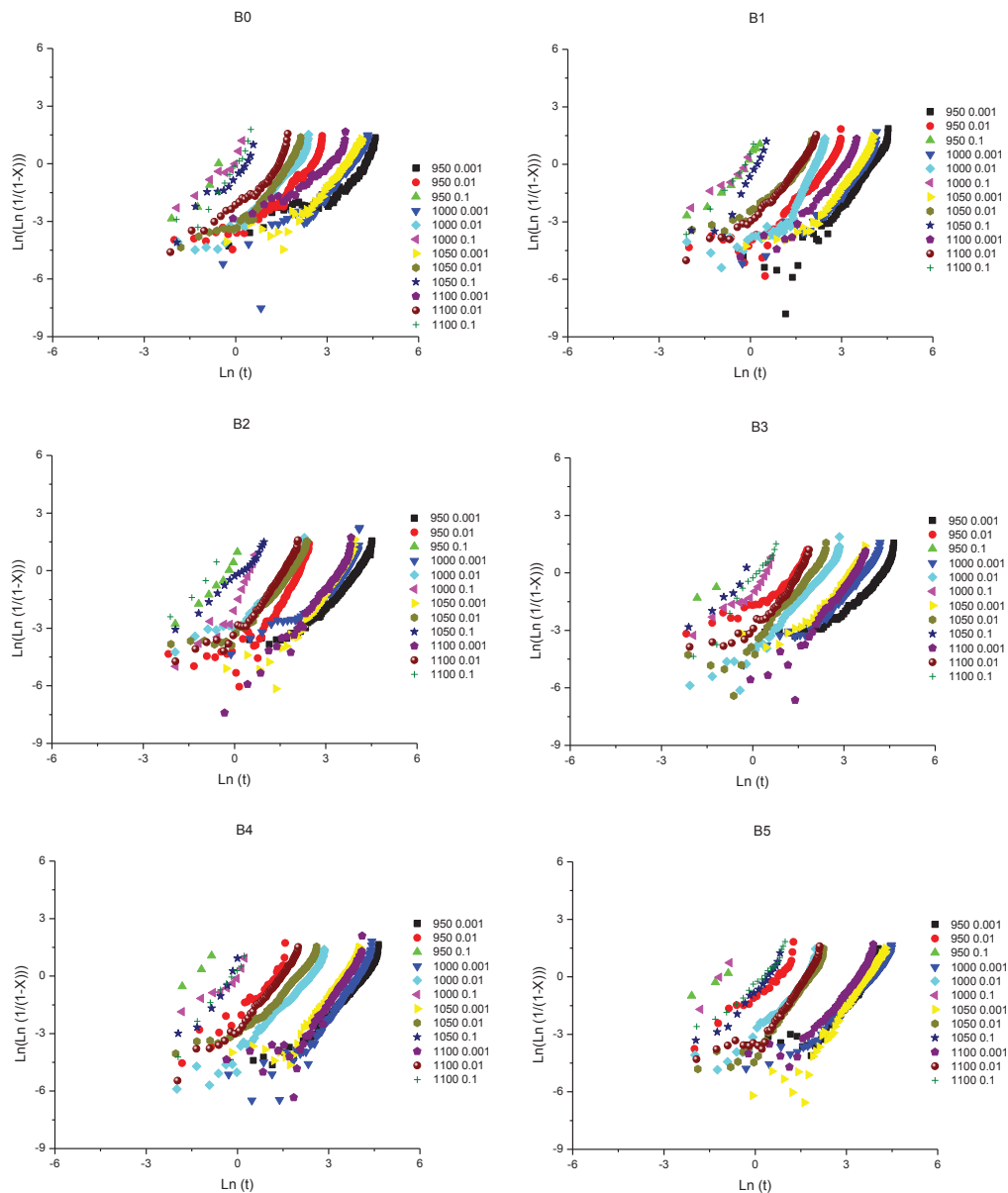
Dicha dependencia entre la deformación correspondiente al esfuerzo máximo ( $\epsilon_p$ ) y las condiciones de ensayo ( $Z$ ) se representan por medio de dos parámetros para cada material como se muestra en la tabla 3.3. El parámetro exponencial permanece cuasi constante, por lo que la disminución en la deformación correspondiente al esfuerzo máximo ( $\epsilon_p$ ) se atribuye a la disminución del parámetro  $K_p$  y en consecuencia, para la composición con mayor contenido de Boro. Según el comportamiento del material, el aumento del parámetro  $n_p$  y la disminución del parámetro  $K_p$  se relacionan con el contenido de Boro y su efecto de acelerar el inicio de la recrystalización dinámica.

<b>Parámetro de Esfuerzo máximo</b>			
<b>Ecuación Constitutiva: <math>\epsilon_p = K_p Z^{n_p}</math></b>	Error Estándar		
		$K_p$	$n_p$
<b>B0</b>	$\epsilon_p = 7.17 \times 10^{-3} Z^{0.169}$	$1.8 \times 10^{-3}$	0.011
<b>B1</b>	$\epsilon_p = 9.92 \times 10^{-3} Z^{0.153}$	$2.42 \times 10^{-3}$	0.011
<b>B2</b>	$\epsilon_p = 8.57 \times 10^{-3} Z^{0.164}$	$2.13 \times 10^{-3}$	0.011
<b>B3</b>	$\epsilon_p = 3.66 \times 10^{-3} Z^{0.199}$	$1.37 \times 10^{-3}$	0.016
<b>B4</b>	$\epsilon_p = 3.35 \times 10^{-3} Z^{0.204}$	$9.85 \times 10^{-4}$	0.013
<b>B5</b>	$\epsilon_p = 1.83 \times 10^{-3} Z^{0.228}$	$8.78 \times 10^{-4}$	0.020

**Tabla 3.3:** Parámetros de la deformación correspondiente al esfuerzo máximo ( $\epsilon_p$ ) con las condiciones de ensayo ( $Z$ ).

3.1.5 Parámetros de Avrami

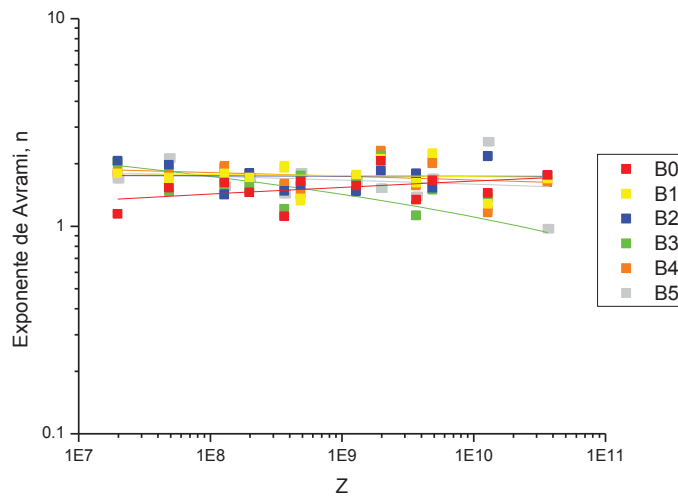
Cuando se logra el esfuerzo máximo ( $\sigma_p$ ) inicia la recristalización, por lo que entre este valor de esfuerzo y hasta que logra el esfuerzo de estado estable ( $\sigma_{ss}$ ), en cierta fracción de material se da dicho mecanismo de nucleación y crecimiento de granos nuevos libres de deformación. La figura 3.6 muestra dicha relación entre fracción recristalizada y tiempo, donde se observa que para la velocidad de deformación menor se presentan los tiempos más largos, es decir, la cinética de recristalización es más lenta, hecho que también se atribuye a la presencia del Boro.



**Figura 3.6:** Relación entre la fracción recristalizada y el tiempo.  
 B0-0 ppm, B1-14 ppm, B2-33ppm, B3-82 ppm, B4-126 ppm, B5-214 ppm.

La cinética de recristalización es un fenómeno que analíticamente depende de un factor de velocidad conocido como exponente de Avrami ( $n$ ) que deriva de los datos experimentales. Dicho exponente ( $n$ ) está relacionado con las características de la cinética de recristalización y sus valores varían entre 1 y 4 según las condiciones de nucleación y crecimiento de grano [31].

A partir de la figura 3.7, se desprende que los valores obtenidos para dicho parámetro ( $n$ ) varían entre 1 y 2, que son los valores característicos de recristalización para los aceros y que corresponden al crecimiento bidimensional, es decir, en los límites de grano [31, 49]. Las características de recristalización que presentan estos materiales, se relacionan con la presencia del Boro y el fenómeno de segregación de no equilibrio de este mismo elemento que favorece la nucleación y crecimiento de granos en los límites de los ya existentes [16 -21].



**Figura 3.7:** Relación entre el exponente de Avrami ( $n$ ) y las condiciones de ensayo ( $Z$ ).  
 B0-0 ppm, B1-14 ppm, B2-33ppm, B3-82 ppm, B4-126 ppm, B5-214 ppm.

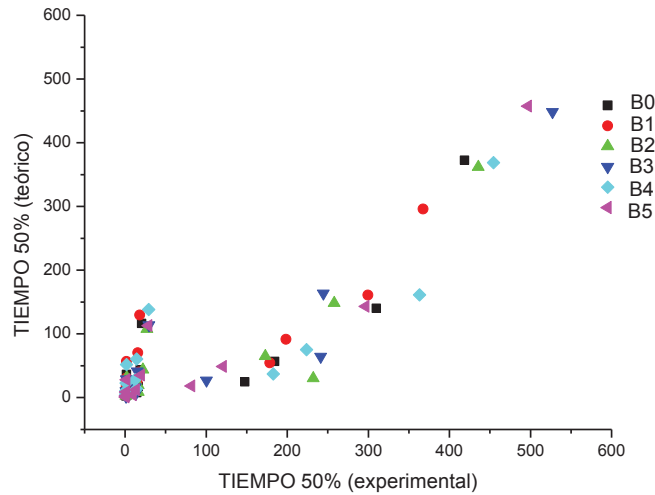
Las ecuaciones constitutivas del exponente de Avrami ( $n$ ) para cada material se muestran en la tabla 3.4, donde se observa que el parámetro  $A$  es menor en el caso de la composición libre de Boro, hecho que se relaciona con la cinética de recristalización más rápida en ausencia de tal elemento. En el *Anexo D* se muestran los ajustes de manera individual para cada composición y en la tabla 3.4 los parámetros obtenidos de los mismos.

Ecuación Constitutiva: $n = A + B \log Z$	
<b>B0</b>	$n = 0.5407 + 0.04822 \log Z$
<b>B1</b>	$n = 1.91113 - 0.00973 \log Z$
<b>B2</b>	$n = 1.7681 - 0.0017 \log Z$
<b>B3</b>	$n = 4.27794 - 0.13747 \log Z$
<b>B4</b>	$n = 2.33642 - 0.03054 \log Z$
<b>B5</b>	$n = 2.33388 - 0.03217 \log Z$

**Tabla 3.4:** Exponente de Avrami ( $n$ ) en función de las condiciones de ensayo ( $Z$ ).

### 3.1.6 Parámetros de Recristalización Dinámica

El exponente de Avrami ( $n$ ) y sus parámetros permiten el cálculo del tiempo de recristalización. Al comparar el tiempo experimental y el tiempo teórico en el que se logra que la mitad de la fracción recristalice, se obtiene la relación entre ambos, misma que se observa en la figura 3.8 y se concentra en la tabla 3.5. En el *Anexo E* se muestran los ajustes de las curvas y en la tabla 3.5 los parámetros obtenidos de los mismos.



**Figura 3.8:** Relación entre el tiempo teórico y experimental para la recristalización. B0-0 ppm, B1-14 ppm, B2-33ppm, B3-82 ppm, B4-126 ppm, B5-214 ppm.

Ecuación Constitutiva: $t_{50\%} = K_{t_{50\%}} \epsilon^{m_{t_{50\%}}} + \exp(Q_{t_{50\%}}/RT)$	
<b>B0</b>	$t_{50\%} = 1.84 \times 10^{-10} \epsilon^{-0.50551} + \exp(252000/RT)$
<b>B1</b>	$t_{50\%} = 4.2 \times 10^{-6} \epsilon^{-0.35835} + \exp(157000/RT)$
<b>B2</b>	$t_{50\%} = 1.35 \times 10^{-6} \epsilon^{-0.52686} + \exp(230000/RT)$
<b>B3</b>	$t_{50\%} = 5.39 \times 10^{-11} \epsilon^{-0.59589} + \exp(260000/RT)$
<b>B4</b>	$t_{50\%} = 1.48 \times 10^{-8} \epsilon^{-0.42546} + \exp(213000/RT)$
<b>B5</b>	$t_{50\%} = 1.09 \times 10^{-12} \epsilon^{-0.60684} + \exp(299000/RT)$

**Tabla 3.5:** Relación entre tiempo de recristalización teórico y experimental.

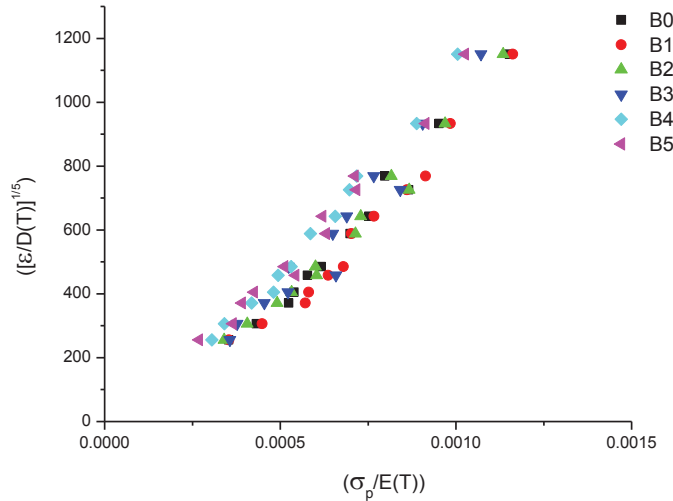
### 3.1.7 Parámetros de Estado Estable

Las condiciones de ensayo son factores determinantes en el esfuerzo máximo ( $\sigma_p$ ) y el esfuerzo de estado estable ( $\sigma_{ss}$ ). En la figura 3.9 se muestra cómo varía el esfuerzo máximo ( $\sigma_p$ ) en relación con la velocidad de deformación y la temperatura de ensayo. En el *Anexo F* se muestran los ajustes de las curvas y en la tabla 3.6 los parámetros obtenidos de los mismos.

Para dicha relación, los parámetros constitutivos se muestran en la tabla 3.6 y con ellos se puede interpretar el comportamiento presentado en la figura anterior. Se aprecia una tendencia creciente en el parámetro  $A_p$  conforme el contenido de Boro



aumenta. El hecho de que  $A_p$  sea un valor fluctuante sin una tendencia clara se puede asociar a las variaciones en el contenido de carbono en las composiciones.



**Figura 3.9:** Relación entre  $\sigma_p$  con la velocidad de deformación y la temperatura de ensayo.  
 B0-0 ppm, B1-14 ppm, B2-33ppm, B3-82 ppm, B4-126 ppm, B5-214 ppm.

**Parámetro de Estado Estable**

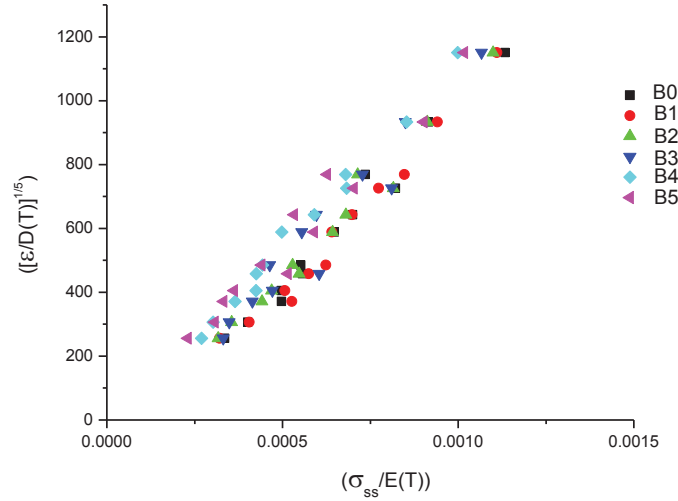
	Ecuación Constitutiva: $[\dot{\epsilon}/D(T)]^{1/5} = A_{\sigma_p} \sinh (\alpha_{\sigma_p} [\sigma_p/E(T)])$	Error Estándar	
		$A_{\sigma_p}$	$\alpha_{\sigma_p}$
<b>B0</b>	$[\dot{\epsilon}/D(T)]^{1/5} = 564.46855 \sinh ( 1288.84542 [\sigma_p/E(T)])$	77.00	123.98
<b>B1</b>	$[\dot{\epsilon}/D(T)]^{1/5} = 443.23615 \sinh ( 1465.16157 [\sigma_p/E(t)])$	47.02	99.71
<b>B2</b>	$[\dot{\epsilon}/D(T)]^{1/5} = 552.39554 \sinh ( 1313.7795 [\sigma_p/E(t)])$	56.72	94.29
<b>B3</b>	$[\dot{\epsilon}/D(T)]^{1/5} = 529.40402 \sinh ( 1424.41324 [\sigma_p/E(t)])$	104.70	194.20
<b>B4</b>	$[\dot{\epsilon}/D(T)]^{1/5} = 663.44032 \sinh ( 1313.61076 [\sigma_p/E(t)])$	69.89	103.28
<b>B5</b>	$[\dot{\epsilon}/D(T)]^{1/5} = 796.76731 \sinh ( 1126.42592 [\sigma_p/E(t)])$	129.53	145.13

**Tabla 3.6:** Parámetros para  $\sigma_p$  en función de la velocidad de deformación y la temperatura.

En la figura 3.10 se muestra el esfuerzo máximo ( $\sigma_{ss}$ ) y su variación con relación a la velocidad de deformación y la temperatura de ensayo. En el *Anexo G* se muestran los ajustes de las curvas y en la tabla 3.7 los parámetros obtenidos de los mismos.

En la tabla 3.7 se muestran los parámetros constitutivos, a diferencia del comportamiento para el esfuerzo máximo ( $\sigma_p$ ), en estado estable ( $\sigma_{ss}$ ) el efecto de las adiciones de boro se manifiesta en la tendencia creciente del parámetro  $A_{ss}$ .

En términos generales, se puede decir que tanto el esfuerzo pico ( $\sigma_p$ ) como el esfuerzo de estado estable ( $\sigma_{ss}$ ) tienen una tendencia a disminuir conforme aumenta el contenido de boro en el material, como se observa en las figuras 3.9 y 3.10, con lo anterior se tiene una evidencia más del efecto de ablandamiento adicional que el elemento de interés (boro) genera.



**Figura 3.10:** Relación entre  $\sigma_{ss}$  con la velocidad de deformación y la temperatura de ensayo. B0-0 ppm, B1-14 ppm, B2-33ppm, B3-82 ppm, B4-126 ppm, B5-214 ppm.

### Parámetro de Estado Estable

	Ecuación Constitutiva:		Error Estándar	
	$[\dot{\epsilon}/D(T)]^{1/5} = A_{\sigma_{ss}} \sinh(\alpha_{\sigma_{ss}} [\sigma_{ss}/E(T)])$		$A_{\sigma_{ss}}$	$\alpha_{\sigma_{ss}}$
<b>B0</b>	$[\dot{\epsilon}/D(T)]^{1/5} = 746.25178 \sinh(1095.38935 [\sigma_{ss}/E(T)])$		144.08	164.36
<b>B1</b>	$[\dot{\epsilon}/D(T)]^{1/5} = 568.82851 \sinh(1324.89303 [\sigma_{ss}/E(T)])$		69.17	113.83
<b>B2</b>	$[\dot{\epsilon}/D(T)]^{1/5} = 813.64826 \sinh(1051.1428 [\sigma_{ss}/E(T)])$		155.29	160.09
<b>B3</b>	$[\dot{\epsilon}/D(T)]^{1/5} = 883.03542 \sinh(1019.2779 [\sigma_{ss}/E(T)])$		300.30	283.73
<b>B4</b>	$[\dot{\epsilon}/D(T)]^{1/5} = 1357.59584 \sinh(767.69676 [\sigma_{ss}/E(T)])$		326.90	166.27
<b>B5</b>	$[\dot{\epsilon}/D(T)]^{1/5} = 2425.98804 \sinh(438.38973 [\sigma_{ss}/E(T)])$		2993.61	521.02

**Tabla 3.7:** Parámetros para el  $\sigma_{ss}$  en función de la velocidad de deformación y la temperatura.

### 3.1.8 Resumen de parámetros

Para centralizar las ecuaciones constitutivas de las etapas de fluencia en caliente de los aceros en estudio, en la tabla 3.8 se muestran las etapas y las ecuaciones constitutivas relacionadas. Todos los parámetros obtenidos y a partir de los cuales se obtendrán las curvas teóricas para dichos materiales se concentran en la tabla 3.9.

Etapas de modelado	Ecuación constitutiva
<b>Ablandamiento</b>	$\epsilon_{\Omega} = K_{\Omega} Z^{n_{\Omega}}$
<b>Endurecimiento</b>	$U(\alpha' b)^2 = K_U Z^{n_U}$
<b>Deformación pico – Esfuerzo pico</b>	$\epsilon_p = K_p Z^{n_p}$
<b>Exponente de Avrami</b>	$n = A_{Avrami} + B_{Avrami} \log Z$
<b>Tiempo de recristalización (50%)</b>	$t_{50\%} = K_{t50\%} \epsilon^{m_{t50\%}} + \exp(Q_{t50\%}/RT)$
<b>Esfuerzo pico y de Estado estable</b>	$[\dot{\epsilon}/D(T)]^{1/5} = A_{\sigma_p} \sinh(\alpha_{\sigma_p} [\sigma_p/E(T)])$
	$[\dot{\epsilon}/D(T)]^{1/5} = A_{\sigma_{ss}} \sinh(\alpha_{\sigma_{ss}} [\sigma_{ss}/E(T)])$

**Tabla 3.8:** Etapas de fluencia y ecuaciones constitutivas relacionadas.

Parámetros	Material					
	B0	B1	B2	B3	B4	B5
$K_{\Omega}$	16.665	191.819	88.074	11.622	25.299	171.732
$n_{\Omega}$	0.00803	-0.06708	-0.06708	-0.06583	-0.000717	-0.09665
$K_U$	$3.0705 \times 10^{-4}$	$2.5283 \times 10^{-4}$	$1.6789 \times 10^{-4}$	$1.2073 \times 10^{-4}$	$2.1570 \times 10^{-4}$	$2.5403 \times 10^{-4}$
$n_U$	-0.13205	-0.10137	-0.09922	-0.07722	-0.1184	-0.11218
$K_p$	$7.17 \times 10^{-3}$	$9.92 \times 10^{-3}$	$8.57 \times 10^{-3}$	$3.66 \times 10^{-3}$	$3.35 \times 10^{-3}$	$1.83 \times 10^{-3}$
$n_p$	0.169	0.153	0.164	0.199	0.204	0.228
$A_{Avrami}$	0.5407	1.91113	1.7681	4.2779	2.3364	2.3338
$B_{Avrami}$	0.04822	-0.00973	-0.0017	-0.13747	-0.0305	-0.03217
$K_{t_{50\%}}$	$1.84 \times 10^{-10}$	$4.72 \times 10^{-6}$	$1.35 \times 10^{-6}$	$5.39 \times 10^{-11}$	$1.48 \times 10^{-8}$	$1.09 \times 10^{-12}$
$m_{t_{50\%}}$	-0.50551	-0.35835	0.52686	-0.59589	-0.42546	-0.60684
$Q_{t_{50\%}}$	252000	157000	230000	260000	213000	299000
$A_{\sigma_p}$	564.46	443.23	552.39	529.40	663.44	796.76
$\alpha_{\sigma_p}$	1288.84	1465.16	1313.77	1424.41	1313.61	1126.42
$A_{\sigma_{ss}}$	746.25	568.82	813.64	883.03	1357.59	2425.98
$\alpha_{\sigma_{ss}}$	1095.38	1324.89	1051.14	1019.27	767.69	438.38

**Tabla 3.9:** Resumen de los parámetros característicos de las ecuaciones constitutivas de acuerdo con la composición (condensado de las tablas 3.1 a la 3.7).

### 3.1.9 Curvas Modeladas

El fenómeno de fluencia en caliente se valida al relacionar las curvas experimentales con las curvas teóricas generadas con los parámetros obtenidos y concentrados en la tabla 3.9. En las figuras 3.11 a 3.16 se muestra la comparación entre los datos experimentales y el modelo analítico para cada composición.

A partir de las gráficas se tiene que los mejores ajustes se presentan a bajas velocidades de deformación en todas las composiciones. Para la composición libre de Boro (B0), las condiciones de ensayo que permitieron la aproximación más cercana a los datos experimentales, se presentaron a 1100°C. La mayor disparidad entre los datos experimentales y teóricos se presenta en la composición con menor contenido de Boro (B1). En el caso de la composición con mayor contenido de Boro (B3, B4 y B5), las curvas teóricas se comportan de manera casi idéntica cuando se tiene una velocidad de deformación baja combinada con una alta temperatura de ensayo (1050°C y 1100°C).

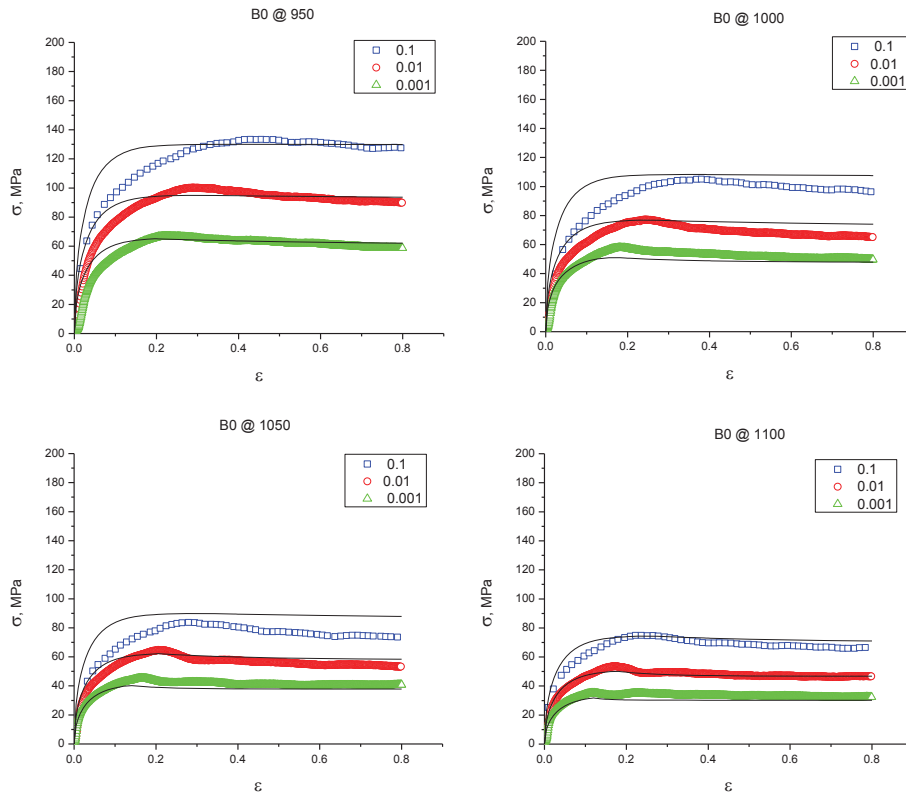


Figura 3.11: Validación de las curvas experimentales (color) y teóricas (líneas negras) para B0.

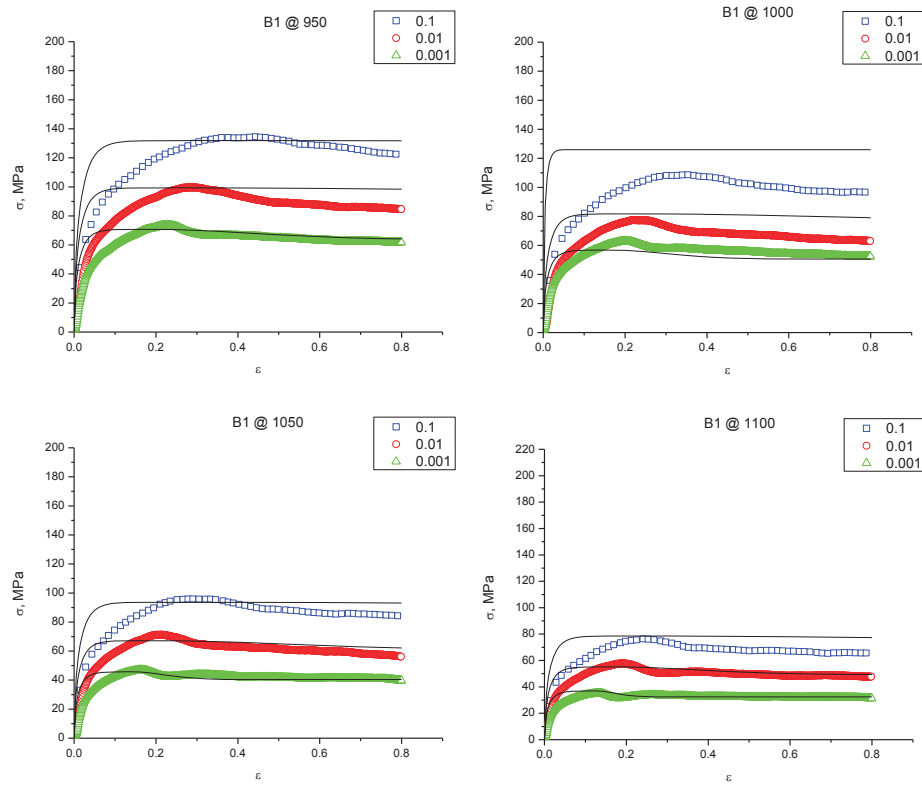


Figura 3.12: Validación de las curvas experimentales (color) y teóricas (líneas negras) para B1.

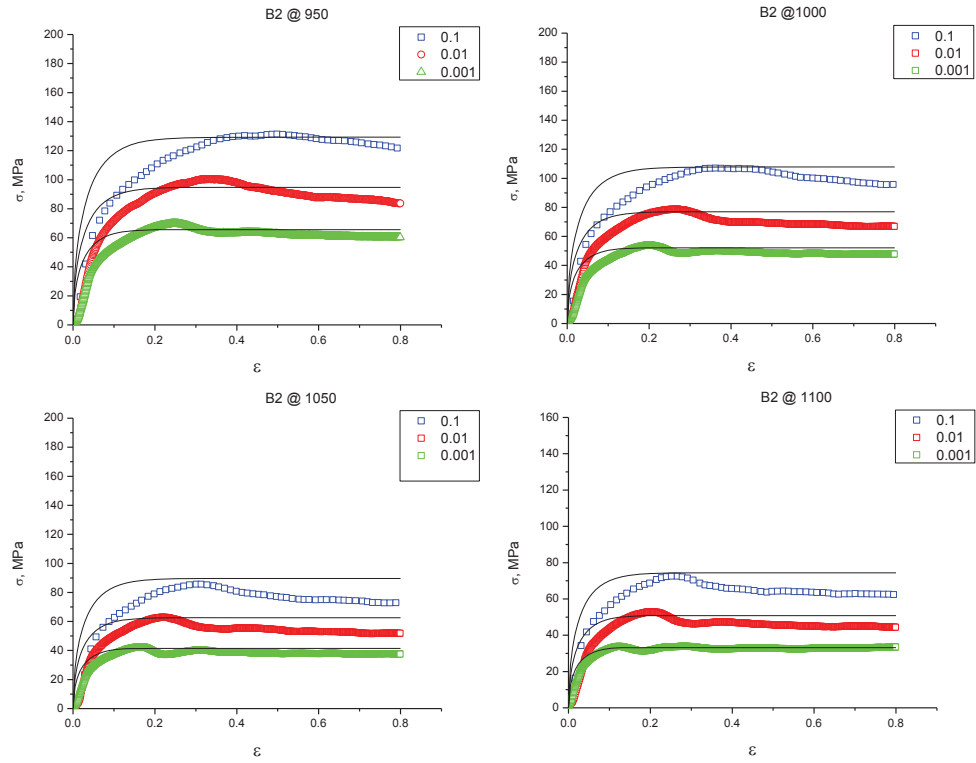


Figura 3.13: Validación de las curvas experimentales (color) y teóricas (líneas negras) para B2.

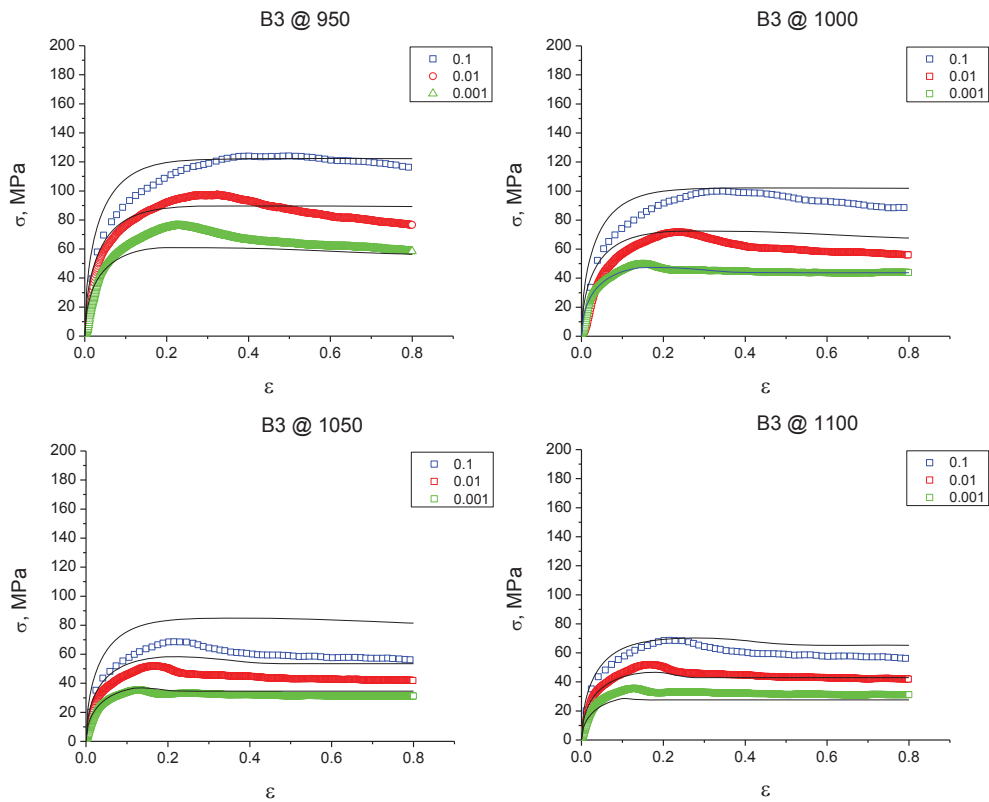


Figura 3.14: Validación de las curvas experimentales (color) y teóricas (líneas negras) para B3.

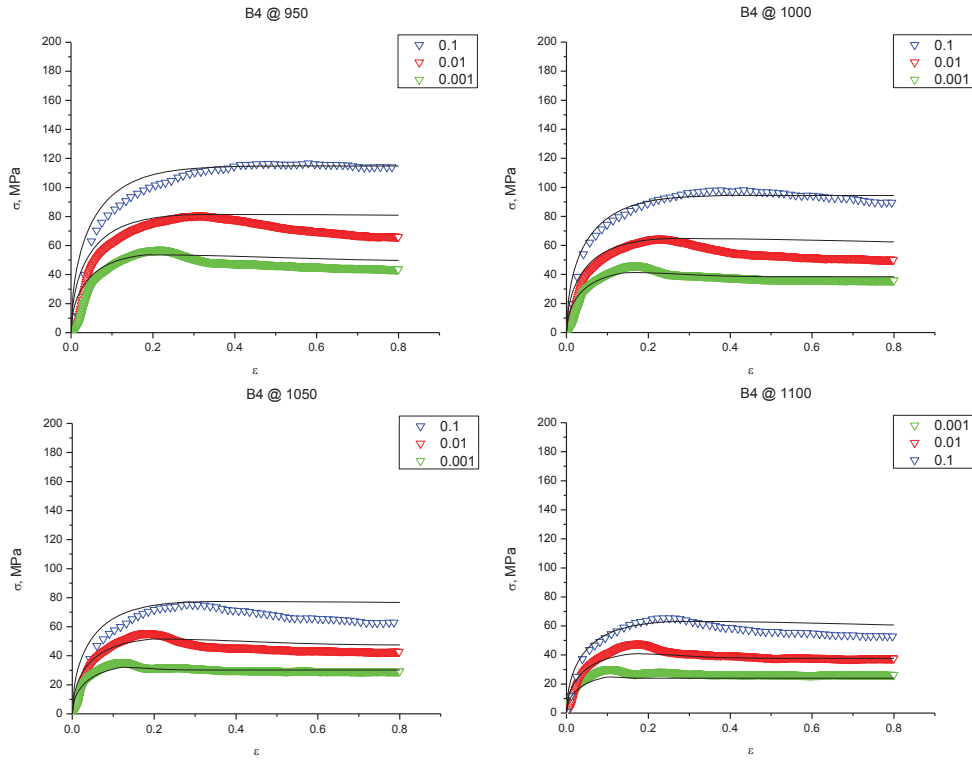


Figura 3.15: Validación de las curvas experimentales (color) y teóricas (líneas negras) para B4.

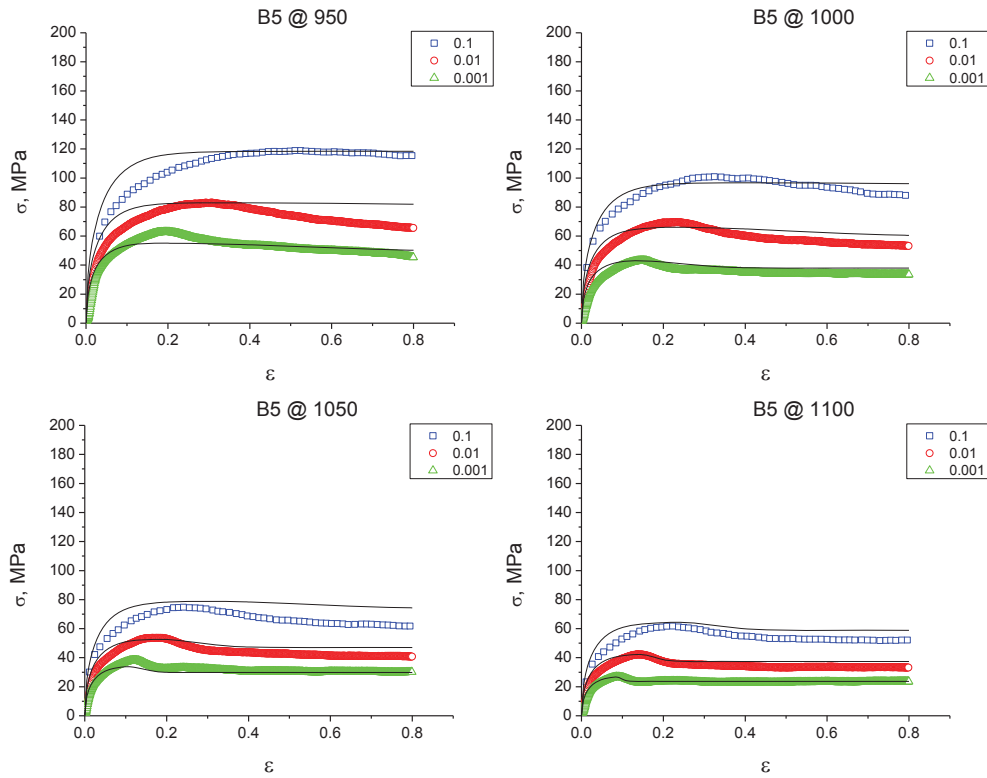


Figura 3.16: Validación de las curvas experimentales (color) y teóricas (líneas negras) para B5.

3.2 Microestructuras en Condición de Deformación

3.2.1 Tamaño de Grano Austenítico Recristalizado

Las microestructuras de grano austenítico recristalizado de los diferentes aceros se presentan en las figuras 3.17 a la 3.20. En términos generales, se presenta un grano austenítico fino equiaxiado.

Las metalografías para la composición libre de Boro (B0), la figura 3.17 permite apreciar una tendencia al refinamiento de grano con el aumento de la temperatura de ensayo. Para las composiciones con Boro en las figuras 3.18, 3.19 y 3.20 también se observa dicha tendencia al refinamiento de grano con el aumento de la temperatura. En la figura 3.18 se muestra el caso de la composición con menor contenido de Boro, es decir con 14 ppm que se representa con la notación B1.

Por otra parte, la figura 3.19 está constituida por una serie de metalografías de la composición con contenido medio de Boro representada por la notación B3 y que contiene 82 ppm del elemento microaleante. Finalmente, la figura 3.20 corresponde al material con mayor contenido de Boro, es decir con 214 ppm, que se identifica como B5.

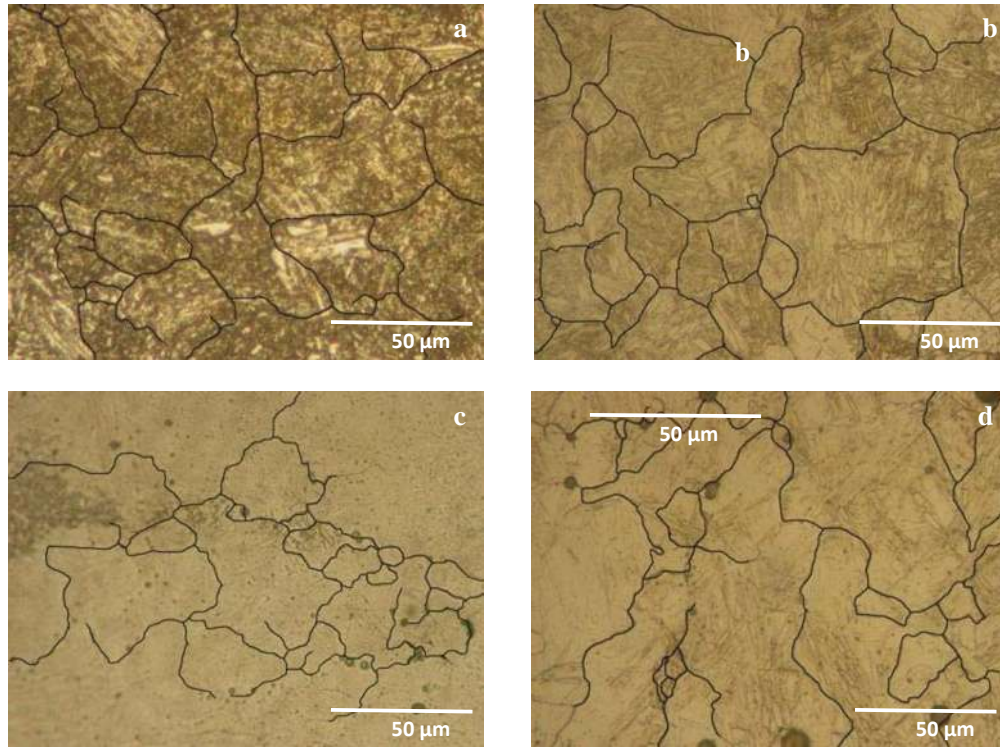
El análisis estadístico con base en las metalografías, indica que el tamaño de grano austenítico promedio es de 23.04 micras de diámetro, lo cual se obtiene a partir de los datos de las tablas 3.10 y 3.11.

	Diámetro promedio, (micras)					
	950°C			1000°C		
	0.001s <sup>-1</sup>	0.01s <sup>-1</sup>	0.1s <sup>-1</sup>	0.001s <sup>-1</sup>	0.01s <sup>-1</sup>	0.1s <sup>-1</sup>
<b>B0</b>	26.37	23.84	15.84	4.46	13.03	25.84
<b>B1</b>	28.08	24.16	19.41	14.53	24.56	24.44
<b>B2</b>	24.71	22.95	24.1	22.82	18.71	23.36
<b>B3</b>	29.16	32.54	23.57	24.22	24.15	26.26
<b>B4</b>	25.25	44.2	22.37	15.82	27.48	31.08
<b>B5</b>	34.05	29.71	37.52	36.27	23.13	39.93

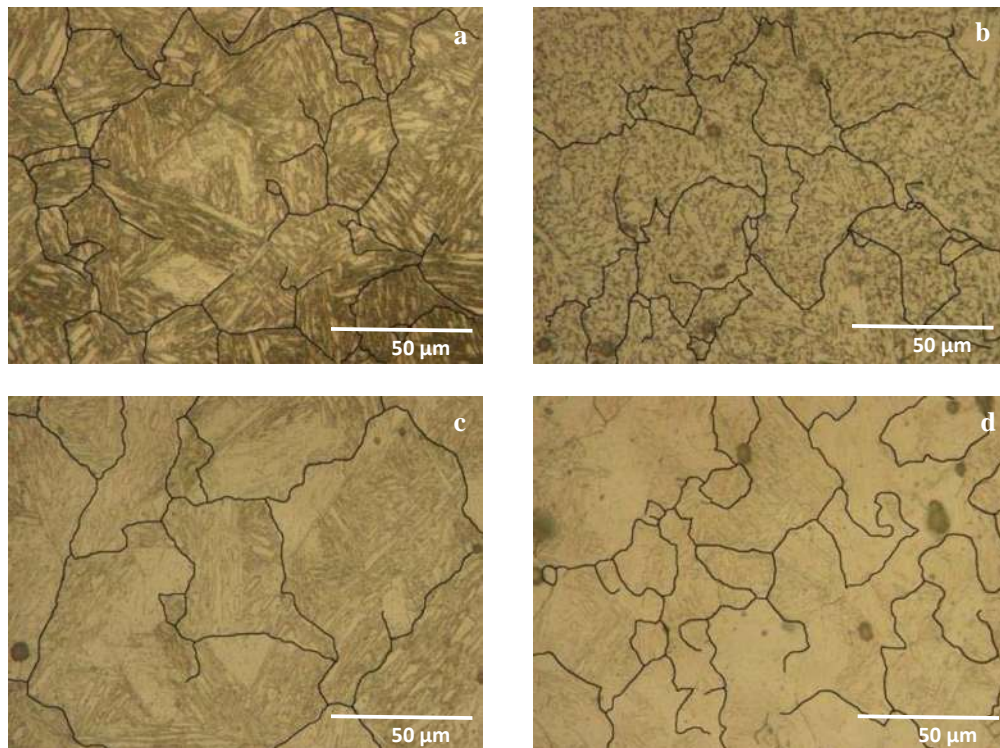
**Tabla 3.10:** Tamaño de grano en función de la composición y las condiciones de ensayo.

	Diámetro promedio, (micras)					
	1050°C			1100°C		
	0.001s <sup>-1</sup>	0.01s <sup>-1</sup>	0.1s <sup>-1</sup>	0.001s <sup>-1</sup>	0.01s <sup>-1</sup>	0.1s <sup>-1</sup>
<b>B0</b>	12.04	27.25	16.21	12.72	14	17.05
<b>B1</b>	15.79	30.26	16.53	12.67	13.93	18.22
<b>B2</b>	19.66	12.7	19.51	16.36	14.85	17.68
<b>B3</b>	42.13	32.41	28.86	31.17	17.43	27.45
<b>B4</b>	29.45	24.89	24.47	18.98	18.42	25.8
<b>B5</b>	23.9	15.36	21.35	28.79	14.51	18.2

**Tabla 3.11:** Tamaño de grano en función de la composición y las condiciones de ensayo.

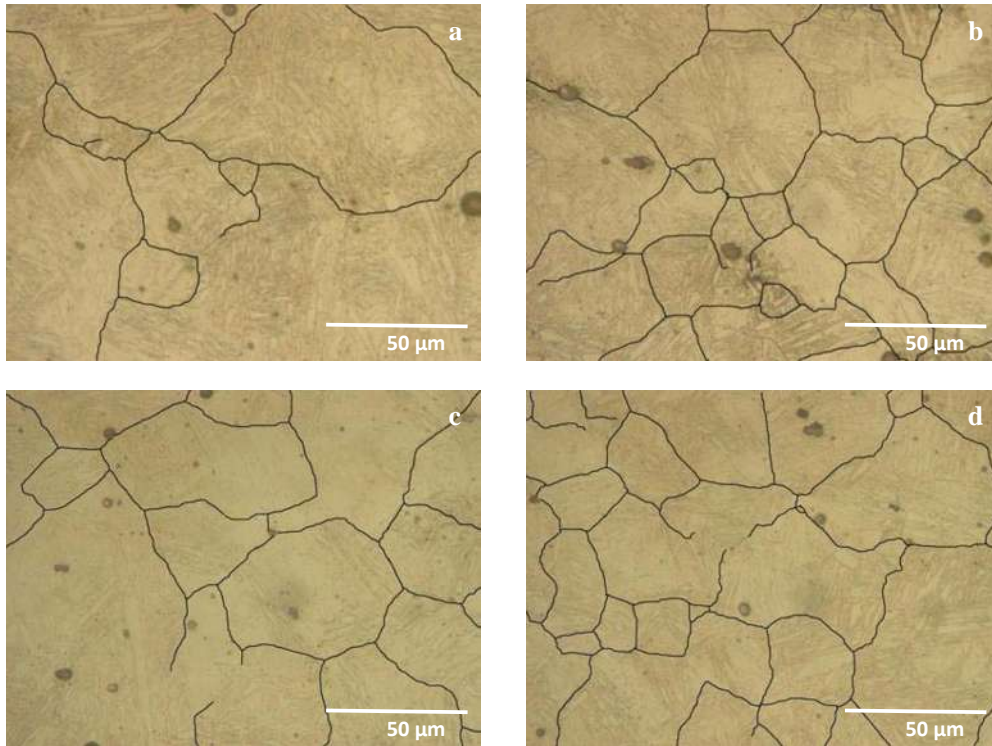


**Figura 3.17:** Grano austenítico de B0 para  $0.1s^{-1}$  con  $950^{\circ}C$  (a),  $1100^{\circ}C$  (b);  $0.001s^{-1}$  con  $950^{\circ}C$  (c),  $1100^{\circ}C$  (d).

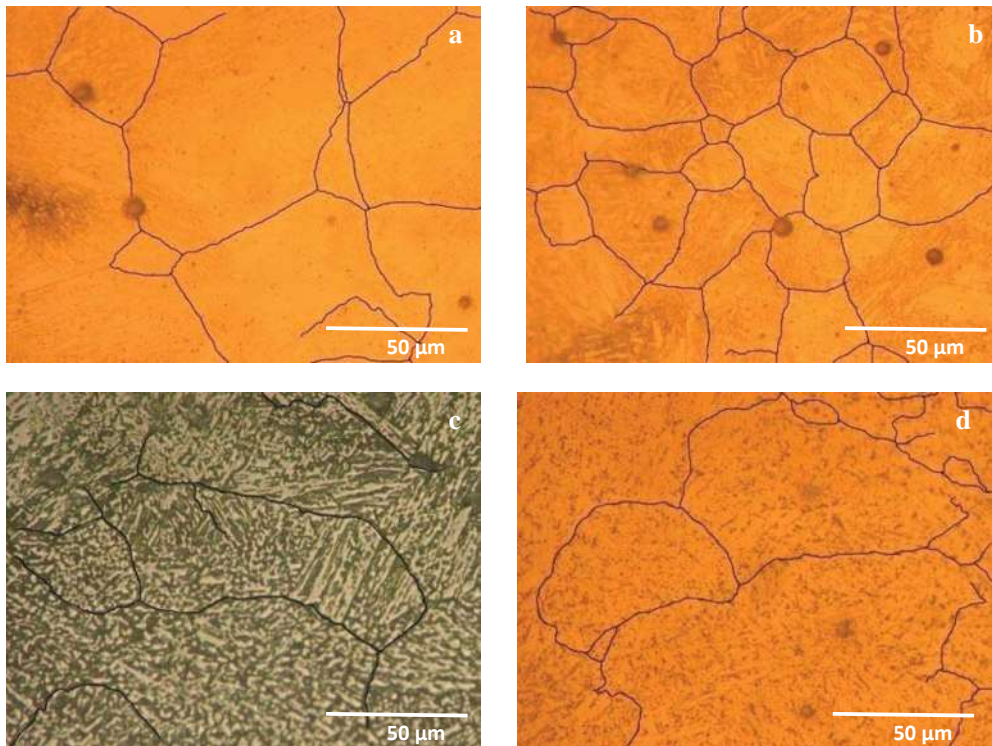


**Figura 3.18:** Grano austenítico de B1 para  $0.1s^{-1}$  con  $950^{\circ}C$  (a),  $1100^{\circ}C$  (b);  $0.001s^{-1}$  con  $950^{\circ}C$  (c),  $1100^{\circ}C$  (d).





**Figura 3.19:** Grano austenítico de B3 para  $0.1s^{-1}$  con  $950^{\circ}C$  (a),  $1100^{\circ}C$  (b);  $0.001s^{-1}$  con  $950^{\circ}C$  (c),  $1100^{\circ}C$  (d).



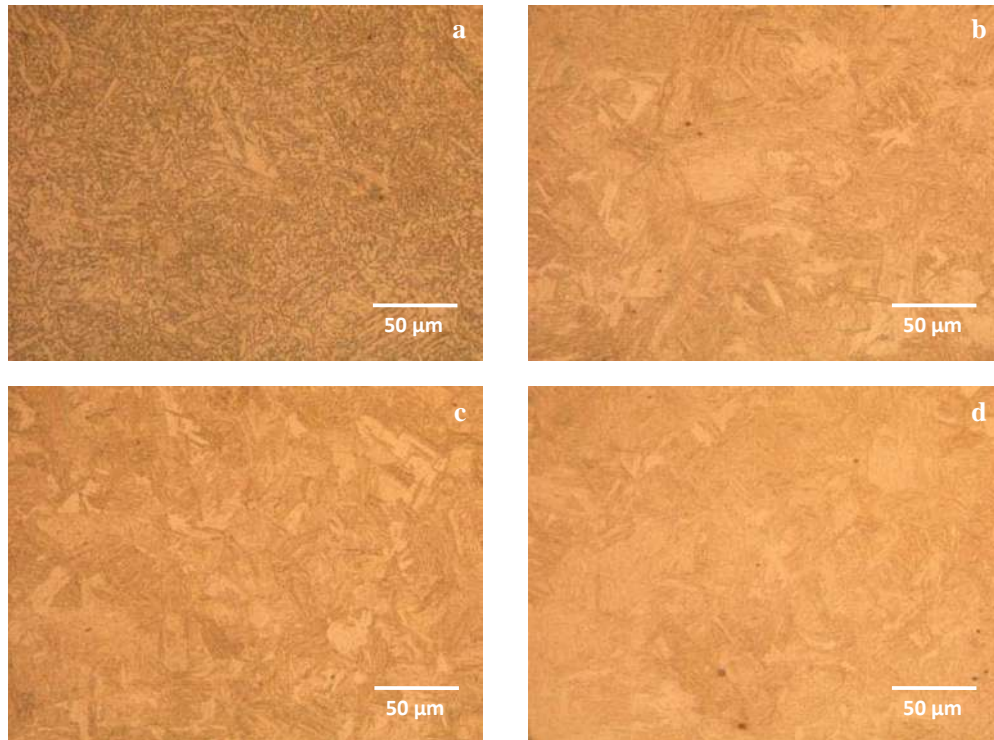
**Figura 3.20:** Grano austenítico de B5 para  $0.1s^{-1}$  con  $950^{\circ}C$  (a),  $1100^{\circ}C$  (b);  $0.001s^{-1}$  con  $950^{\circ}C$  (c),  $1100^{\circ}C$  (d).

Además del refinamiento de grano con el aumento de la temperatura de ensayo, se puede decir que las condiciones óptimas para el refinamiento de grano son para 1100°C, que es la temperatura mayor acompañada con la velocidad de deformación media ( $0.001 \text{ s}^{-1}$ ), ya que producen diámetros de 15.52 micras. Caso contrario, las condiciones de deformación menos favorables porque generan el tamaño de grano más burdo (29.56 micras en promedio) son para la temperatura más baja (950°C) y la velocidad de deformación media ( $0.001 \text{ s}^{-1}$ ).

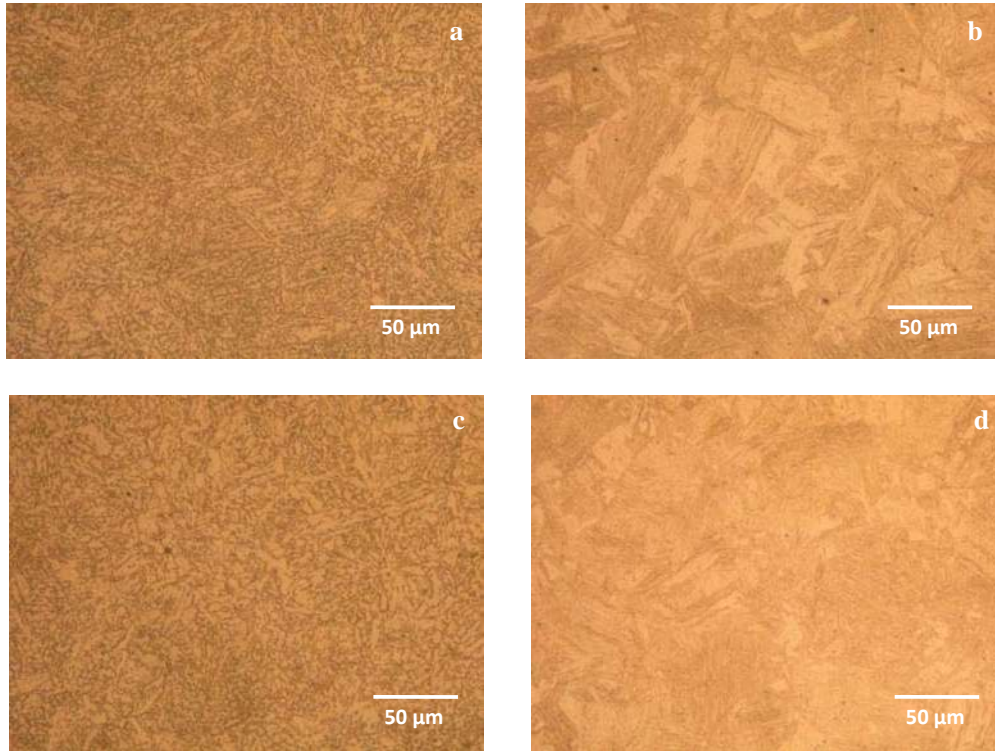
### 3.2.2 Fases Presentes

Las metalografías en condiciones de deformación para la composición B0, se muestran en las figuras 3.21, 3.21 y 3.23. En la mayoría de las imágenes se tiene presencia de bainita y martensita, pero las imágenes revelan la predominancia de la fase martensita.

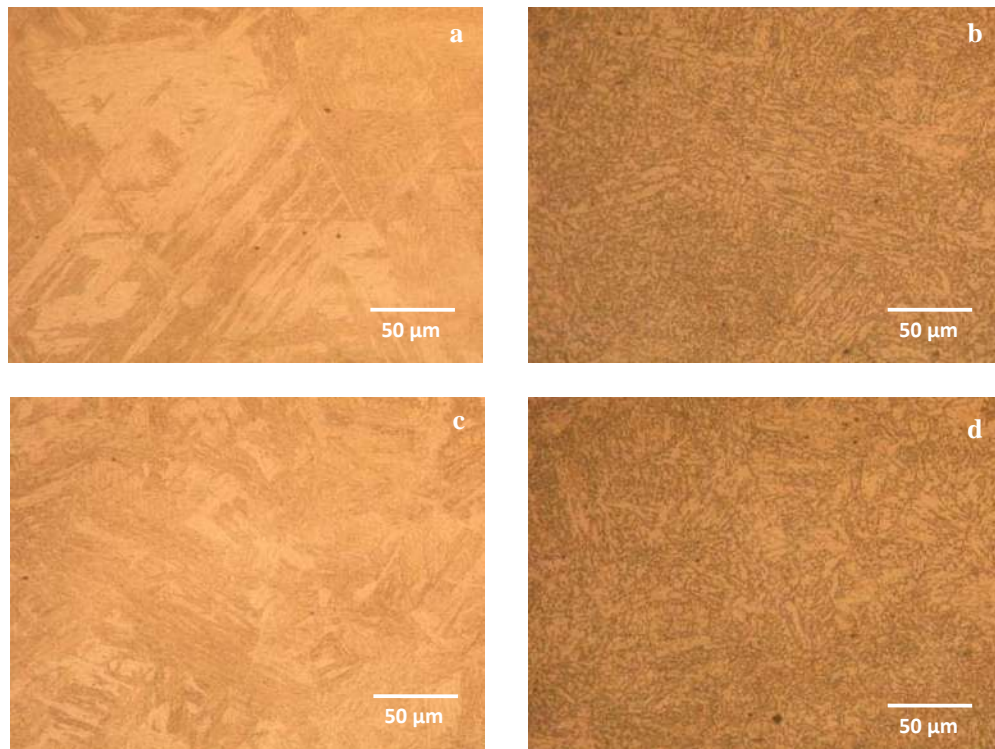
Las mismas fases se presentan para todas las composiciones, como se observa en las figuras 3.24 a 3.32. Debe señalarse que la microestructura predominantemente bainítica correspondiente a la mayor velocidad de deformación a 1100°C se debe a que el tratamiento de temple de la probeta no se realizó en las mismas condiciones que el resto, en este caso, se tuvo un retraso considerable entre la etapa de deformación en caliente y la de enfriamiento, similarmente en las figuras: 3.21 (a), 3.22 (a), 3.22 (c), 3.23 (b), 3.23 (d), 3.24 (d), 3.25 (a), 3.27 (b), 3.28 (b), 3.28 (c), 3.28 (d), 3.31 (c), 3.32 (a) y 3.32 (d).



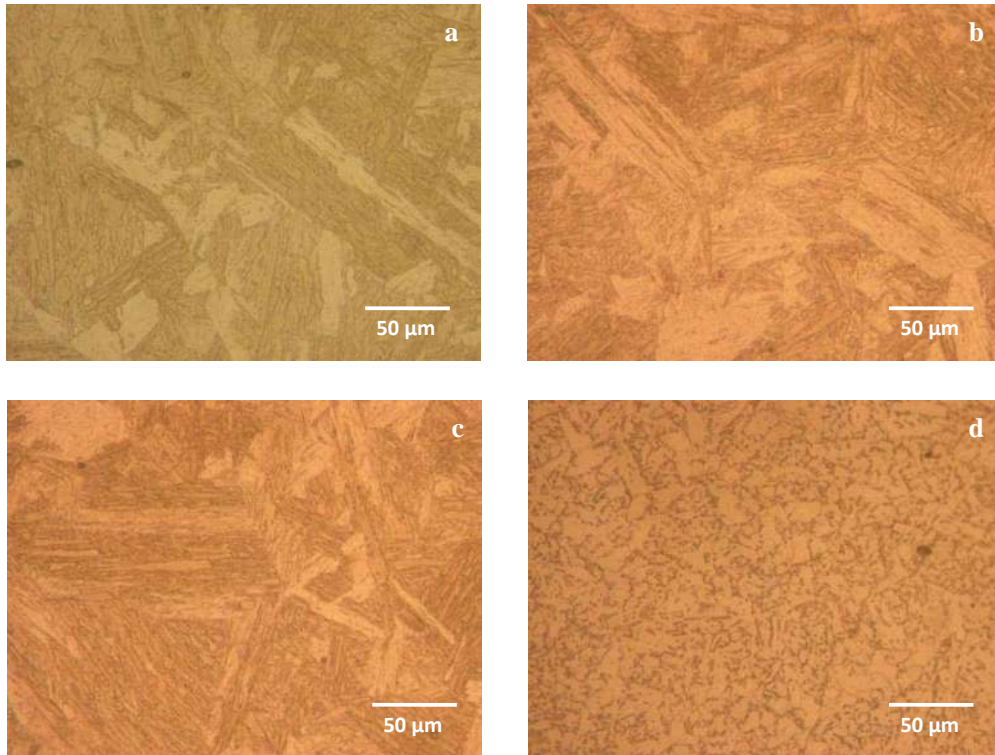
**Figura 3.21:** Metalografías en condición de deformación para B0 a  $0.1 \text{ s}^{-1}$  950°C(a), 1000°C (b), 1050°C (c) y 1100°C (d).



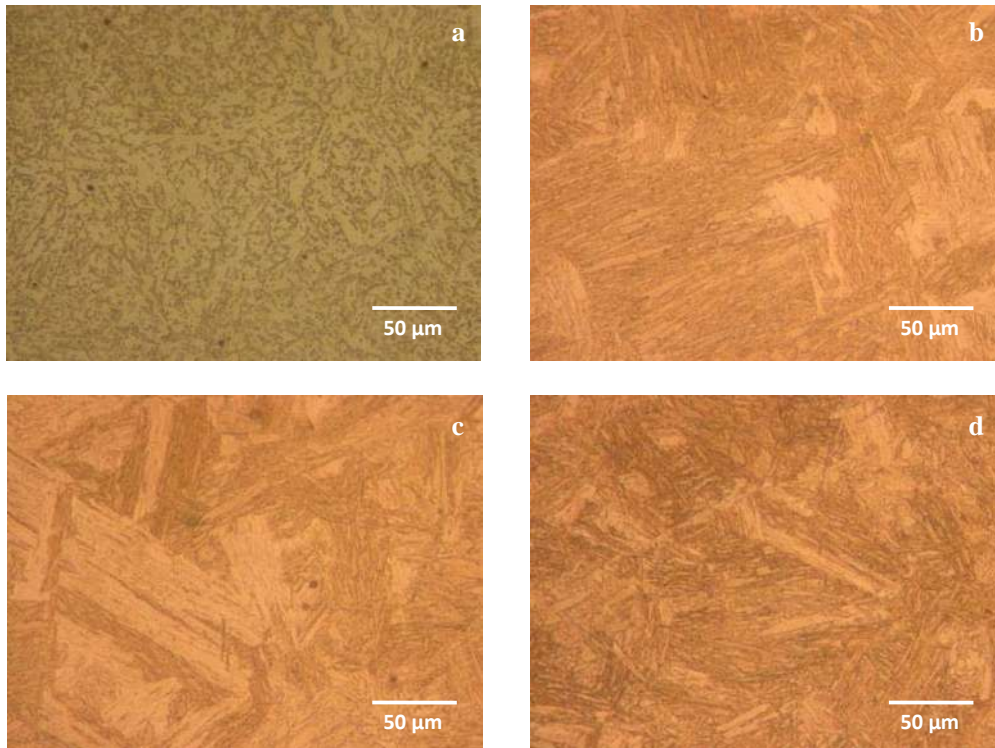
**Figura 3.22:** Metalografías en condición de deformación para B0 a  $0.01s^{-1}$  950°C(a), 1000°C (b), 1050°C (c) y 1100°C (d).



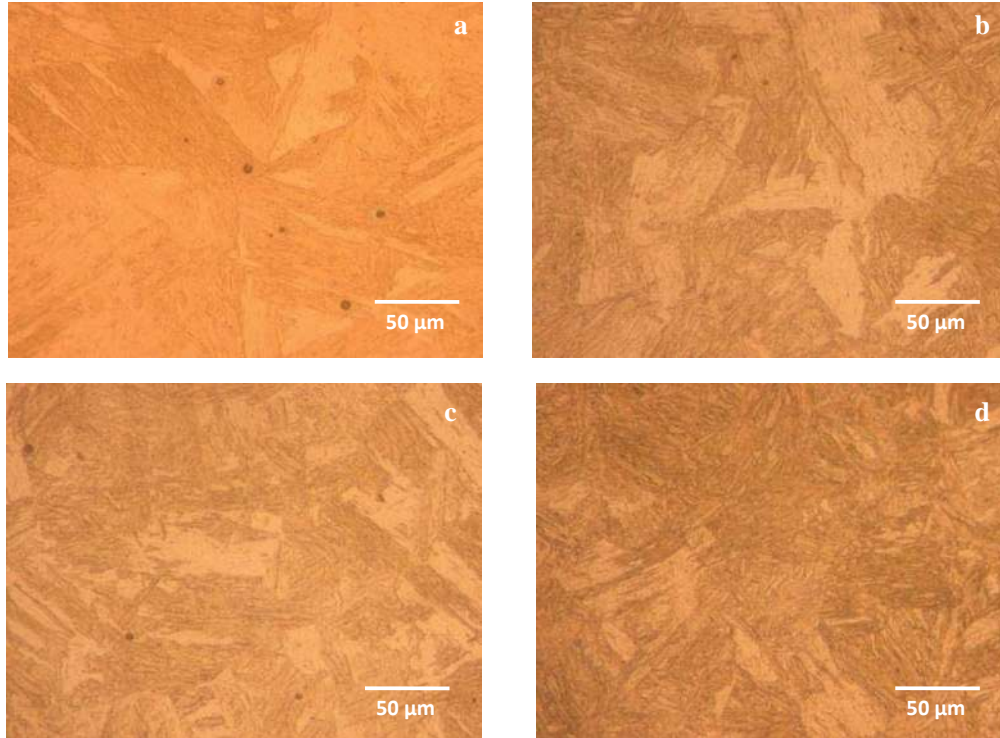
**Figura 3.23:** Metalografías en condición de deformación para B0 a  $0.001s^{-1}$  950°C(a), 1000°C (b), 1050°C (c) y 1100°C (d).



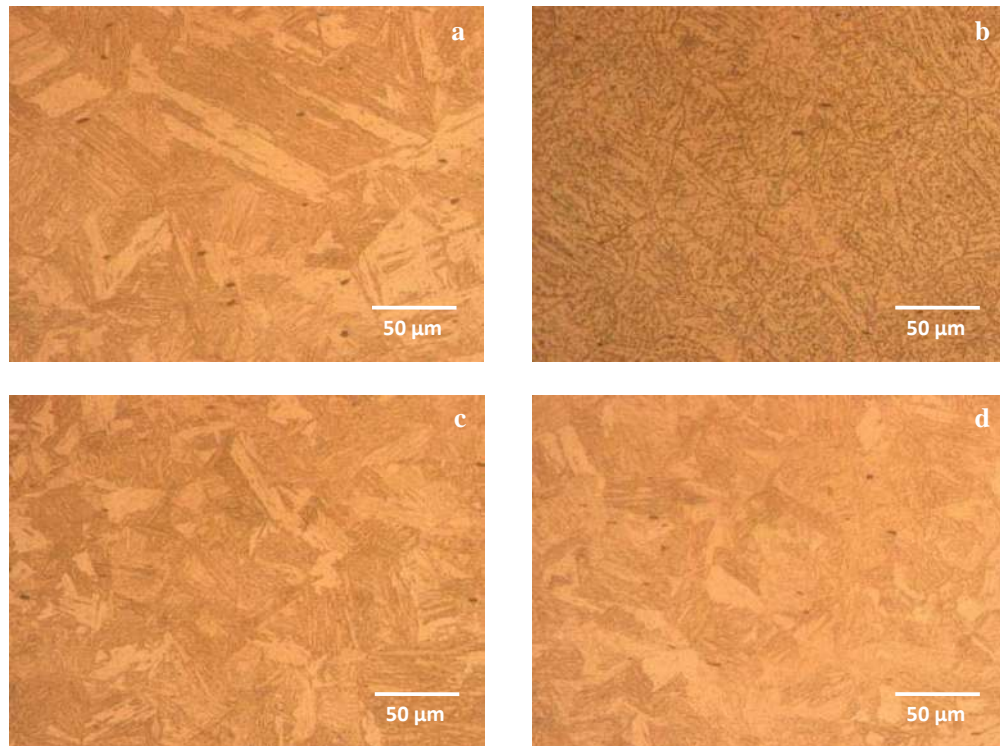
**Figura 3.24:** Metalografías en condición de deformación para B1 a  $0.1s^{-1}$  950°C(a), 1000°C (b), 1050°C (c) y 1100°C (d).



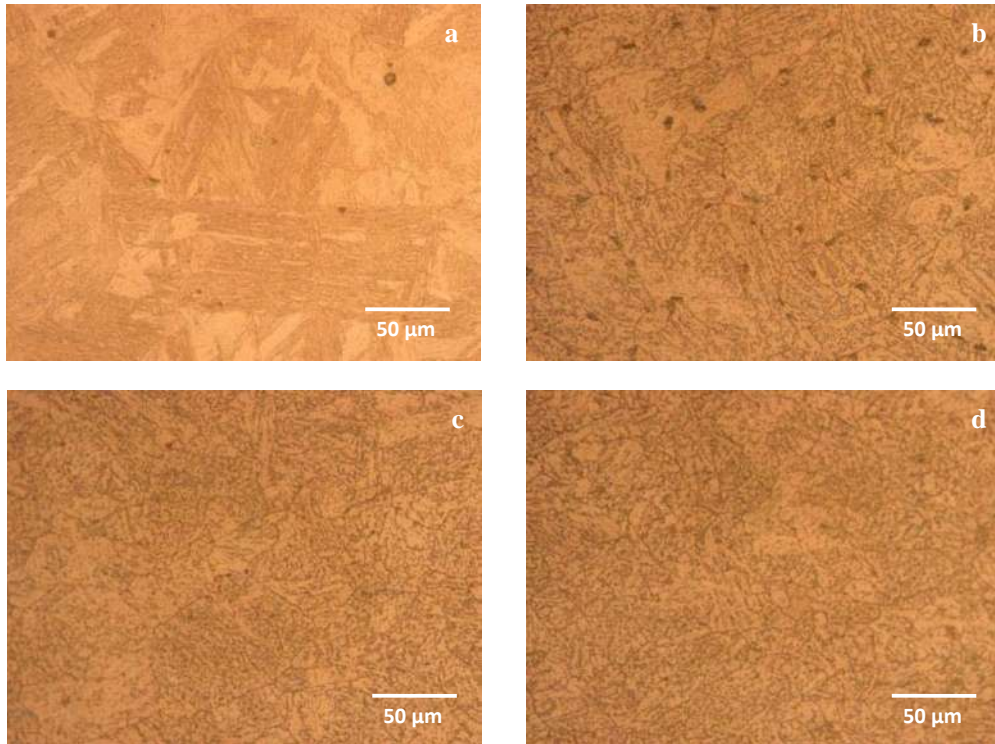
**Figura 3.25:** Metalografías en condición de deformación para B1 a  $0.01s^{-1}$  950°C(a), 1000°C (b), 1050°C (c) y 1100°C (d).



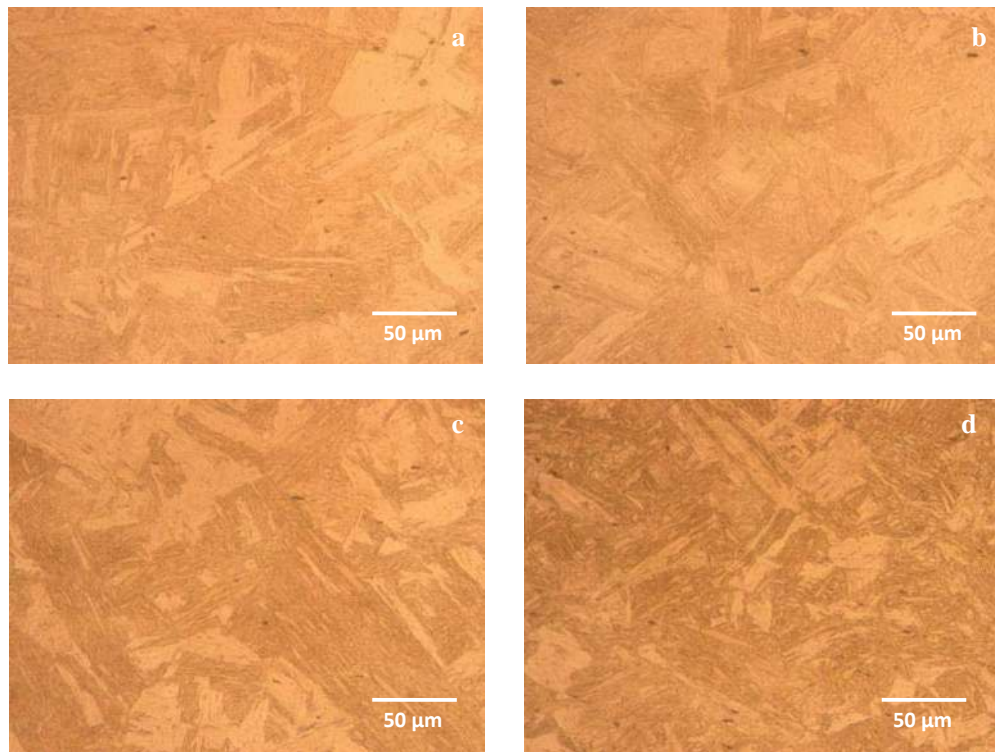
**Figura 3.26:** Metalografías en condición de deformación para B1 a  $0.001s^{-1}$  950°C(a), 1000°C (b), 1050°C (c) y 1100°C (d).



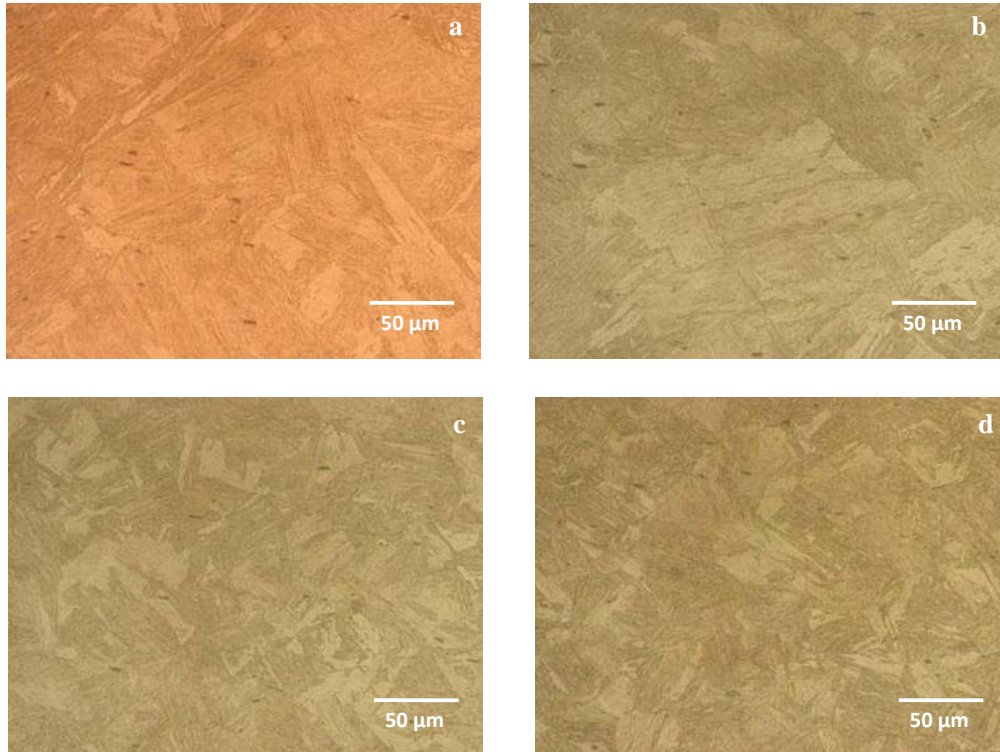
**Figura 3.27:** Metalografías en condición de deformación para B3 a  $0.1s^{-1}$  950°C(a), 1000°C (b), 1050°C (c) y 1100°C (d).



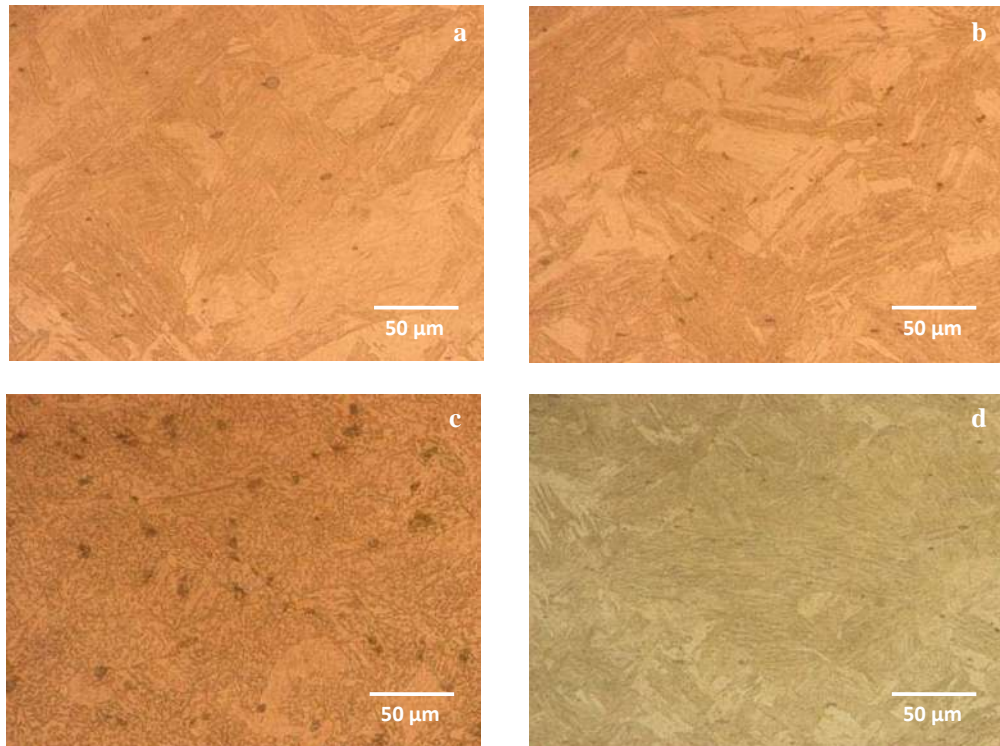
**Figura 3.28:** Metalografías en condición de deformación para B3 a  $0.01s^{-1}$  950°C(a), 1000°C (b), 1050°C (c) y 1100°C (d).



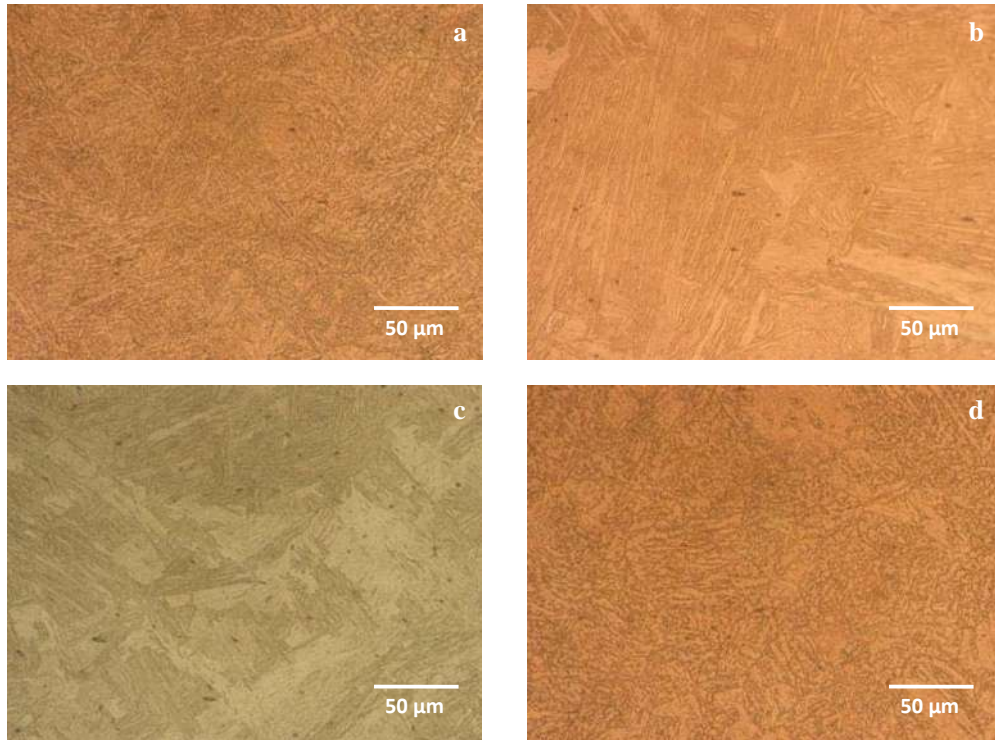
**Figura 3.29:** Metalografías en condición de deformación para B3 a  $0.001s^{-1}$  950°C(a), 1000°C (b), 1050°C (c) y 1100°C (d).



**Figura 3.30:** Metalografías en condición de deformación para B5 a  $0.1s^{-1}$  950°C(a), 1000°C (b), 1050°C (c) y 1100°C (d).

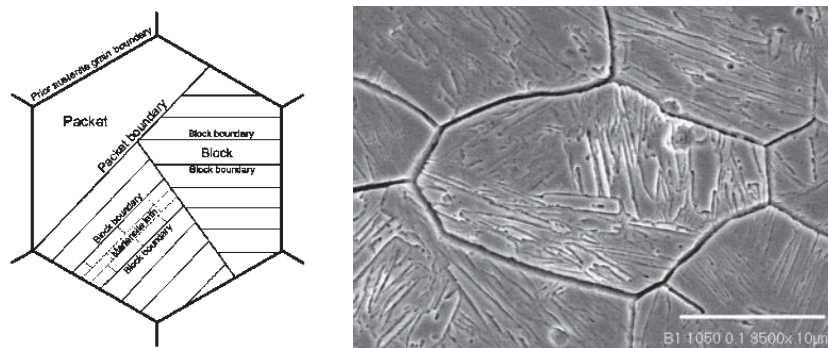


**Figura 3.31:** Metalografías en condición de deformación para B5 a  $0.01s^{-1}$  950°C(a), 1000°C (b), 1050°C (c) y 1100°C (d).



**Figura 3.32:** Metalografías en condición de deformación para B5 a  $0.001s^{-1}$  950°C(a), 1000°C (b), 1050°C (c) y 1100°C (d).

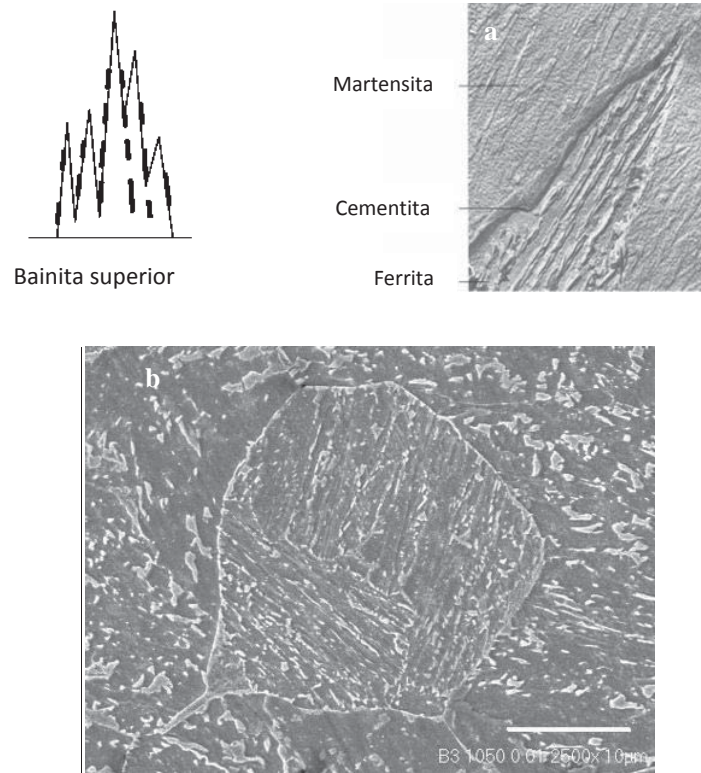
La morfología de la martensita registrada corresponde al tipo de *listón* [50], como se observa en la imagen de microscopía electrónica de barrido de la figura 3.33, misma que conforme aumenta el contenido de Boro tiende a formar placas cada vez más delgadas y largas.



**Figura 3.33:** Paquetes de bloques de martensita tipo listón [50].

Aunque la mayoría de las muestras presentan una microestructura de martensita predominante, la presencia de bainita se debe al error en el ensayo para la etapa final de temple. El tipo de bainita que se presentó en este caso es la superior (figura 3.34).





**Figura 3.34:** Esquema y micrografía de una Bainita superior en una matriz martensítica [58] (a), comparado con la metalografía en condición de deformación para B3 a  $0.01\text{s}^{-1}$  para  $1050^\circ\text{C}$  (b).

### 3.2.3 Análisis de Precipitados

Como se mencionó en el capítulo introductorio, el Boro segrega preferencialmente en los límites de grano en forma de carburos, nitruros o carbonitruros. Las imágenes de microscopía electrónica de barrido y el espectro de energía de dispersión de la figura 3.35 indican que se trata de compuestos de Carbono y Boro, es decir, partículas de carburo de boro como precipitados.

Así mismo, en la figura 3.36 se muestra la coloración preferencial de cada compuesto sobre la metalografía, donde nuevamente se identifican a las partículas precipitadas como compuestos C-B para la composición B4 con un diámetro medio de 5 micras.

Análogamente, para la composición con mayor contenido de Boro (B5), en la figura 3.37 se muestra una partícula de Carburo de Boro precipitada en un límite de grano que con referencia a los precipitados localizados en la composición B4, tienen diámetros similares aproximados a las 5 micras.

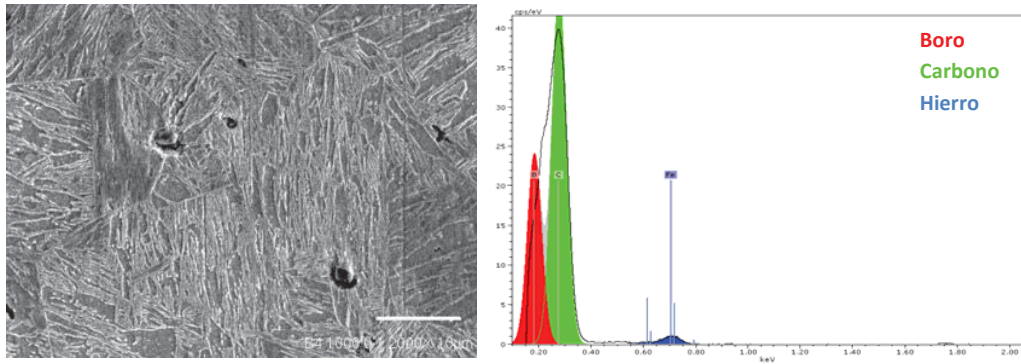


Figura 3.35: Partículas de precipitados y espectro de energía de dispersión a B4 a 1000°C y 0.1s<sup>-1</sup>.

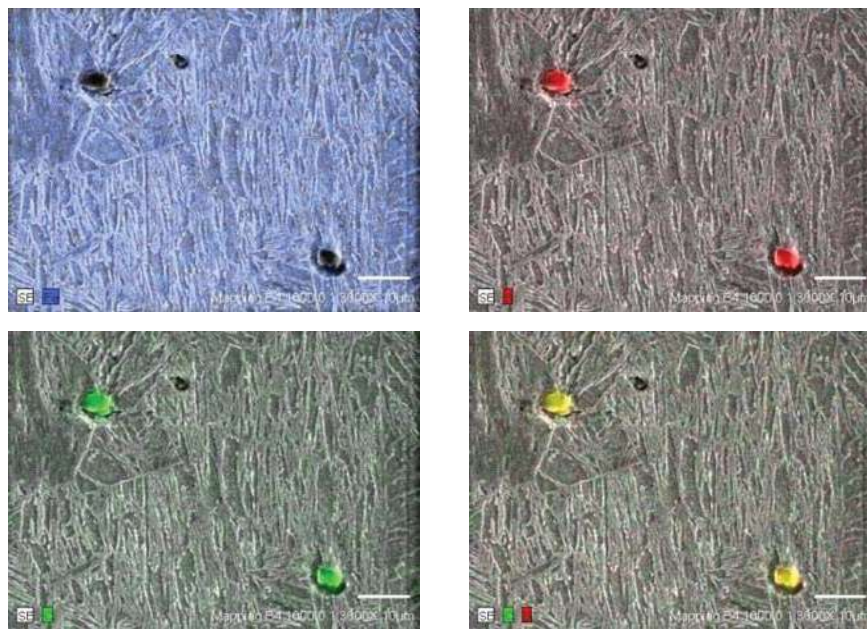


Figura 3.36: Partículas de precipitados inter e intragranulares en B4 a 1000°C y 0.1s<sup>-1</sup>.

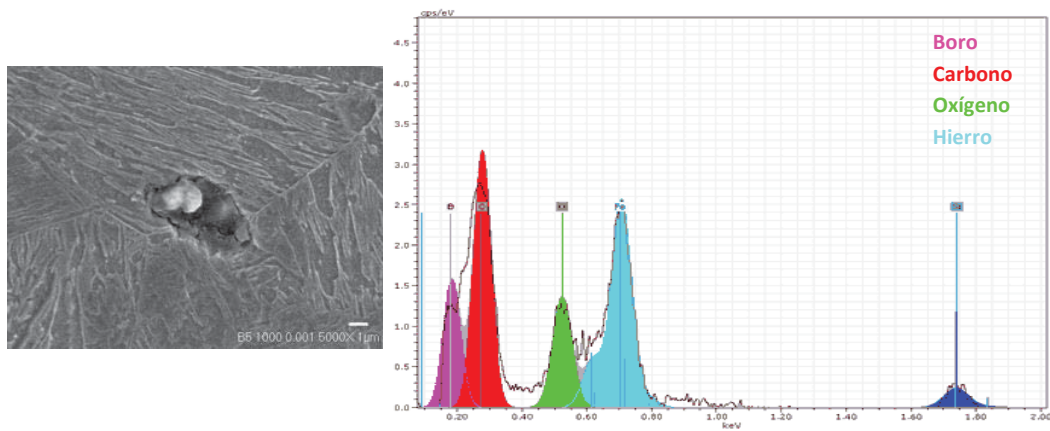


Figura 3.37: Partículas de precipitados y espectro de energía de dispersión a B5 a 1000°C y 0.001s<sup>-1</sup>.

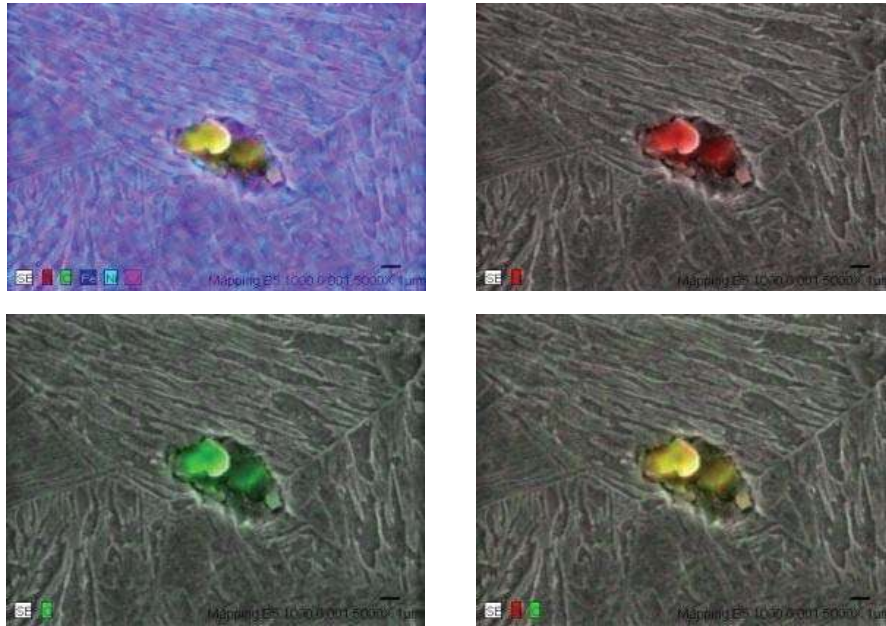


Figura 3.37: Partículas de precipitados y espectro de energía de dispersión.

### 3.3 Ecuación de Derby

#### 3.3.1 Tamaño de Grano Recristalizado y Parámetro Z

A partir de los datos de las tablas 3.12 y 3.13 para el tamaño de grano en función de su diámetro, en la figura 3.38 se muestra la relación entre el tamaño de grano y las condiciones de deformación para cada composición.

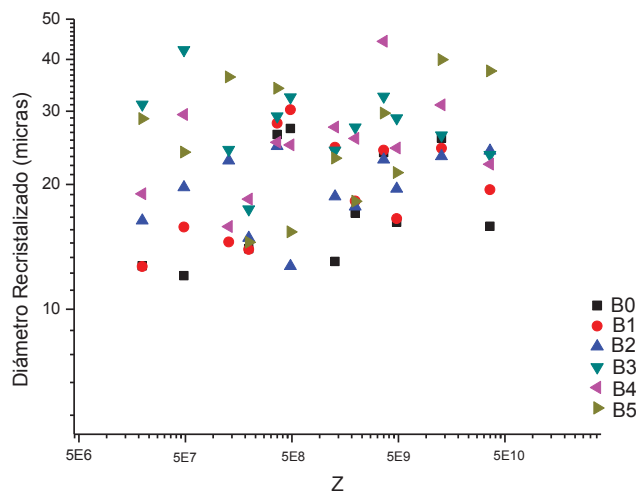


Figura 3.38: Relación entre el tamaño de grano (*Diámetro*) y las condiciones de deformación (*Z*).

De acuerdo con los datos graficados, los parámetros obtenidos para las ecuaciones constitutivas de cada composición y registrados en la tabla 3.12, muestran que el refinamiento de grano se debe a las variaciones del factor  $n$ , que relaciona valores mayores para diámetros también de mayor tamaño.

Ecuación Constitutiva: $\frac{\sigma_{ss}}{\mu(T)} = n \left( \frac{D_{rec}}{b} \right)^{-m}$	
<b>B0</b>	$\frac{\sigma_{ss}}{\mu(T)} = 3.19 \times 10^{-10} \left( \frac{D_{rec}}{b} \right)^{0.60077}$
<b>B1</b>	$\frac{\sigma_{ss}}{\mu(T)} = 3.11 \times 10^{-8} \left( \frac{D_{rec}}{b} \right)^{0.39782}$
<b>B2</b>	$\frac{\sigma_{ss}}{\mu(T)} = 6.78 \times 10^{-11} \left( \frac{D_{rec}}{b} \right)^{0.64044}$
<b>B3</b>	$\frac{\sigma_{ss}}{\mu(T)} = 1.15 \times 10^{-10} \left( \frac{D_{rec}}{b} \right)^{-0.29764}$
<b>B4</b>	$\frac{\sigma_{ss}}{\mu(T)} = 1.50 \times 10^{-9} \left( \frac{D_{rec}}{b} \right)^{0.5059}$
<b>B5</b>	$\frac{\sigma_{ss}}{\mu(T)} = 5.61 \times 10^{-11} \left( \frac{D_{rec}}{b} \right)^{0.63468}$

Tabla 3.12: Parámetros del Modelo de Derby.

### 3.4 Resumen

Las curvas experimentales muestran las tres etapas de fluencia en caliente (endurecimiento, ablandamiento y estado estable), a la vez evidencian el mecanismo de *recristalización dinámica*. En tales curvas, el ablandamiento aumenta cuando el contenido de boro y la temperatura de ensayo son altos y se acompañan por una velocidad de deformación baja.

El alto contenido de boro también tiene efecto en el aumento de los parámetros de: ablandamiento ( $K_{\Omega}$ ), Avrami ( $A$ ), recristalización ( $t_{50\%}$ ) y estado estable ( $A_p$ ,  $A_{ss}$ ). Así mismo, en la disminución de los parámetros de endurecimiento ( $K_U$ ) y de esfuerzo máximo ( $K_p$ ). Al integrar las ecuaciones constitutivas y comparar las curvas teóricas con las experimentales, la mayor concordancia se tiene a bajas velocidades de deformación.

El análisis metalográfico revela que el diámetro de grano austenítico promedio es de 23.04 micras y que la fase predominante es la martensita. Además se localizaron carburos de boro precipitados en los límites de grano.

## Capítulo 4. Conclusiones

A partir de los resultados obtenidos de los ensayos de compresión en caliente de los Aceros Avanzados de Alta Resistencia Bajo Carbono NiCrVCu Microaleados con Boro bajo estudio, se puede decir:

### 4.1 Curvas experimentales:

- i. Las curvas de fluencia en caliente de este tipo de aceros presenta la clásica dependencia del esfuerzo pico ( $\sigma_p$ ) y deformación pico ( $\varepsilon_p$ ) sobre de la temperatura y velocidad de deformación:  $\sigma_p$  y  $\varepsilon_p$  tienden a aumentar conforme aumenta la velocidad de deformación y disminuye la temperatura.
- ii. Los aceros fabricados presentan el comportamiento característico bajo compresión en caliente con una *recristalización dinámica de pico simple*.
- iii. La presencia del boro acelera el inicio de la *recristalización dinámica* e induce un efecto de ablandamiento que se manifiesta en valores reducidos de  $\sigma_p$  y  $\varepsilon_p$ .

### 4.2 Modelado de las curvas experimentales:

- i. La naturaleza negativa del exponente  $n_\Omega$  para las composiciones con boro indican el *efecto de ablandamiento* que este elemento induce sobre el material. En el mismo sentido, cuando el parámetro  $K_\Omega$  aumenta también lo hace el ablandamiento. Por lo que las composiciones con mayor ablandamiento fueron B1 (14 ppm) y B5 (214 ppm).
- ii. El factor de *endurecimiento*  $K_U$  presenta sus valores más bajos en las composiciones con alto contenido de boro, que es otra evidencia del efecto de ablandamiento de las adiciones de este elemento.
- iii. Conforme el contenido de boro aumenta, el parámetro  $K_p$  disminuye, por lo que también se confirma que dicho elemento adelanta el inicio de la *recristalización dinámica*.
- iv. El parámetro  $A$  del exponente de Avrami, que se relaciona con la cinética de la *recristalización dinámica* muestra una tendencia de valores mayores en presencia de boro, por tanto este elemento retrasa la cinética de tal fenómeno.
- v. Finalmente, los parámetros  $A$  y  $\alpha$  se relacionan con los valores de esfuerzo pico ( $\sigma_p$ ), conforme el contenido de boro aumenta el parámetro  $A$  crece y a diferencia del parámetro  $\alpha$  que decrece, lo cual indica que para las adiciones mayores de este elemento el esfuerzo pico ( $\sigma_p$ ) es menor.
- vi. Al integrar los parámetros de la modelización en las diferentes etapas de fluencia, las curvas obtenidas presentan mayor desviación en la etapa de endurecimiento y recuperación dinámica, particularmente a alta

velocidad de deformación. Los mejores ajustes se logran para las composiciones con alto contenido de boro (B3-82ppm B, B4-126 ppm B y B5-214 ppm B) a alta temperatura (1100°C).

#### 4.3 Microestructura en Condiciones de Deformación:

- i. En general los aceros bajo estudio presentan un tamaño de grano austenítico recristalizado fino, con un valor promedio de 23  $\mu\text{m}$ . El tamaño de grano más fino se presenta para temperaturas altas (1100°C) y velocidades de deformación medias (0.01-0.001  $\text{s}^{-1}$ ).
- ii. Las mejores condiciones para el refinamiento de grano austenítico las presenta el acero B1 (14 ppm B), lo que se asocia a la segregación del Boro en los límites de grano, ya que en las composiciones con alto contenido de este elemento, hay tendencia a formar precipitados de Boro y Carbono que actúan como inhibidores del crecimiento de grano.
- iii. De acuerdo con las fases presentes desarrolladas por la deformación plástica en caliente y posterior enfriamiento rápido, este material se clasifica como un *Acero Avanzado de Alta Resistencia Bainítico-Martensítico bajo Carbono al NiCrVCu Microaleado con Boro*.
- iv. El incremento de boro en los aceros propicia la formación de martensita de listón, cuya morfología se distingue por listoncillos cada vez más delgados y alargados.

## Sugerencias para Trabajo Futuro:

1. Para mejorar el ajuste de la etapa de endurecimiento teórica con la experimental, se sugiere analizar los datos experimentales a partir del modelo propuesto por Poliak y Jonas (32) para identificar las condiciones de inicio de la *recristalización dinámica* a partir de parámetros como la velocidad de endurecimiento ( $\theta = \frac{d\sigma}{d\varepsilon}$ ). A partir de dicha consideración, se espera que los valores teóricos para el esfuerzo pico ( $\sigma_p$ ) y la deformación pico ( $\varepsilon_p$ ) tengan una relación más cercana a los experimentales.
2. Llevar a cabo un estudio de precipitados mediante microscopía electrónica de transmisión (TEM), que permita caracterizar la naturaleza exacta, fracción volumétrica y morfología de partículas de segundas fases (principalmente precipitados de Boro, Vanadio, Cromo y Cobre), formadas durante la deformación plástica en caliente para las diferentes condiciones de temperatura y velocidad de deformación. Lo anterior se justifica dada la gran importancia de los precipitados en los mecanismos de deformación plástica, crecimiento de grano, recristalización dinámica y transformaciones de fases durante el enfriamiento. El análisis realizado en el presente estudio (SEM-EDS) fue de carácter cualitativo y semi-cuantitativo.

## Contribuciones de este trabajo de investigación:

Anteriores investigaciones realizadas en el Departamento de Metalurgia Mecánica del Instituto de Investigaciones Metalúrgicas de la Universidad Michoacana, han abordado el fenómeno que se presenta en este trabajo para aceros con 29 hasta 105 ppm de boro, tales contenidos se superan considerablemente en los aceros utilizados en esta ocasión (hasta 214 ppm de boro).

## Referencias Bibliográficas

1. Z. Xiaodog, M. Zhaohui, W. Li, *Current Status of Advanced High Strength Steel for Auto-making and its Development in Baosteel*, Baosteel Research Institute, Shanghai, China (2002).
2. Committee on Automotive Applications, International Iron & Steel Institute, *Advanced High Strength Steel Application Guidelines* (2006), 1-9.
3. L. Duensing, *Explaining advanced high-strength steels*, Modern Metals, October (2006) 92-94.
4. O. Kwon, K.Y. Lee, G. Kim and K.-G. Chin; *Mat. Sci. Forum*, 638, (2010) 136.
5. R.E. Smallman, A.H.W. Ngan, *Physical Metallurgy and Advanced Materials*, 7th Edition, Butterworth-Heinemann (2007) 447-449.
6. S.K. Banerji, J.E. Morral, *Boron in Steel*, Conference Proceedings, The Metallurgical Society of AIME (1980).
7. R.C. Sharma, *Principles of Heat Treatment of Steels*, New Age International (2003) 189.
8. X.M. Wang, X.L. He, *Effect of Boron Addition on Structure and Properties of Low Carbon Bainitic Steels*, ISIJ International, Vol. 42 Supplement (2002) S38-S46.
9. J. Tungtrongpaioj, V. Uthaisangsuk, W. Bleck; *Determination of Yield Behavior of Boron Alloy Steel at High Temperature*, Journal of Metals, Materials and Minerals, Vol. 19, No. 1 (2009) 29-38.
10. H.J. McQueen, S. Yue, N.D. Ryan, E. Fry, *Hot Working Characteristics of Steels in Austenitic State*, Journal of Materials Processing Technology 53 (1995) 293-310.
11. E. López-Chipres, I. Mejía, C. Maldonado, A. Bedolla-Jacuinde, M. El-Wahabi, J.M. Cabrera, *Hot flow behavior of boron microalloyed steels*, Materials Science and Engineering A (2007) 460-461, 464-470.
12. B. Mintz, A. Tuling, A. Delgado, *Influence of silicon, aluminum, phosphorus and boron on hot ductility of Transformation Induced Plasticity assisted steels*, Materials Science and Technology Vol. 19 (2003) 1721-1726.
13. L.H. Chown, L.A. Cornish, *Investigation of hot ductility in Al-killed boron steels*, Materials Science and Engineering A 494, (2008) 263-275.
14. K.I. Portnoi, M.Kh. Levinskaya, V.M. Romashov, *Constitution Diagram of the System Iron-Boron*, Test Methods and Properties of Materials, Power Metallurgy and Metal Ceramics, Volume 8 (1969) 657-659.
15. H. Ohtani, M.H. Hasebe, K. Ishida, T. Nishizawa, *Calculation of Fe-C-B Ternary Phase Diagram*, Transactions ISIJ, Vol. 28 (2009) 1043-1050.
16. H.J. Grabke, *Surface and Grain Boundary Segregation on and in Iron and Steels*, ISIJ International, Vol. 29, No. 7 (1989) 529-538.
17. H.J. Grabke, V. Leroy, H. Viehhaus, *Segregation on the Surface of Steels in Heat Treatment and Oxidation*, ISIJ International, Vol. 35, No. 2 (1995) 95-113.
18. S. Suzuki, M. Tanino, Y. Waseda, *Phosphorus and Boron Segregation at Prior Austenite Grain Boundaries in Low-alloyed Steels*, ISIJ International, Vol. 42, No. 6 (2002) 676-678.

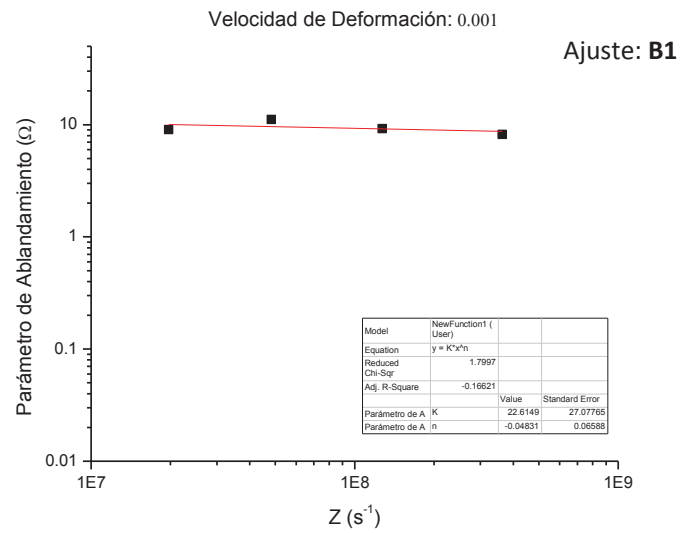
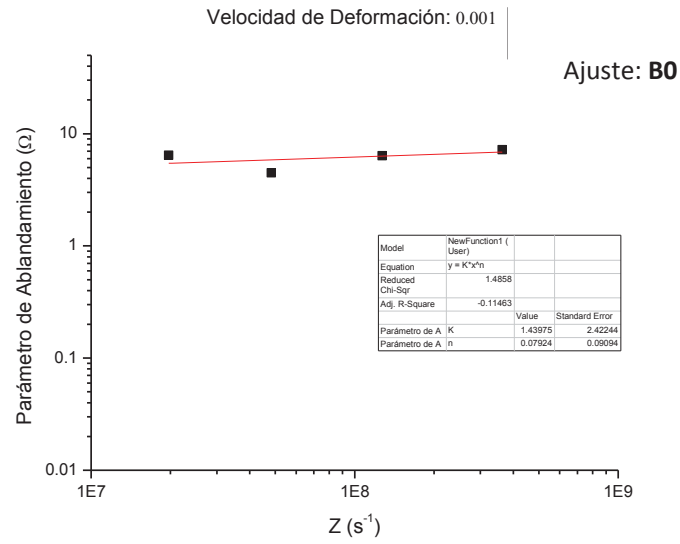


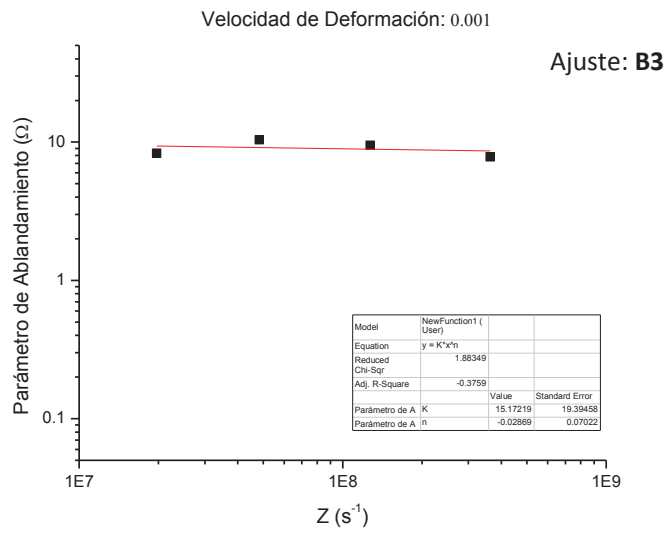
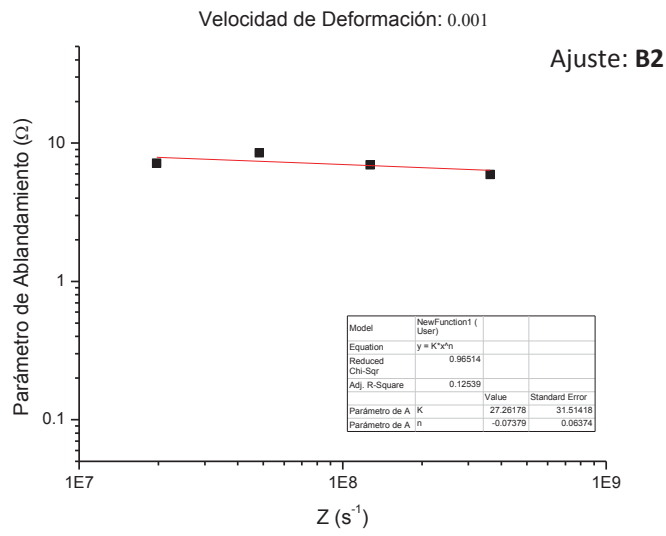
19. Y.S. Choi, S.J. Kim, I.M. Park, K.W. Kwon, I.S. Yoo, *Boron Distribution in a Low-Alloy Steel*, Metals and Materials, Vol. 3, No. 2 (1997) 118-124.
20. S. Shenhua, Y. Zhexi, X. Tingdong, *Non-equilibrium segregation of boron at austenite grain boundaries*, Journal of Materials Science Letters 10 (1991) 1232-1234.
21. M. Jahazi, J.J. Jonas, *The non-equilibrium segregation of boron on original and moving austenite grain boundaries*, Materials Science and Engineering A335 (2002) 49-61.
22. G.E. Totten, *Steel Heat Treatment*, Second Edition, CRC Press, (2007) 92-105.
23. M. Ibrahim, R. Shulkosky, *Simulation and Development of Advanced High Strength Steels on a Hot Strip Mill Using a Microstructure Evolution Model*, INTEG Process Group, Inc. (2007).
24. D.A. Porter, K.E. Easterling, M.Y. Sherif, *Phase Transformations in Metals and Alloys*, Third Edition, CRC Press (2008) 319-322, 373-379.
25. H.K.D.H. Bhadeshia, J.W. Christian, *Bainite in Steels*, Metallurgical Transactions A, Volume 21A (1990) 767-794.
26. H. Eyring, J.W. Fredrickson, D. McLachlan Jr., *The Mechanism of Flow in Solid Metals*, PHYSICS, Vol. 34 (1948) 295-304.
27. H.J. McQueen, *Historical Aspects of Thermomechanical Processing for Steels*, Materials and Science Forum Vols. 539-543 (2007) 4397-4404.
28. ASM Handbook, Volume 4, *Heat Treating* (1991) 831.
29. H.J. McQueen, S. Yue, N.D. Ryan, E. Fry, *Hot Working Characteristics of Steels in Austenitic State*, Journal of Materials Processing Technology 53 (1995) 293-310.
30. R.D. Doherty, D.A. Hughes, F.J. Humphreys, J.J. Jonas, D. Juul Jensen, M.E. Kassner, W.E. King, R.R. McNelley, H.J. McQueen, A.D. Rollett, *Current issues in Recrystallization: A Review*, Materials Science and Engineering A238 (1997) 219-274.
31. F.J. Humphreys, M. Hatherly, *Recrystallization and related annealing phenomena*, Second Edition, Elsevier (2004) 282- 283.
32. E.I. Poliak, J.J. Jonas, *Initiation of Dynamic Recrystallization in Constant Strain Rate Hot Deformation*, ISIJ International, Vol. 43, No. 5 (2003) 684-691.
33. E.I. Poliak, J.J. Jonas, *Critical Strain for Dynamic Recrystallization in Variable Strain Rate Hot Deformation*, ISIJ International, Vol. 43, No. 5, (2003) 692-700.
34. ASM Handbook, Volume 22A, *Fundamentals of Modeling for Metals Processing* (2009) 220-231.
35. I. Mejía, E. López-Chipres, C. Maldonado, A. Bedolla-Jacuinde, J.M. Cabrera, *Modeling of the hot deformation behavior of boron microalloyed steels under uniaxial hot-compression conditions*, Int. J. Mat. Res. (formerly Z. Metallkd.) 99 (2008) 12.
36. H. Mecking, U.F. Kocks, *Kinetics of flow and strain-hardening*, Acta Metall., Vol. 29, (1981) 1865-1875.
37. Y. Estrin, H. Mecking, *A unified phenomenological description of work hardening and creep base on one-parameter models*, Acta Metall., Vol. 32, No. 1 (1984) 57-70.
38. F. Montheillet, *Modeling the steady regime of discontinuous dynamic Recrystallization*, The Fourth International Conference on Recrystallization and Related Phenomena, Edited by T. Sakai and H.G. Suzuki, The Japan Institute of Metals (1999), 129-193.

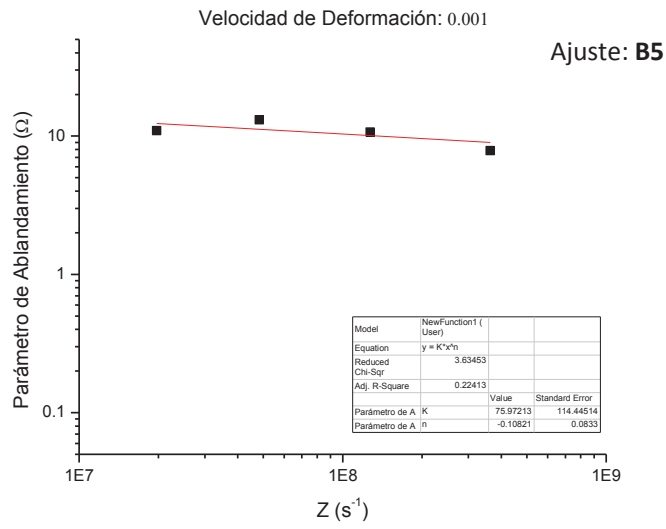
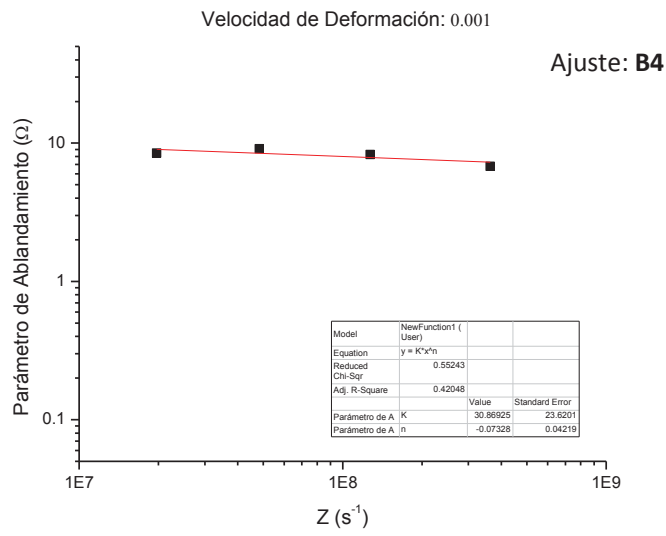
39. Y. Bergström, *A dislocation model for the stress-strain behavior of polycrystalline  $\alpha$ -Fe with special emphasis on the variation of mobile and immobile dislocations*, Materials Science and Engineering, Vol. 5 (1969), 193,200.
40. S. Brown, J. Wlassich, *Application of invariant set theory to dynamic recrystallization constitutive behavior*, Metallurgical Transactions, Vol. 23A (1992), 2091-2103.
41. B. Mintz, J.J. Jonas, *Influence of strain-rate on production of deformation-induced ferrite and hot ductility of steels*, Materials Science Technology, 10 (1994), 721-727.
42. B. Mintz, R. Abushosha, M. Shaker, *Influence of deformation-induced ferrite, grain boundary sliding, and dynamic recrystallization on hot ductility of 0.1-0.75%C steels*, Materials Science Technology, 9 (1993), 907-914.
43. C.M. Sellars, W.J. McG. Tegart, *La relation entre la résistance et la structure dans la déformation a chaud*, Mémoires Scientifiques de la Revue de Metallurgie, Vol. LXIII, No. 9 (1966), 731-749.
44. A. García de la Rosa, *Caracterización Metalográfica de Aceros Avanzados de Alta Resistencia Microaleados con Boro*, Tesis de Licenciatura (2009), Facultad de Ingeniería Mecánica, Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo.
45. ASTM, *Standard test methods for testing at high temperature of metallic materials*, Vol. 3.01, Section 3 (2001), E 8-00M.
46. G. Vander Voort, *Metallography Principles and Practice*, Mc Graw Hill, ASM International Materials Park, Ohio (1999), 453-454.
47. J.M. Cabrera, A. Al Omar, J.J. Jonas, J.M. Prado, *Modeling the flow behavior of a medium carbon microalloyed steel under hot working conditions*, Metallurgical Transactions A, Volume 28 (1997), 2233-2244.
48. A. Al Omar, *Aproximación al control de la microestructura de dos aceros microaleados con contenido medio de carbono en condiciones de conformado en caliente*, Revista de Metalurgia (2006), 103-113.
49. H. Luo, J.S. Asietzma, S. van der Zwaag, *Effect of Inhomogeneous Deformation on the Recrystallization Kinetics of Deformed Metals*, ISIJ International, Vol. 4 (2004), No. 11, pp. 1931-1936.
50. H. Kitahara, R. Ueji, N. Tsuji, Y. Minamino, *Crystallographic features of lath martensite in low-carbon steel*, Acta Materialia 54 (2006) 1279-1288.
51. D.Q. Bai, S. Yue, T.M. Maccagno, J.J. Jonas, *Continuous Cooling Transformation Temperatures Determined by Compression Tests in Low Carbon Bainitic Grades*, Metallurgical and Material Transactions A, Volume 29A, 1998, pp. 989-1001.
52. J.E. Morral, J.B. Cameron, Metallurgical Transactions A, (1977), 1817.
53. T. Sakai, Z. Xu, G.R. Zhang, Tetsu-toHagané, 80 (1994), 557.
54. Z. Xu, G.R. Zhang, T. Saki, ISIJ International, 35 (2) (1995) 210.
55. T. Mavropoulos, J.J. Jonas, G.E. Ruddle, Proceedings of the International Conference on HSLA Steels, Beijing, China, TSM-ASM Metals Park, Ohio, November 4-8, (1986), 229.
56. M. Jahazi, J.J. Jonas, Mater. Sci. Eng. A, 334 (2002), 49.
57. B.V. Petukhov, Crystallography Reports, 52 (1) (2007), 112.
58. F.C. Campbell, *Elements of Metallurgy and Engineering Alloys*, ASM International, (2008), 168.
59. H.W. Luo, P. Zhao, Y. Zhang, Z.J. Dang, Mater, Sci. Tech., 17 (7) (2001), 843.

## Anexos

### Anexo A: Ajuste para obtener el Parámetro de Ablandamiento

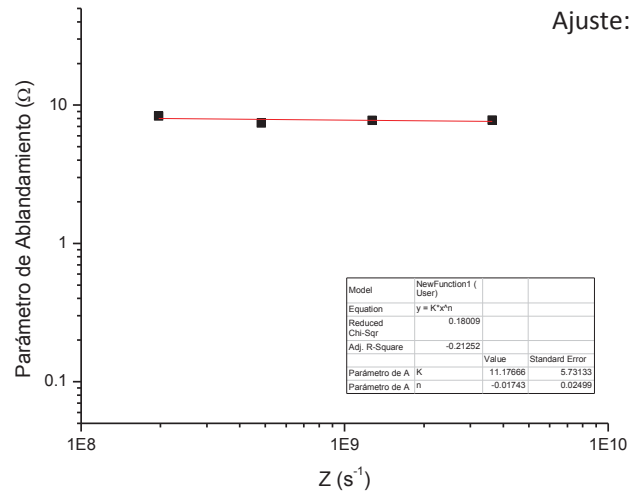






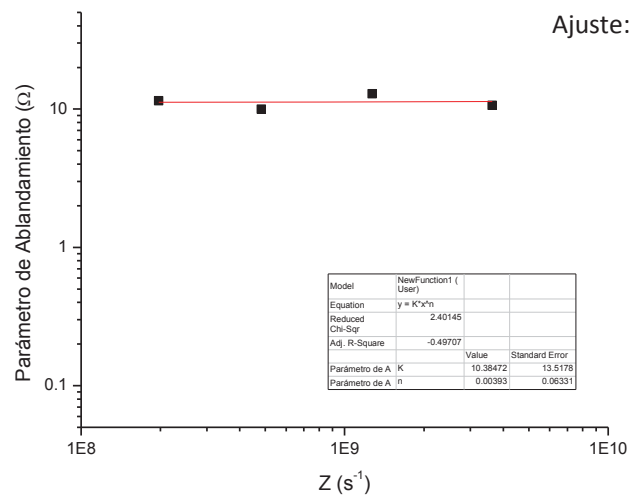
Velocidad de Deformación: 0.01

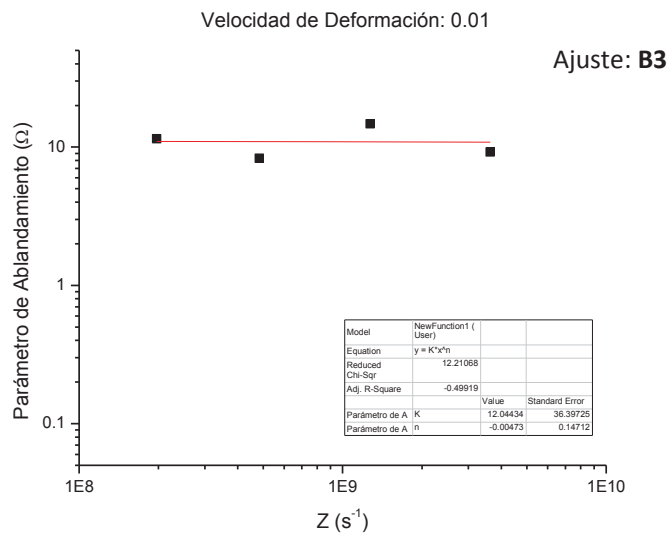
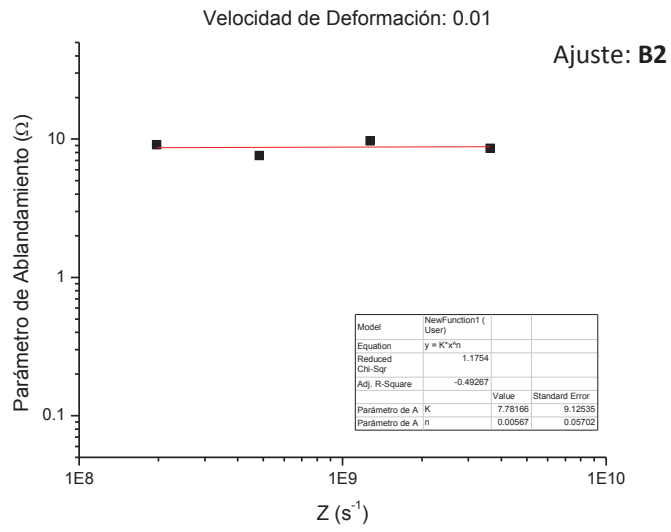
Ajuste: B0

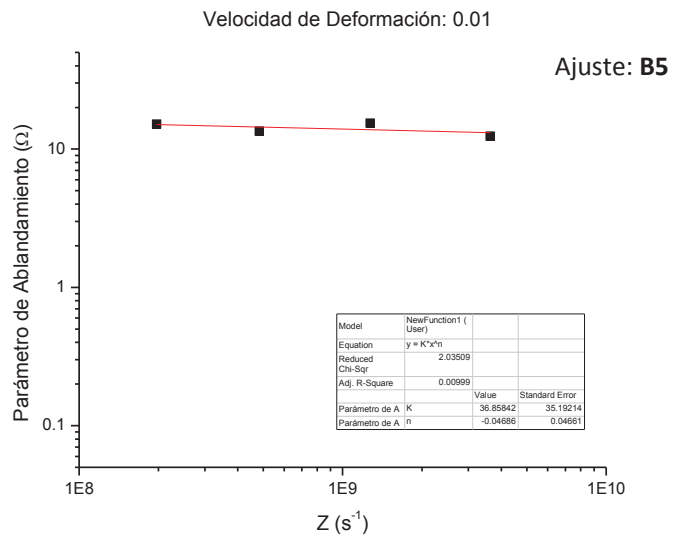
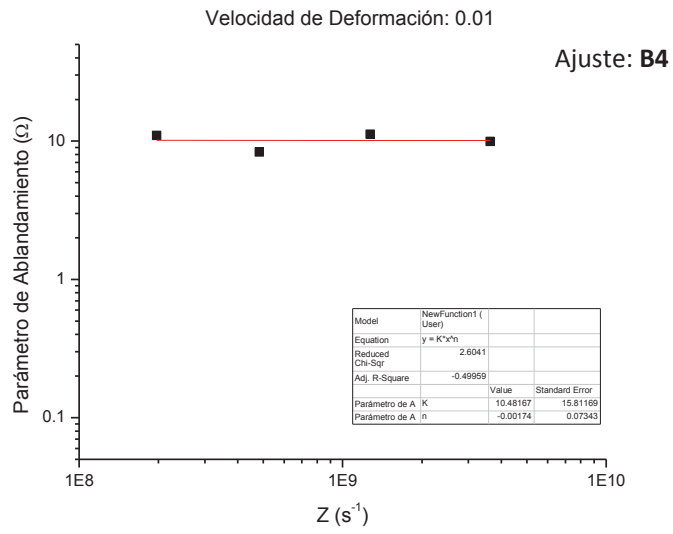


Velocidad de Deformación: 0.01

Ajuste: B1



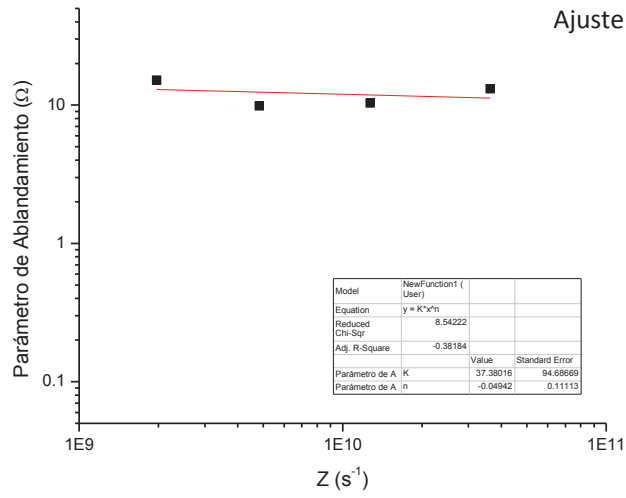






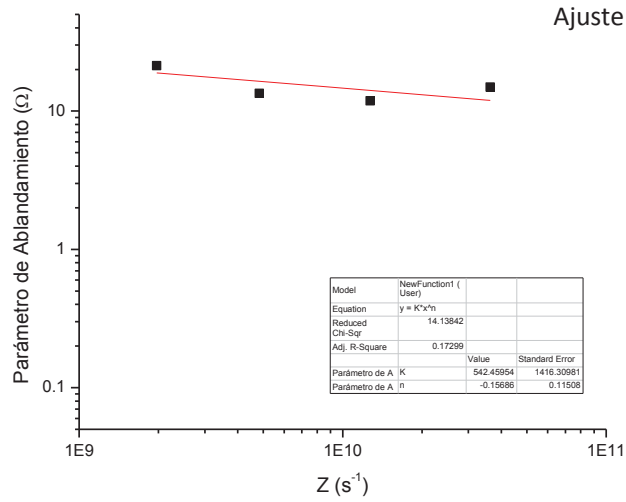
Velocidad de Deformación: 0.1

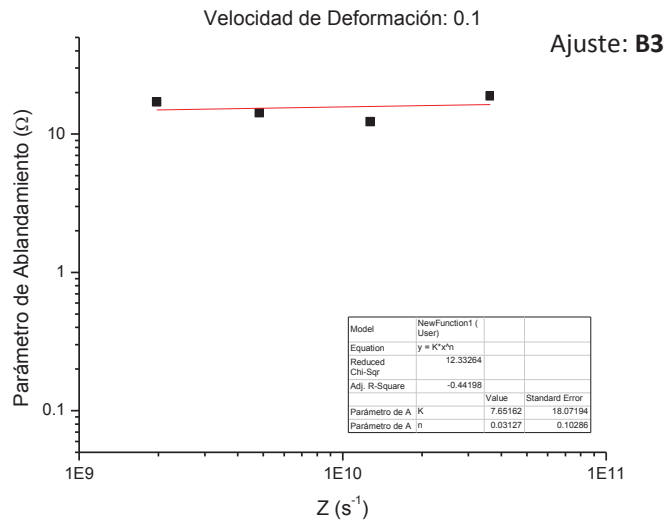
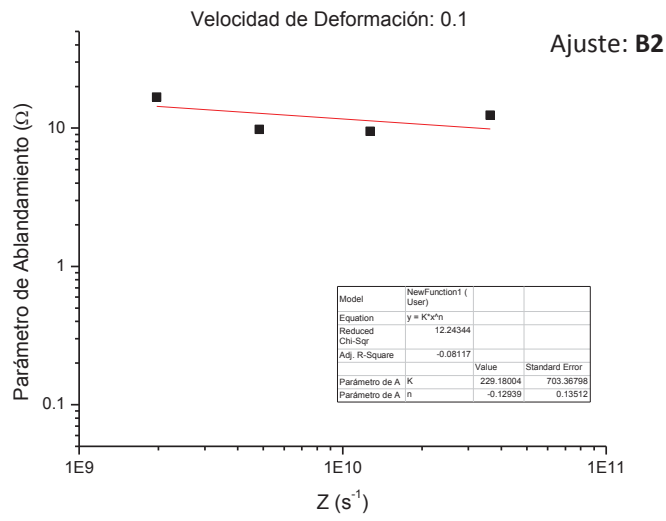
Ajuste: B0

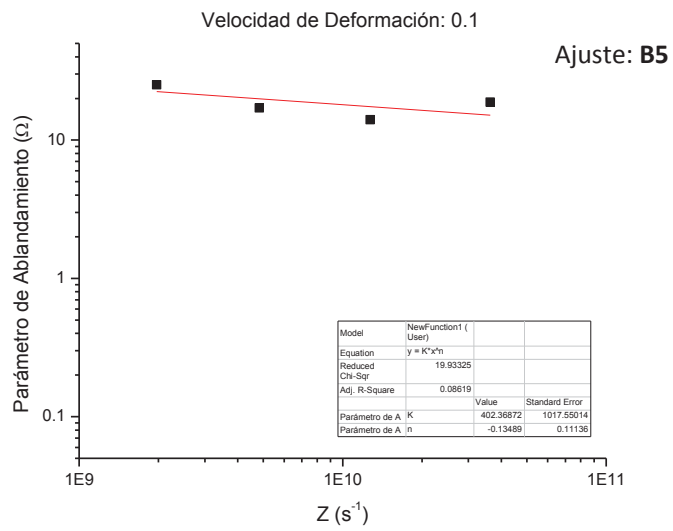
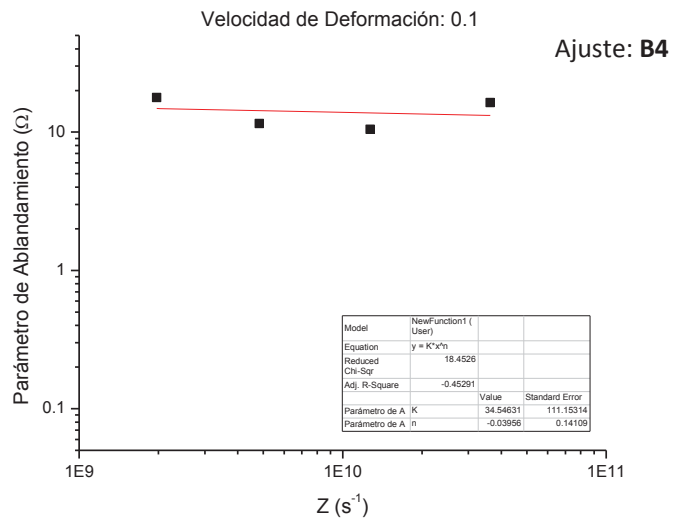


Velocidad de Deformación: 0.1

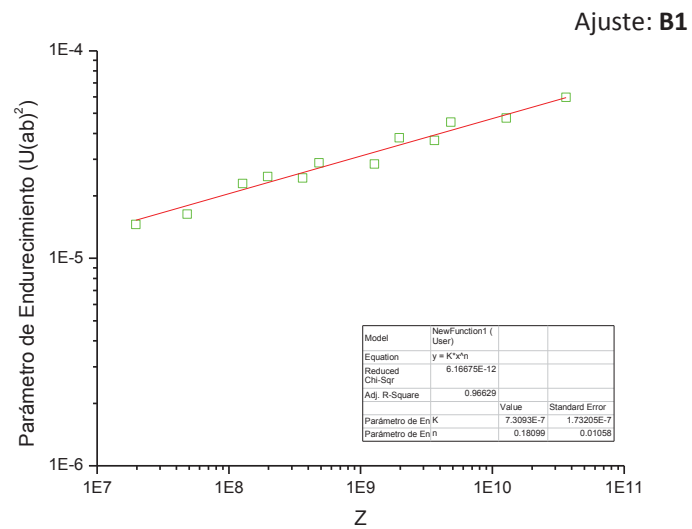
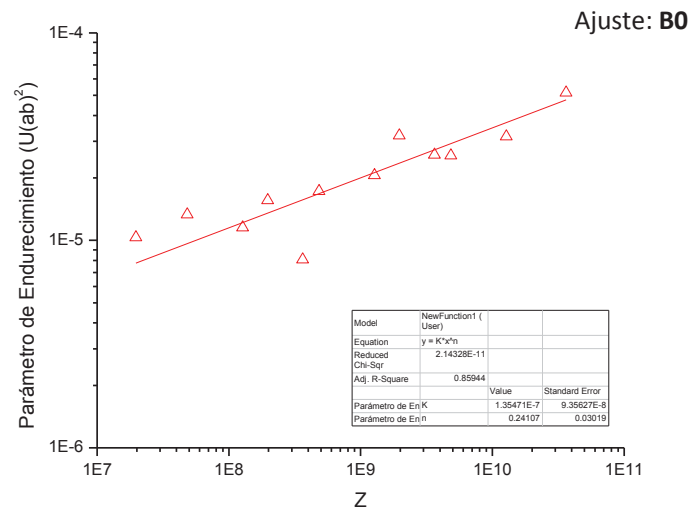
Ajuste: B1

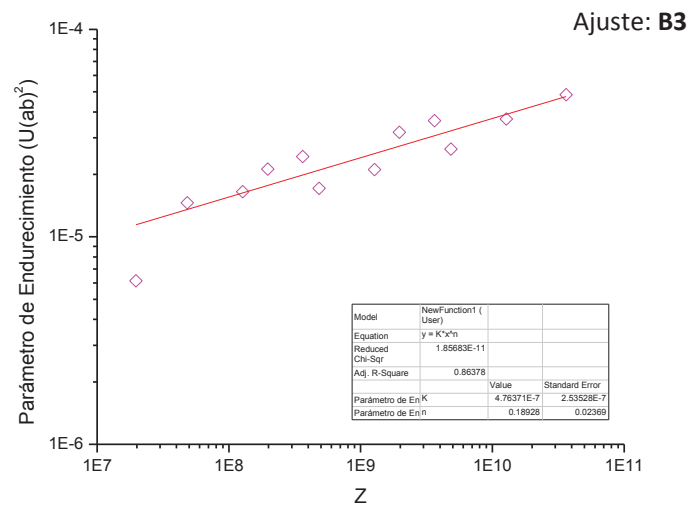
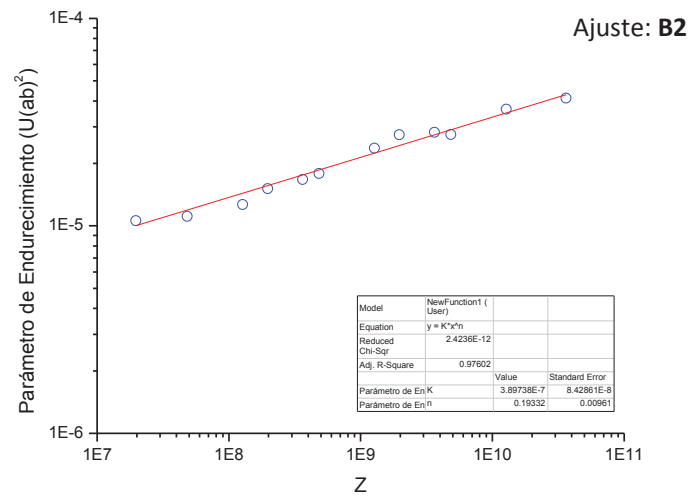


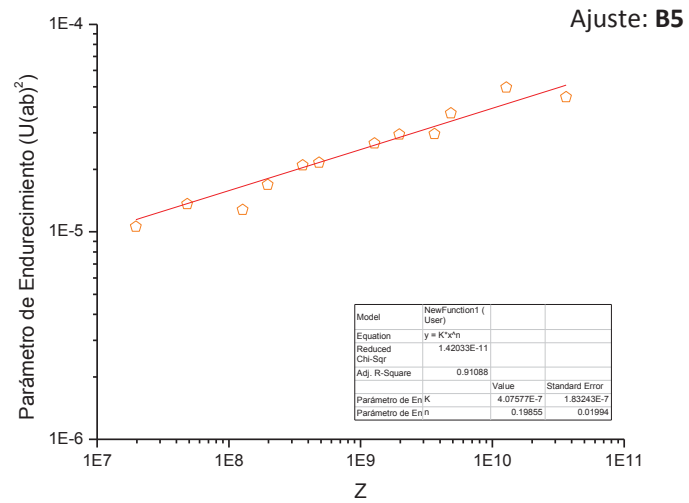
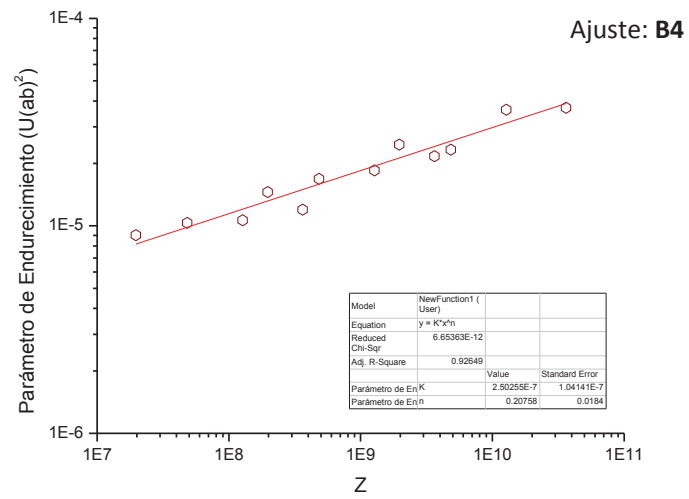




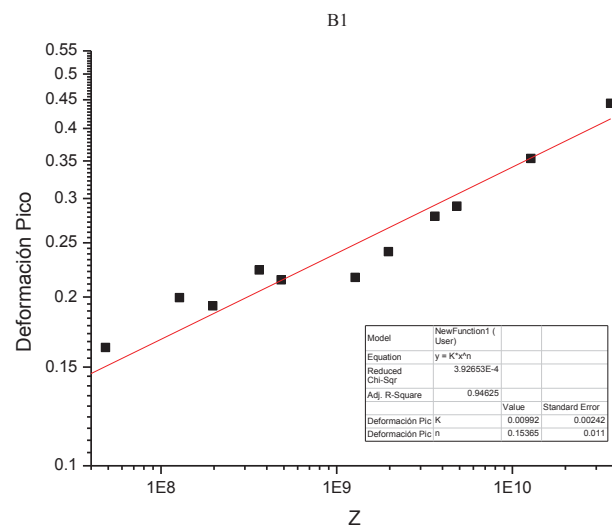
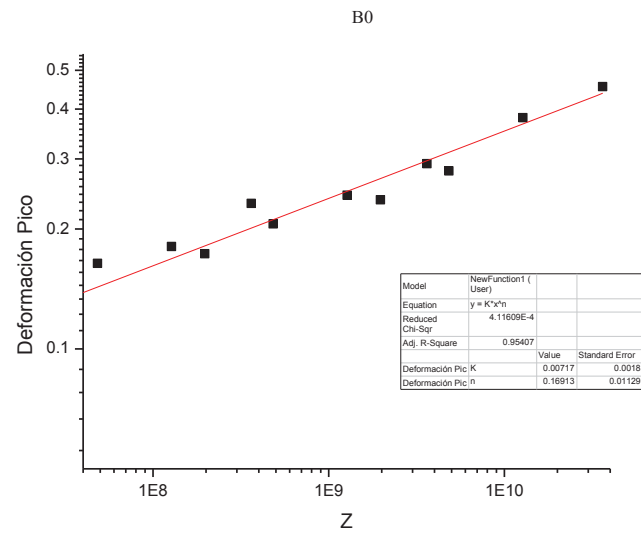
## Anexo B: Ajuste para obtener el Parámetro de Endurecimiento

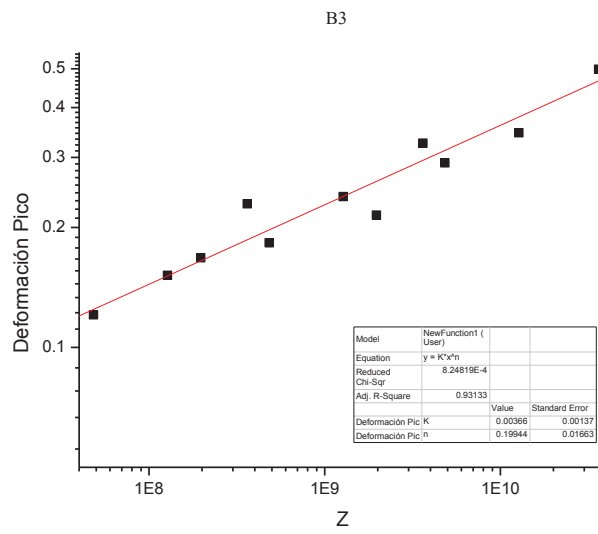
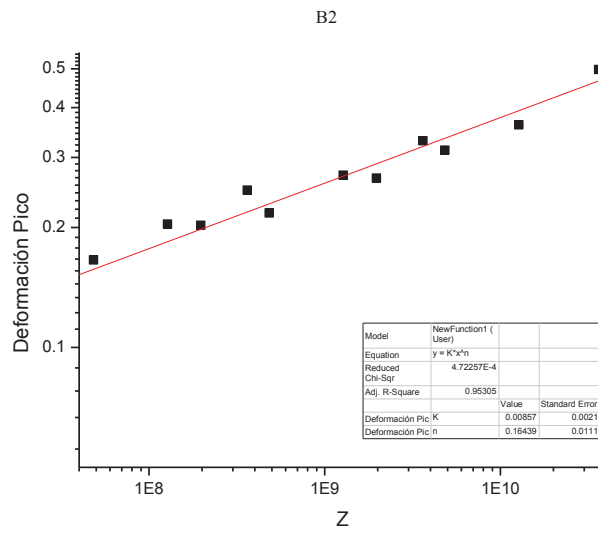




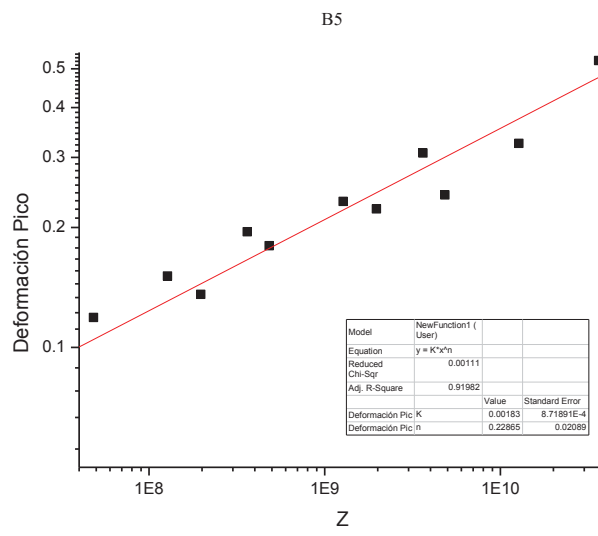
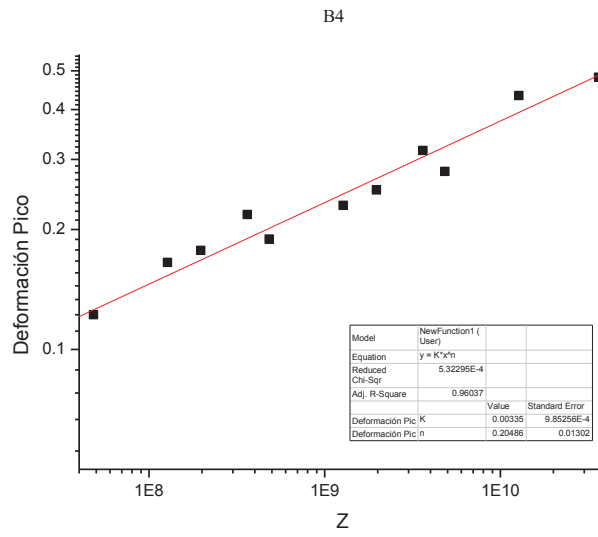


Anexo C: Ajuste para obtener el Parámetro de Esfuerzo Máximo









Anexo D: Ajuste para obtener el Exponente de Avrami

<b>Ecuación de Ajuste ( <math>\text{Ln}(\text{Ln}(1/(1-X)))=\text{Ln}B+ n \text{Ln}(t)</math>)</b>				
<b>B0</b>	950	0.001	1.11667	$\pm 0.0466$
		0.01	1.34188	$\pm 0.04093$
		0.1	1.7624	$\pm 0.50018$
	1000	0.001	1.62254	$\pm 0.0515$
		0.01	1.56896	$\pm 0.04443$
		0.1	1.44276	$\pm 0.16099$
	1050	0.001	1.52983	$\pm 0.05753$
		0.01	1.64374	$\pm 0.06442$
		0.1	1.66494	$\pm 0.13156$
	1100	0.001	1.14691	$\pm 0.0491$
		0.01	1.455	$\pm 0.06801$
		0.1	2.06643	$\pm 0.2258$

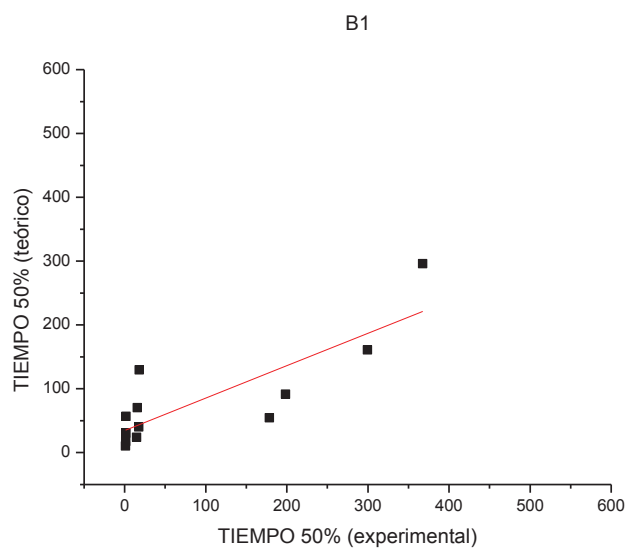
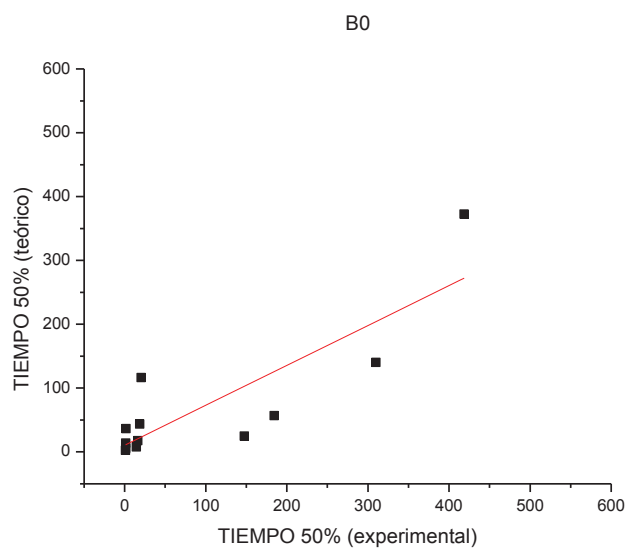
<b>Ecuación de Ajuste ( <math>\text{Ln}(\text{Ln}(1/(1-X)))=\text{Ln}B+ n \text{Ln}(t)</math>)</b>				
<b>B1</b>	950	0.001	1.90938	$\pm 0.04825$
		0.01	1.57828	$\pm 0.04697$
		0.1	1.65019	$\pm 0.13495$
	1000	0.001	1.74979	$\pm 0.06727$
		0.01	1.72775	$\pm 0.09549$
		0.1	1.24721	$\pm 0.12817$
	1050	0.001	1.67326	$\pm 0.06063$
		0.01	1.32697	$\pm 0.05646$
		0.1	2.19012	$\pm 0.29273$
	1100	0.001	1.74979	$\pm 0.06727$
		0.01	1.67354	$\pm 0.04414$
		0.1	2.06181	$\pm 0.11241$

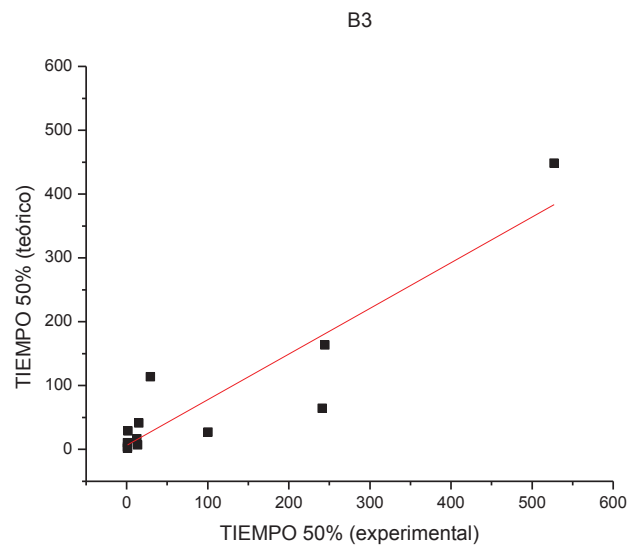
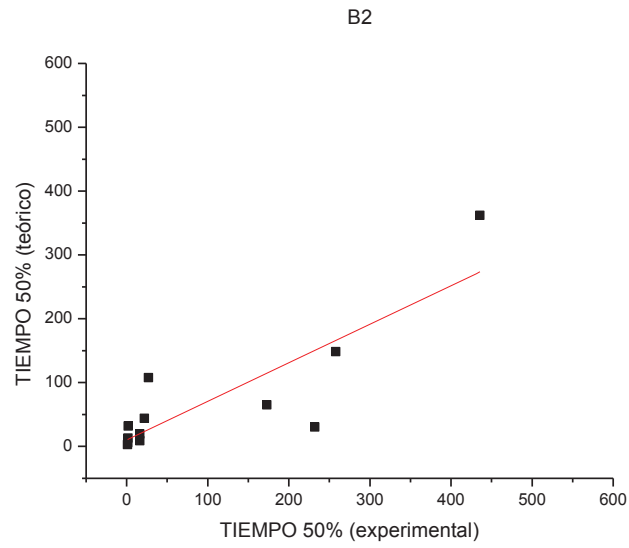
<b>Ecuación de Ajuste ( <math>\text{Ln}(\text{Ln}(1/(1-X)))=\text{Ln}B+ n \text{Ln}(t)</math>)</b>				
<b>B2</b>	950	0.001	1.46916	$\pm 0.04446$
		0.01	1.78979	$\pm 0.08878$
		0.1	1.75017	$\pm 0.13794$
	1000	0.001	1.41606	$\pm 0.0578$
		0.01	1.46822	$\pm 0.05241$
		0.1	2.16858	$\pm 0.22141$
	1050	0.001	1.96199	$\pm 0.07219$
		0.01	1.56305	$\pm 0.05633$
		0.1	1.52017	$\pm 0.04871$
	1100	0.001	2.05546	$\pm 0.03895$
		0.01	1.79345	$\pm 0.06532$
		0.1	1.84191	$\pm 0.19862$

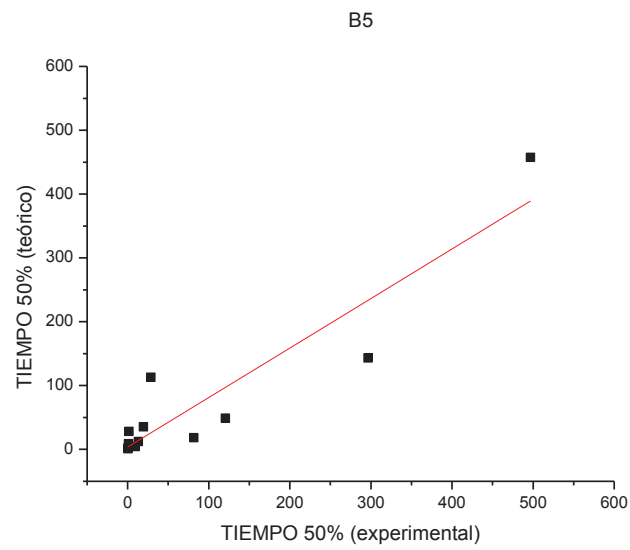
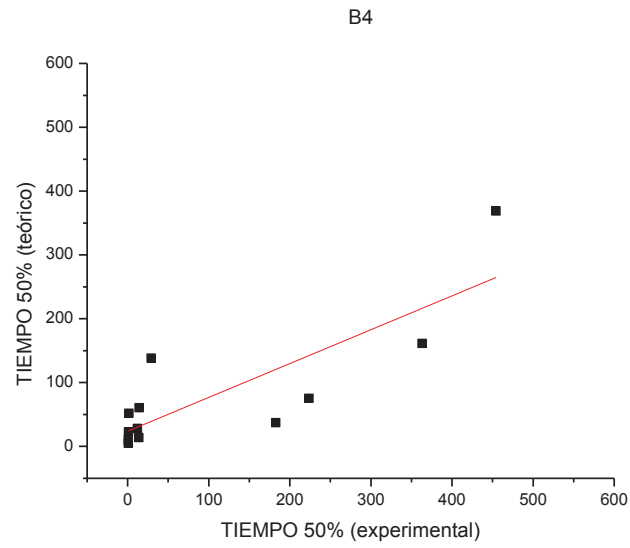
Ecuación de Ajuste ( $\text{Ln}(\text{Ln}(1/(1-X)))=\text{LnB}+ n \text{Ln}(t)$ )				
<b>B3</b>	950	0.001	1.21241	$\pm 0.04376$
		0.01	1.12992	$\pm 0.06144$
		0.1	0	$\pm 0$
	1000	0.001	1.49311	$\pm 0.03942$
		0.01	1.71623	$\pm 0.02612$
		0.1	1.38802	$\pm 0.124$
	1050	0.001	1.48064	$\pm 0.06914$
		0.01	1.76367	$\pm 0.05484$
		0.1	1.50399	$\pm 0.17649$
	1100	0.001	2.04526	$\pm 0.07718$
		0.01	1.55376	$\pm 0.07944$
		0.1	2.20107	$\pm 0.0918$

Ecuación de Ajuste ( $\text{Ln}(\text{Ln}(1/(1-X)))=\text{LnB}+ n \text{Ln}(t)$ )				
<b>B4</b>	950	0.001	1.57072	$\pm 0.03471$
		0.01	1.56802	$\pm 0.08111$
		0.1	1.62766	$\pm 0.18169$
	1000	0.001	1.90929	$\pm 0.05265$
		0.01	1.65916	$\pm 0.02412$
		0.1	1.16282	$\pm 0.16513$
	1050	0.001	1.77117	$\pm 0.07107$
		0.01	1.4185	$\pm 0.03577$
		0.1	2.00777	$\pm 0.26539$
	1100	0.001	1.80268	$\pm 0.08674$
		0.01	1.75918	$\pm 0.0385$
		0.1	2.26124	$\pm 0.08455$

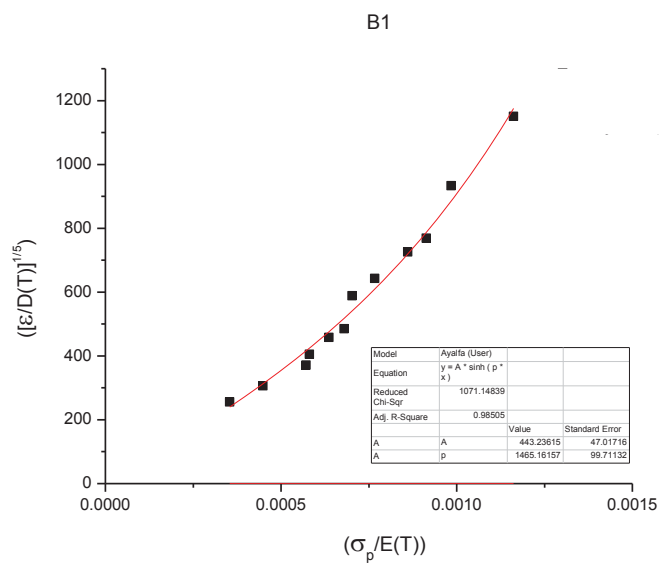
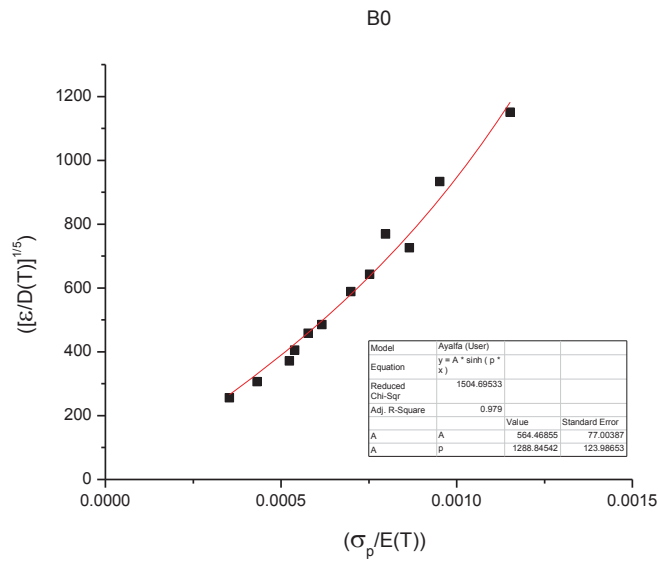
Ecuación de Ajuste ( $\text{Ln}(\text{Ln}(1/(1-X)))=\text{LnB}+ n \text{Ln}(t)$ )				
<b>B5</b>	950	0.001	1.43332	$\pm 0.07895$
		0.01	1.39127	$\pm 0.07049$
		0.1	0.97162	$\pm 0.06046$
	1000	0.001	1.55679	$\pm 0.02818$
		0.01	1.63275	$\pm 0.06241$
		0.1	2.54913	$\pm 0.11651$
	1050	0.001	2.12982	$\pm 0.04735$
		0.01	1.80567	$\pm 0.05769$
		0.1	1.70114	$\pm 0.09274$
	1100	0.001	1.68886	$\pm 0.0655$
		0.01	1.69913	$\pm 0.07572$
		0.1	1.52508	$\pm 0.08192$

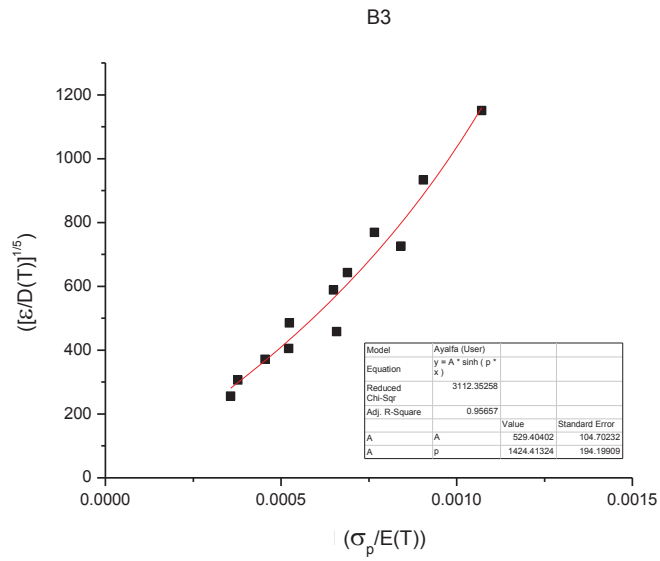
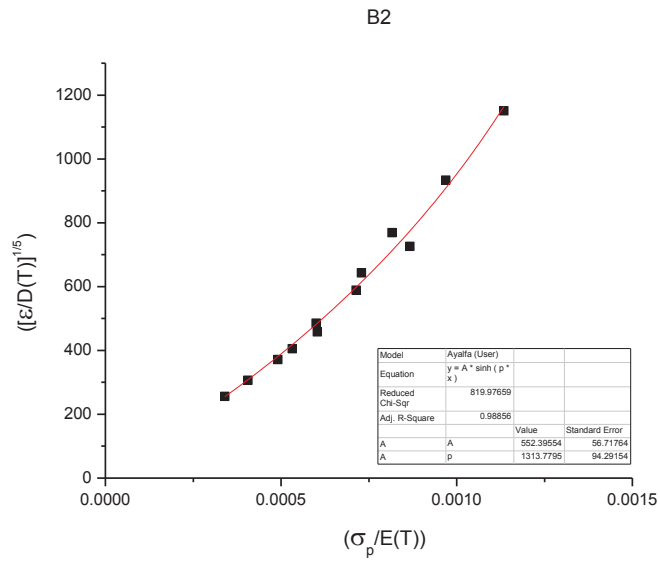
Anexo E: Ajuste para obtener los Parámetros de Recristalización Dinámica



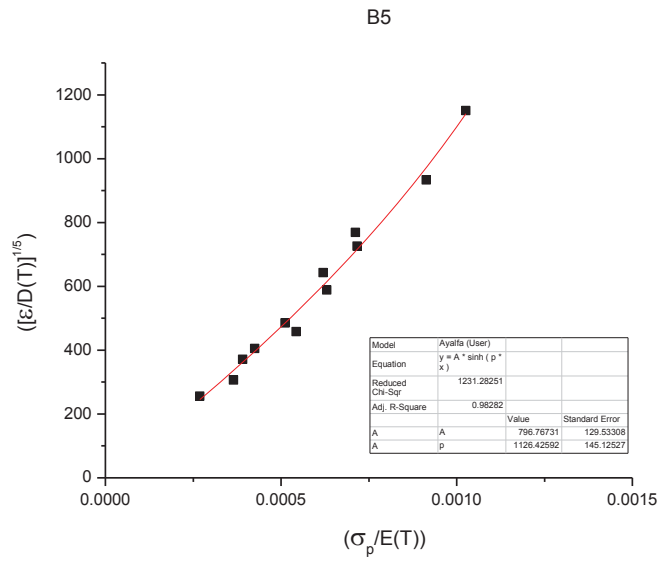
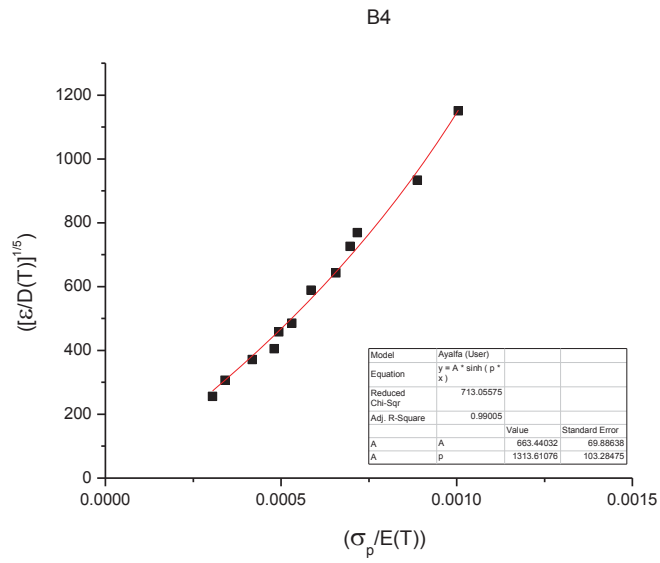


**Anexo F: Ajuste para obtener los Parámetros de Estado Estable**









Anexo G: Ajuste para obtener los Parámetros de Estado Estable

