



Artículo de Investigación

Uso de MATLAB en aplicaciones de comportamiento Mecánico de Materiales. Esfuerzo-deformación plástica de aceros multifásico con comportamiento TRIP

Use of MATLAB in applications of mechanical behavior of materials.
Plastic stress-strain of multiphase steels with TRIP behavior

Autor de Correspondencia

Alberto Monsalve González

alberto.monsalve@usach.cl
Departamento de Ingeniería Metalúrgica
Universidad de Santiago de Chile

Alvaro Salinas G

alvaro.salinas@utalca.cl
Depto. de Tecnologías Industriales
Universidad de Talca

Artículo Recibido: 5 de julio, 2023

Artículo Aceptado: 5 de septiembre, 2023

Artículo Publicado: 17 de mayo, 2024



RESUMEN

Una característica de los aceros multifásicos TRIP (TRansformation Induced Plasticity) es que en ellos están presentes múltiples constituyentes: ferrita, bainita, austenita y también pudiera haber martensita. Su respuesta mecánica, por tanto, está fuertemente relacionada con el efecto TRIP y con las características intrínsecas de cada constituyente. El presente artículo describe el desarrollo e implementación en MATLAB de un modelo numérico que considera las características microestructurales: tamaño de grano y fracción volumétrica de cada constituyente, leyes de mezcla apropiadas según la naturaleza de los constituyentes (blando o duro) e incorpora elementos asociados a la estabilidad de la austenita. Se evaluó y calibró el modelo usando resultados experimentales de dos aceros TRIP de diferente microestructura y estabilidad austenítica logrando buenos resultados.

Palabras clave: Acero; Modelo; TRIP; Matlab; Austenita

ABSTRACT

A characteristic of TRIP (Transformation Induced Plasticity) multiphase steels is that multiple constituents are present in them: ferrite, bainite, austenite and there may also be martensite. Its mechanical response, therefore, is strongly related to the TRIP effect and the intrinsic characteristics of each constituent. This article describes the development and implementation in MATLAB of a numerical model that considers the microstructural characteristics: grain size and volume fraction of each constituent, appropriate mixing laws according to the nature of the constituents (soft or hard) and incorporates elements associated with the stability of austenite. The model was evaluated and calibrated using experimental results from two TRIP steels with different microstructure and austenitic stability, achieving good results.

Keywords: Steel; Model; TRIP; Matlab; Austenite.

Introducción

Los aceros TRIP (TRansformation Induced Plasticity) son un tipo de acero pertenecen a la familia de los aceros avanzados de alta resistencia AHSS (Advanced High Strength Steels) y que combina una buena resistencia mecánica y ductilidad (Matsumura *et al.*, 1987; Petrov *et al.*, 2001; Jacques *et al.*, 2007). Una de sus principales características es que en ellos están presentes múltiples constituyentes: ferrita, bainita, austenita y también pudiera haber martensita (Matsumura *et al.*, 1987; Takahashi, 2003; van Dijk *et al.*, 2005; Jacques *et al.*, 2007). Producto de la adición de elementos aleantes, como el Si o Al, la austenita se enriquece en carbono pudiendo así quedar en una condición metaestable a temperatura ambiente. Esta austenita luego podría transformar a martensita por deformación (Olson y Cohen, 1975; Basuki y Aernoudt, 1999; Iwamoto y Tsuta, 2000; Baik *et al.*, 2001; Jacques *et al.*, 2001a; Jacques *et al.*, 2001b; Iwamoto, 2004; Samek *et al.*, 2006; Wang *et al.*, 2006)

La respuesta mecánica de estos aceros está fuertemente relacionada con el grado de estabilidad de la austenita. A menor estabilidad, se favorece la transformación a martensita por deformación induciendo así un endurecimiento extra (Olson y Cohen, 1975; Basuki y Aernoudt, 1999; Iwamoto y Tsuta, 2000; Baik *et al.*, 2001; Jacques *et al.*, 2001a; Jacques *et al.*, 2001b; Iwamoto, 2004; van Dijk *et al.*, 2005; Samek *et al.*, 2006; Wang *et al.*, 2006; Kim *et al.*, 2015; Zhang *et al.*, 2017). Otro factor de influencia en la relación esfuerzo-deformación está asociado a las características intrínsecas de cada uno de los constituyentes del acero TRIP, como tamaño de grano, composición, etc., y a la interacción entre ellos (Salinas *et al.*, 2018). Es por esta razón que resulta particularmente complejo el proponer un modelo numérico de naturaleza fenomenológica para la relación esfuerzo-deformación plástica.

Bouquerel *et al.* (2006), propusieron un modelo integrado que considera las características individuales de cada constituyente, en el que cada uno de ellos es tratado de modo aislado bajo su propia ley de esfuerzo-deformación. Luego, entre ellos se aplican leyes de mezcla considerando la naturaleza de los mismos. Entre constituyentes duros, como la martensita o bainita, se puede aplicar una ley de isoefuerzo. También puede caber dentro de este grupo la austenita la que, si bien es un constituyente considerado habitualmente blando, bajo las presentes

circunstancias, en las que la austenita retenida es de grano fino y además está enriquecida en carbono, pudiera tratarse como un constituyente duro. La ferrita es tratada como un constituyente blando.

A continuación se describe la implementación de un modelo constitutivo fenomenológico, basado en la propuesta de Bouquerel *et al.* (2006), para describir la relación esfuerzo-deformación de un acero multifásico con comportamiento TRIP que considera: la naturaleza multifásica del material, las características propias de cada constituyente, el efecto TRIP y leyes apropiadas de mezcla. Se presenta también el resultado de su aplicación en el estudio del comportamiento mecánico de dos aceros TRIP y el cómo el modelo se ajustó y ayudó a una mayor comprensión y análisis de la relación esfuerzo-deformación.

La implementación del modelo requiere de una importante cantidad de cálculos matemáticos y desarrollo de curvas, del manejo de una gran cantidad de datos y aplicación de algoritmos de búsquedas, selección y optimización. Para implementar e integrar todos estos procesos, se ha usado el software MATLAB con buenos resultados en cuanto a tiempos de ejecución de los procesos.

2. Descripción del modelo

2.1. Modelo esfuerzo-deformación de los constituyentes individuales

Para representar las relaciones esfuerzo-deformación plástica verdadera se usó el modelo de Mecking-Kocks (Mecking y Kocks, 1981; Estriny Mecking, 1985) dado por las expresiones (1) y (2). La ecuación (1) muestra el cómo evoluciona la tasa de cambio de densidad de dislocaciones $\frac{d\rho}{d\varepsilon}$ en términos de la densidad de dislocaciones actual ρ . La ecuación (2) relaciona el esfuerzo verdadero con la densidad de dislocaciones actual.

$$\frac{1}{M} \frac{d\rho}{d\varepsilon} = \frac{1}{b \cdot d} + \frac{k}{b} \sqrt{\rho} - f \cdot \rho \quad (1)$$

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha M G b \sqrt{\rho} \quad (2)$$

En la expresión (1), b corresponde al vector de Burgers, M al factor de Taylor, d al tamaño de grano del constituyente en estudio mientras que k y f corresponden a factores asociados a la creación y aniquilación de dislocaciones respectivamente. En la relación (2), σ_0 representa la resistencia intrínseca de la red del constituyente estudiado, G es el módulo de corte y α una constante física.

El modelo representado por las expresiones (1) y (2) fue usado para describir la evolución de esfuerzo verdadero con la deformación en los constituyentes ferrita, bainita y austenita. Para el caso de la austenita retenida, se tuvo especial consideración en el efecto de que, a consecuencia de la transformación de austenita a martensita, el tamaño de la austenita también evoluciona con la deformación. Este alcance se explica luego en la sección 2.2 y la ecuación (4). Para describir la evolución de la deformación con el esfuerzo para la martensita se usó el modelo de Rodríguez-Gutiérrez (Rodríguez y Gutierrez, 2003), representado en la expresión (3):

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha M G b \sqrt{b} \sqrt{\frac{1 - \exp(-M f \varepsilon)}{f L}} \quad (3)$$

en donde L representa el tamaño de la aguja martensítica. Para la martensita que se genera producto de la transformación por deformación, se consideró que su tamaño también cambia. Esto se explica con mayor detalle en el apartado 2.2 y con la ecuación (7).

2.2 De la transformación austenita-martensita

Para obtener la fracción volumétrica de austenita transformada en martensita por efecto TRIP se consideró el modelo de Olson-Cohen (1975) representado por la ecuación (4).

$$f'' = 1 - \exp[-\beta_{oc} \cdot (1 - \exp[-\alpha_{oc} \cdot \varepsilon])^n] \quad (4)$$

donde α_{oc} y β_{oc} son parámetros que dependen de la energía de falla de apilamiento y de la energía libre austenita-martensita. n una constante, en el presente caso igual a 2.

Producto de la transformación, los tamaños de grano tanto de la austenita como de la martensita se modifican. Para el tamaño de grano promedio, se consideró un modelo de esferas para ambos consti-

tuyentes (Bouquerel *et al.*, 2006). Por conservación de volumen, el volumen de la austenita remanente más el volumen de la martensita transformada debe ser igual al volumen de la austenita inicial. En el modelo de esferas esto queda representado por la ecuación (5).

$$\pi \frac{d_0^3}{6} = \pi \frac{d_i^3}{6} + \pi \frac{L_i^3}{6} \quad (5)$$

donde d_0 corresponde al tamaño de grano de la austenita retenida previo al proceso de deformación, d_i y L_i son el tamaño instantáneo de la austenita y martensita transformada respectivamente. El tamaño de grano instantáneo de la austenita se modifica conforme evoluciona la transformación austenita-martensita:

$$d_i = d_0 \sqrt[3]{1 - f_{\alpha'}} \quad (6)$$

Combinando las expresiones (5) y (6), el tamaño de grano instantáneo de la martensita transformada resulta:

$$L_i = \sqrt[3]{d_0^3 - d_i^3} \quad (7)$$

2.3 Leyes de mezcla

A continuación se describen las consideraciones asociadas a los constituyentes individuales y sus consecuencias en la aplicación de leyes de mezcla.

- La martensita, tanto inicial como transformada, y la bainita son considerados como constituyentes duros. Entre ellos se puede aplicar una ley de mezcla simple (isodeformación). Al resultado de esta mezcla se le denominó BM.
- La ferrita se considera un constituyente blando.
- Entre los constituyentes BM (duro) y ferrita (blando) se debe aplicar una ley de mezcla que considere la distribución efectiva de esfuerzo y deformación en la componente dura y blanda. La distribución efectiva queda representada por el coeficiente de partición q (Lian *et al.*, 1991) dado por la expresión (8) y mostrado en forma gráfica en la Figura N° 1. Finalmente, para obtener el esfuerzo y la deformación en el material mezcla de fase dura y blanda se emplean las ecuaciones (9) y (10).

$$q = \frac{\sigma_{BM} - \sigma_F}{\varepsilon_F - \varepsilon_{BM}} \quad (8)$$

$$\sigma_C = V_{BM}\sigma_{BM} + V_F\sigma_F \quad (9)$$

$$\varepsilon_C = V_{BM}\varepsilon_{BM} + V_F\varepsilon_F \quad (10)$$

σ_F , σ_{BM} y σ_C son el esfuerzo de la ferrita, del componente BM y del material compuesto respectivamente.

ε_F , ε_{BM} y ε_C corresponde a la deformación de la ferrita, del componente BM y del material compuesto respectivamente.

- La austenita, bajo circunstancias normales, sería considerado un constituyente blando. Sin embargo, la austenita retenida presente en aceros TRIP posee 2 características: (i) es de un tamaño de grano fino (del orden de 1 μm) y (ii) se encuentra enriquecida en carbono. Por estas razones se considera un constituyente de nivel intermedio.
- Por la razón explicada en el punto anterior, para el constituyente BMF y la austenita se puede considerar una ley de mezcla simple (isoesfuerzo), obteniendo finalmente la relación esfuerzo-deformación de un acero TRIP.

Con base en las presentes consideraciones, la Figura N° 2 muestra un modelo integrado que permite obtener una relación esfuerzo-deformación de un acero multifásico TRIP.

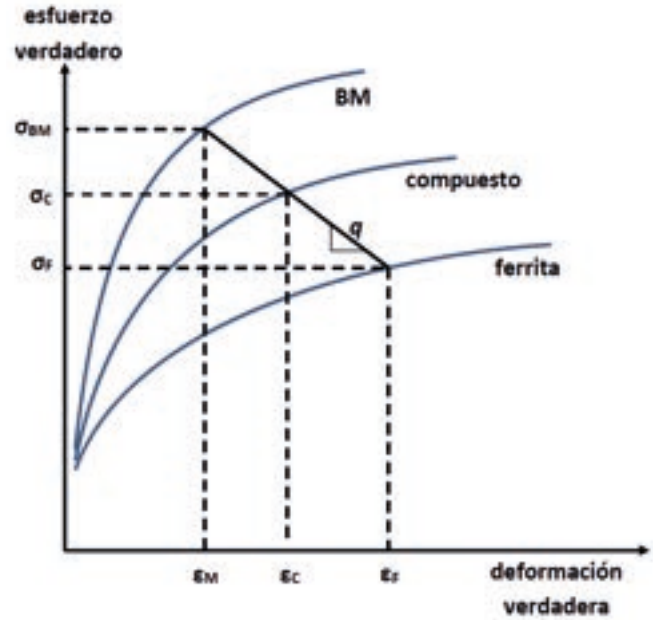


Figura N° 1. Representación esquemática de modelo de mezcla ferrita-martensita y coeficiente de partición q.

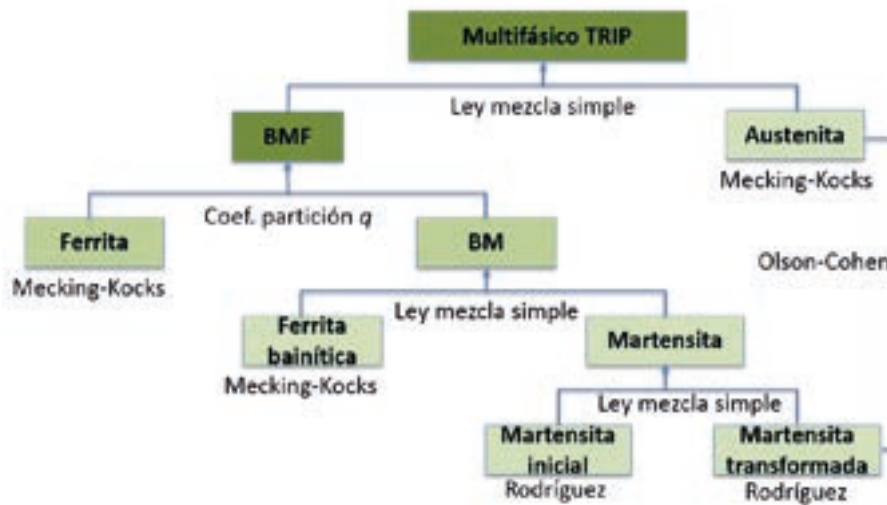


Figura N° 2. Modelo para la descripción.

Para aplicar el presente esquema, notar que la ecuación (1) está planteada en términos diferenciales. Si se considera un incremento de deformación $\Delta\varepsilon$ lo suficientemente pequeño, usando diferencias avanzadas, la ecuación (1) puede ser reescrita como:

de este modo:

$$\frac{\Delta\rho}{\Delta\varepsilon} = \frac{\rho_{i+1} - \rho_i}{\varepsilon_{i+1} - \varepsilon_i} = M \left(\frac{1}{b \cdot d} + \frac{k}{b} \sqrt{\rho_i} - f \cdot \rho_i \right) \quad (11)$$

$$\rho_{i+1} = \rho_i + M \Delta\varepsilon \left(\frac{1}{b \cdot d} + \frac{k}{b} \sqrt{\rho_i} - f \cdot \rho_i \right) \Delta\varepsilon \quad (12)$$

es decir, es posible determinar el nivel de densidad de dislocaciones para un estado de deformación ε_{i+1} sólo con base en el estado actual. Se consideró un paso $\Delta\varepsilon$ de 0.00002.

3 Implementación

A continuación se describen las características de los aceros estudiados y se detallan las consideraciones más relevantes asociadas al desarrollo de la presente aplicación numérica. Más información

específica sobre la implementación en MATLAB es posible apreciarla en el Anexo A

3.1 Aceros en estudio

El presente modelo fue empleado para representar el comportamiento mecánico de diferentes aceros multifásicos con comportamiento TRIP (Salinas *et al.*, 2018). La composición química de estos aceros fue la misma: 0.2% C, 1.88% Mn, 0.88% Si y 0.13% Al. Para la obtención de un acero con comportamiento TRIP, el tratamiento térmico habitualmente incluye un recocido intercrítico ($\sim 750^\circ\text{C}$) para formar una microestructura ferrita-austenita seguido de un tratamiento isotérmico bainítico ($\sim 390^\circ\text{C}$) en donde se forma bainita libre de carburos a costa de la austenita y a su vez la austenita se enriquece en carbono. Los aceros considerados aquí, uno fue denominado F/P y el segundo AH900. Previo al tratamiento de recocido intercrítico, F/P poseía una microestructura ferrítico-perlítica mientras que el segundo poseía una microestructura 100% austenítica homogeneizada a 900°C . De este modo se pudo conseguir a partir de un material de una misma composición, dos aceros multifásicos TRIP con microestructuras totalmente diferentes. Las Tabla N° 1 y Tabla N° 2 muestran los tamaños de granos y las fracciones volumétricas de los dos aceros TRIP considerados.

Acero	Ferrita	Bainita	Austenita	Martensita
F/P	11	2.9	0.7	0.5
AH900	5	4.1	1.0	0.7

Tabla N° 1. Tamaños de granos en $[\mu\text{m}]$ de microconstituyentes de los aceros TRIP en estudio.

Acero	Ferrita	Bainita	Austenita	Martensita
F/P	43.8	48.0	5.7	2.4
AH900	44.3	46.9	5.0	3.9

Tabla N° 2. Fracciones volumétricas en [%] de microconstituyentes de los aceros TRIP en estudio.

Además de las notables diferencias en cuanto a tamaños de grano, también se logró obtener diferentes grados de estabilidad de la austenita formada. La estabilidad de la austenita fue evaluada en términos de los porcentajes de austenita transformada a consecuencia del enfriamiento brusco (luego del

isotérmico bainítico) y por deformación en un ensayo de tracción (efecto TRIP). Estos resultados se pueden apreciar en la Tabla N° 3, de los cuales se desprende que el acero F/P poseía una austenita más estable que la del AH900.

Fracción volumétrica de austenita [%]	F/P	AH900
Luego del isotérmico bainítico	8.1	8.9
Austenita retenida luego del enfriamiento final	5.7	5.0
Austenita remanente luego de ensayo de tracción	2.2	0.5
Austenita transformada a martensita [%]		
Por enfriamiento	30	44
Por deformación (ensayo de tracción)	61	90

Tabla N° 3. Evolución de la fracción volumétrica de austenita

3.2 Constantes del modelo

En la Tabla N° 4 se presentan valores de las constantes presentes en las ecuaciones de Mecking-Kocks y Rodríguez-Gutiérrez. Adicionalmente se muestra ρ_0 ,

que corresponde a la densidad de dislocaciones del constituyente respectivo libre de deformación plástica.

Constante	Unidad	Ferrita	Bainita	Austenita	Martensita	Referencias
ρ_0	m ⁻²	3 x 10 ¹²	10 ¹³	10 ¹²	--	Bouquerel <i>et al.</i> , 2006
σ_0	MPa	220	420	200	900	Bouquerel <i>et al.</i> , 2006 Salinas <i>et al.</i> , 2019
α	--	0.55	0.55	0.55	0.55	Mecking y Kocks, 1981
M	--	3	3	3	3	Bouquerel <i>et al.</i> , 2006
G	MPa	78.500	78.500	72.500	78.500	Bouquerel <i>et al.</i> , 2006
b	m	2,48 x 10 ⁻¹⁰	2,48 x 10 ⁻¹⁰	2,58 x 10 ⁻¹⁰	2,48 x 10 ⁻¹⁰	Bouquerel <i>et al.</i> , 2006
k	--	--	0.022	0.01	-	Bouquerel <i>et al.</i> , 2006
f	--	--	5	4	12.5	Bouquerel <i>et al.</i> , 2006

Tabla N° 4. Constantes del modelo Mecking-Kocks para cada uno de los constituyentes.

3.3 Parámetros de calibración

Para representar los diferentes grados de estabilidad de la austenita fue necesario calibrar los parámetros del modelo de Olson Cohen. Uno de los principales efectos de la transformación de austenita a martensita es la generación de nuevas dislocaciones, las cuales se transmiten a la fase circundante ferrita provocando así un endurecimiento extra. Por este

motivo se consideró también como parámetro de calibración las constantes k y f de Mecking-Kocks para el constituyente ferrita, estas constantes guardan relación con la tasa de creación y aniquilación de dislocaciones. En la Tabla N° 5 se presentan valores obtenidos para las constantes mencionadas luego de la calibración.

Parámetro	FP	AH900
Constante k modelo Mecking-Kocks	0.015	0.020
Constante f modelo Mecking-Kocks	5.5	6.5
α_{oc} – Olson Cohen	24	24
β_{oc} – Olson Cohen	1.0	2.2

Tabla N° 5. Constantes del modelo Mecking-Kocks para cada uno de los constituyentes (Salinas *et al.*, 2019).

3.4 Coeficiente de partición q

A partir de la curva esfuerzo-deformación verdadera se seleccionan once puntos representativos con los cuales se desea obtener el parámetro q . Para un punto dado de la curva esfuerzo-deformación del material compuesto, existen una gran diversidad de valores de q que pueden representar una partición de esfuerzo y deformación en los constituyentes duro y blando según se muestra en la Figura N° 3. Sin embargo, una sola de estas combinaciones hará que

la diferencia entre esfuerzo y deformación obtenido por ley de mezcla (ecuaciones (9) y (10)), y esfuerzo deformación del compuesto BMF (punto de calibración) sea mínima.

Considerando la observación del párrafo anterior, en MATLAB se implementa un algoritmo de tal modo que, para cada punto de calibración, busque el valor de q óptimo, es decir, aquel que minimice la diferencia entre esfuerzo-deformación (ecuaciones (9) y (10)) y esfuerzo-deformación de dato experimental.

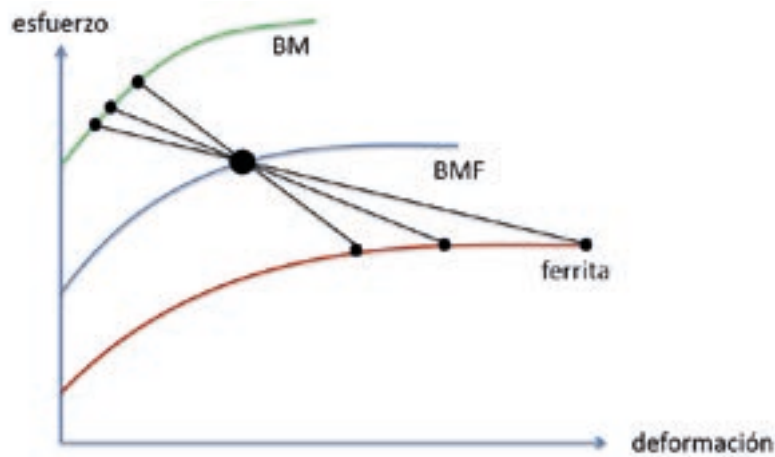


Figura N° 3. Diferentes opciones de partición q para un solo punto de calibración.

Si bien el algoritmo busca un valor de q tal que la diferencia entre el valor de esfuerzo y deformación experimental, y el esfuerzo-deformación de ley de mezclas sea mínima, ese mínimo aún pudiera ser un valor relativamente alto. Estas diferencias pueden explicarse por el hecho de que, si bien el modelo de Mecking-Kocks toma en consideración los parámetros microestructurales de cada constituyente, no considera la diferencia en el comportamiento que pudiera haber en los constituyentes por efecto TRIP. Por esta razón, se debe calibrar los parámetros k y f de la tasa de generación de dislocaciones (ecuación (1))

para la ferrita. Se buscó la combinación k y f en la ferrita que proporcionara la mejor relación entre esfuerzo-deformación del acero y esfuerzo-deformación por mezcla.

4 Resultados y análisis

La Figura N° 4 muestra los resultados del proceso de calibración del parámetro q para los aceros F/P y AH900, mientras que la Figura N° 5 compara los valores de q entre los diferentes aceros.

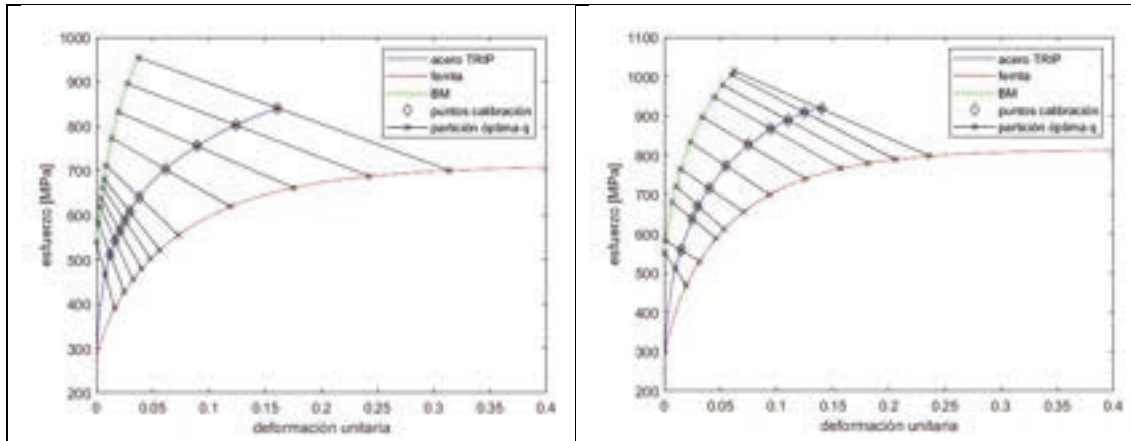


Figura N° 4. Resultados de calibración de parámetro q para acero multifásico TRIP F/P (izquierda) y AH 900 (derecha). Gráficos obtenidos con MATLAB.

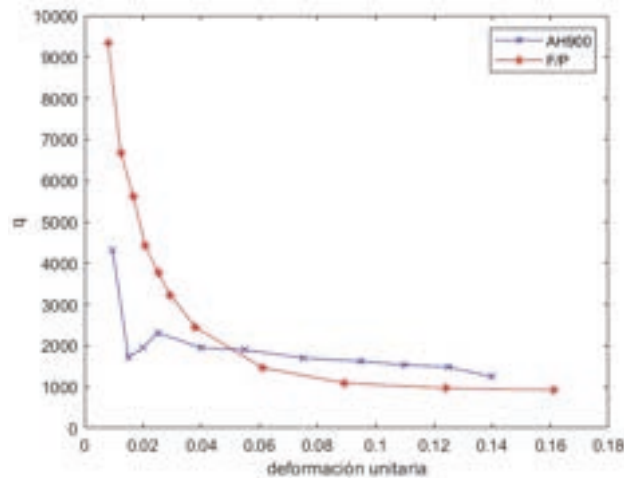


Figura N° 5. valores de q resultantes de la calibración. Gráficos obtenidos con MATLAB.

En la Figura N° 5 se aprecia un comportamiento habitual del coeficiente de partición q (Lian *et al.*, 1991; Bouquerel *et al.*, 2006). Para las primeras etapas de la deformación plástica, el valor absoluto de la deformación en los constituyentes duros y blando es aún bajo y, por tanto, la diferencia entre ellos es pequeña, por lo que el valor de q según ecuación 8 será alto. Mientras continúa la deformación en el material, es el constituyente blando el que comienza a absorber la mayor parte de la deformación, haciendo que la diferencia en el denominador de la ecuación 8 aumente, bajando así el valor de q . A medida que la deformación en el constituyente blando procede, este comienza a endurecer, habiendo entonces una mayor contribución en el constituyente duro en la deformación del material. Producto del endurecimiento del constituyente blando, la proporción en la deformación entre el constituyente duro y blando (y el coeficiente q), se estabiliza.

En la Figura N° 5 también se aprecia que el acero F/P comienza con valores más altos de q , pero luego se estabiliza con valores por debajo de los del acero AH900. El acero AH900 presenta tres características: (i) un tamaño de grano más fino en la ferrita, (ii) una ferrita inicial más dura producto de la mayor transformación de austenita a martensita y (iii) una mayor transformación de austenita a martensita por deformación. La primera característica está bien representada por la ecuación de Mecking-Kocks, que considera el tamaño de grano, sin embargo, la segunda y tercera característica no está bien representada en la ley de flujo. Para conseguir un mejor ajuste, se consideró también la calibración de los parámetros k y f del modelo de Mecking-Kocks para la ferrita, los que están asociados a la evolución de las dislocaciones. Es de esperar que un acero con una austenita más inestable, la evolución de las dislocaciones en la ferrita circundante debe verse afectada.

5 Conclusiones

Se ha logrado implementar un modelo numérico para describir la relación esfuerzo-deformación de un acero TRIP que considera las características microestructurales de cada uno de los constituyentes, una ley de mezcla efectiva entre constituyentes duros y blandos y efectos asociados a la estabilidad de la austenita.

Con el fin de lograr una mejor aproximación entre los resultados del modelo con los valores experimentales, fue necesario realizar una calibración de algunos coeficientes. Esto se justifica por las diferentes evoluciones de densidad de dislocaciones producto

de las distintas estabilidades en la austenita, generando endurecimiento extra.

Por la naturaleza fenomenológica del modelo, es posible lograr una mayor comprensión sobre la efectiva relación entre esfuerzo y deformación, la partición y contribución efectiva, y asimilar de mejor modo el efecto de la inestabilidad de la austenita en el endurecimiento.

6 Referencias

- Baik SC, Kim S, Jin YS, Kwon O. 2001. Effects of alloying elements on mechanical properties and phase transformation of cold rolled TRIP steel sheets. *ISIJ Int* 41: 290-297. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.41.290>
- Basuki A, Aernoudt E. 1999. Influence of rolling of TRIP steel in the intercritical region on the stability of retained austenite. *J Mater Process Tech* 89-90: 37-43.
- Bouquerel J, Verbeken K, De Cooman BC. 2006. Microstructure-based model for the static mechanical behaviour of multiphase steels. *Acta Mater* 54: 1443-1456. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.10.059>
- Estrin Y, Mecking H. 1984. A unified phenomenological description of work hardening and creep based on one-parameter models. *Acta Metall* 32: 57-70. [https://doi.org/10.1016/0001-6160\(84\)90202-5](https://doi.org/10.1016/0001-6160(84)90202-5)
- Iwamoto T. 2004. Multiscale computational simulation of deformation behavior of TRIP steel with growth of martensitic particles in unit cell by asymptotic homogenization method. *Int J Plast* 20: 841-869. <https://doi.org/10.1016/j.ijplas.2003.05.002>
- Iwamoto T, Tsuta T. 2000. Computational simulation of the dependence of the austenitic grain size on the deformation behavior of TRIP steels. *Int J Plast* 16: 791-804. [https://doi.org/10.1016/S0749-6419\(99\)00079-0](https://doi.org/10.1016/S0749-6419(99)00079-0)
- Jacques PJ, Delannay F, Ladrière J. 2001a. On the influence of interactions between phases on the mechanical stability of retained austenite in transformation-induced plasticity multiphase steels. *Mater Trans A* 32: 2759-2768. <https://doi.org/10.1007/s11661-001-1027-4>
- Jacques PJ, Girault E, Mertens A, Verlinden B, van Humbeeck J, Delannay F. 2001b. The developments of cold-rolled TRIP-assisted multiphase steels. Al-alloyed TRIP-assisted multiphase steels. *ISIJ Int* 41: 1068-1074. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.41.1068>

- Jacques PJ, Furnémont Q, Lani F, Pardoën T, Delannay F. 2007. Multiscale mechanics of TRIP-assisted multiphase steels: I. Characterization and mechanical testing. *Acta Mater* 55: 3681-3693.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2007.02.029>
- Kim H, Lee J, Barlat F, Kim D, Lee MG. 2015. Experiment and modeling to investigate the effect of stress state, strain and temperature on martensitic phase transformation in TRIP-assisted steel. *Acta Mater* 97: 435-444.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2015.06.023>
- Lian J, Jiang Z, Liu J. 1991. Theoretical model for the tensile work hardening behaviour of dual-phase steel. *Mater Sci Eng A* 147: 55-65.
[https://doi.org/10.1016/0921-5093\(91\)90804-V](https://doi.org/10.1016/0921-5093(91)90804-V)
- Matsumura O, Sakuma Y, Takechi H. 1987. Enhancement of elongation by retained austenite in intercritical annealed 0.4C-1.5Si-0.8Mn steel. *Trans Iron Steel Inst Japan* 27: 570-579.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational1966.27.570>
- Mecking H, Kocks UF. 1981. Kinetics of flow and strain-hardening. *Acta Metall* 29: 1865-1875.
[https://doi.org/10.1016/0001-6160\(81\)90112-7](https://doi.org/10.1016/0001-6160(81)90112-7)
- Olson GB, Cohen M. 1975. Kinetics of strain-induced martensitic nucleation. *Metall Trans A* 6: 791-795.
<https://doi.org/10.1007/BF02672301>
- Petrov R, Kestens L, Houbaert Y. 2001. Recrystallization of a cold rolled TRIP-assisted steel during reheating for intercritical annealing. *ISIJ Int* 41: 883-890.
<https://doi.org/10.2355/isijinternational.41.883>
- Rodriguez RM, Gutiérrez I. 2003. Unified formulation to predict the tensile curves of steels with different microstructures. *Mater Sci Forum* 426-432: 4525-4530.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.426-432.4525>
- Salinas A, Artigas A, Perez-Ipiña J, Castro-Cerda F, Garza-Montes-de-Oca N, Colás R, Petrov R, Monsalve A. 2018. Effects of heat treatment on morphology, texture, and mechanical properties of a MnSiAl multiphase steel with TRIP behavior. *Metals* 8: 1021.
<https://doi.org/10.3390/met8121021>
- Salinas A, Celentano D, Carvajal L, Artigas A, Monsalve A. 2019. Microstructure-based constitutive modeling of low-alloy multiphase TRIP steels. *Metals* 9: 250.
<https://doi.org/10.3390/met9020250>
- Samek L, De Moor E, Penning J, De Cooman BC. 2006. Influence of alloying elements on the kinetics of strain-induced martensitic nucleation in low-alloy, multiphase high-strength steels. *Metall Mater Trans A* 37: 109-124. <https://doi.org/10.1007/s11661-006-0157-0>
- Takahashi M. 2003. Development of high strength steels for automobiles. *Nippon Steel Tech Rep* 88: 2-7.
- van Dijk NH, Butt AM, Zhao L, Sietsma J, Offerman SE, Wright JP, van der Zwaag S. 2005. Thermal stability of retained austenite in TRIP steels studied by synchrotron X-ray diffraction during cooling. *Acta Mater* 53: 5439-5447.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.08.017>
- Wang XD, Huang BX, Rong YH, Wang L. 2006. Microstructures and stability of retained austenite in TRIP steels. *Mater Sci Eng A* 438-440: 300-305.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2006.02.149>
- Zhang M, Li L, Ding J, Wu Q, Wang YD, Almer F, Guo F, Ren Y. 2017. Temperature-dependent micromechanical behavior of medium-Mn transformation-induced-plasticity steel studied by in situ synchrotron X-ray diffraction. *Acta Mater* 141: 294-303.
<https://doi.org/10.1016/j.actamat.2017.09.030>

Anexo A: Implementación MATLAB

A continuación se describen aspectos más relevantes de la implementación en MATLAB de la metodología, estrategia y extractos de códigos desarrollados en el presente programa. La secuencia de instrucciones es la siguiente:

1. Se comienza con una instrucción que permite importar los datos de esfuerzo-deformación verdadera (desde un documento Excel) del acero a estudiar.

2. A continuación, una instrucción para ingresar y editar las constantes del modelo de Mecking-Kocks por cada constituyente. La Figura N° 1A permite apreciar un extracto asociado a este paso.
3. Sigue una Instrucción para ingresar y editar los parámetros relevantes de cada constituyente: tamaño de grano y fracción volumétrica, como muestra Figura N° 2A.

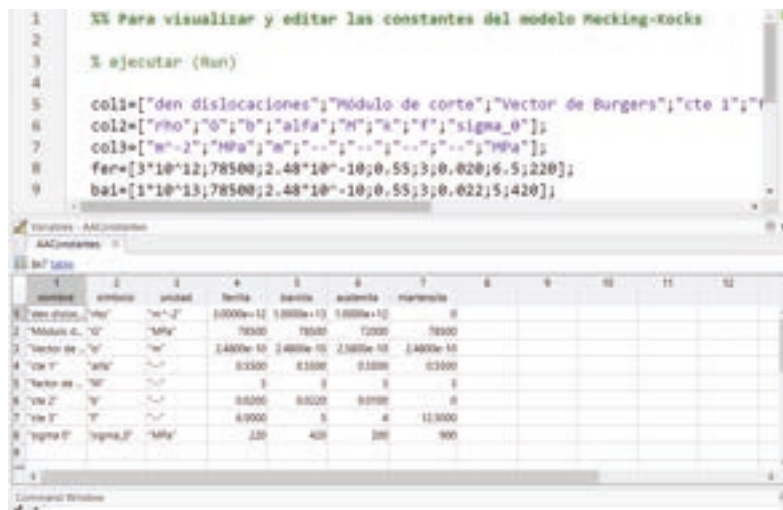


Figura N° 1A. Extracto de MATLAB en la que se puede apreciar un código para el ingreso de los parámetros constantes (arriba) y su visualización en la ventana de variables (abajo). El ingreso de estos parámetros luego puede ser modificado directamente desde la ventana de variables.

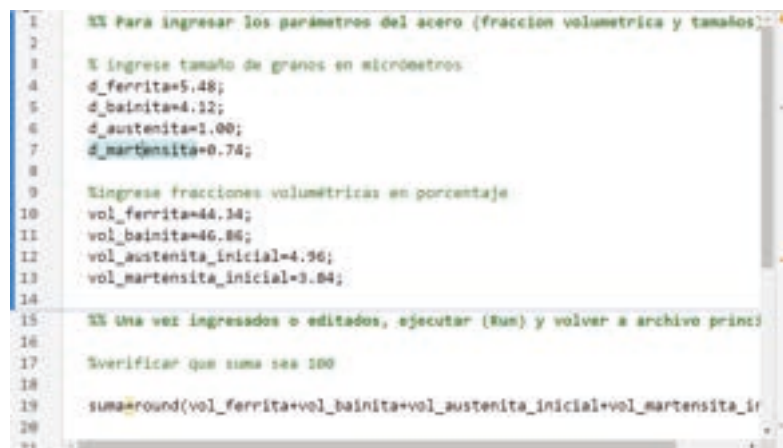


Figura N° 2A. Visualización de comando generado en MATLAB para el ingreso de los parámetros microestructurales de tamaño de grano y fracción volumétrica

4. Instrucción para ingresar los parámetros de Olson-Cohen.
5. Con todos los parámetros bien definidos, es posible, mediante Mecking-Kocks, construir la curva esfuerzo-deformación de cada constituyente. Un ejemplo de aplicación para estas curvas, para el caso de la ferrita, se visualiza en la Figura N° 3A
6. Una instrucción para generar una curva del acero TRIP en estudio sin la contribución de la austenita. Esto es para poder calibrar y obtener el coeficiente de partición q según deformación considerando la mezcla entre ferrita y BM (ver esquema de la Figura N° 2. La Figura N° 4A muestra un extracto de código para este fin

```

13 paso=0.00002;
14 def_ferrita=[0:paso:0.40]';
15 N_ferrita=length(def_ferrita);
16 disloc_ferrita=zeros(N_ferrita,1);
17 esf_ferrita=zeros(N_ferrita,1);
18
19
20 disloc_ferrita(1)=rho_ferrita;
21 for i=2:1:N_ferrita
22     valor_f=(b_ferrita*d_ferrita)/(k_ferrita/b_ferrita)*sqrt(disloc_ferrita(i-1))-f_ferrita*d_ferrita;
23     disloc_ferrita(i)=N_ferrita*valor_f*paso+disloc_ferrita(i-1);
24 end
25 for i=1:1:N_ferrita
26     esf_ferrita(i)=sigma0_ferrita+a_ferrita*N_ferrita*d_ferrita*b_ferrita*sqrt(disloc_ferrita(i));
27 end
28
29 figure(1)
30 plot(def_ferrita,esf_ferrita,'b') % gráfico para validar
31 title('ferrita')
32 xlabel('deformación')
33 ylabel('esfuerzo [MPa]')
34

```

Figura N° 3A. Extracto de código en MATLAB para la generación de la curva esfuerzo-deformación de la ferrita. El incremento en paso de deformación es de 0.00002. **def_ferrita** corresponde, por tanto, a un vector que contiene todas las deformaciones unitarias generadas desde una deformación inicial 0 hasta una deformación final 0.40 con un incremento de 0.00002. La primera instrucción repetitiva **for** genera en la iteración i -ésima un **valor_f** igual al término dentro del paréntesis en ecuación 11. **disloc_ferrita(i)** asigna el valor de la densidad de dislocaciones correspondiente al elemento i -ésimo de **def_ferrita**. **esf_ferrita(i)** corresponde al esfuerzo asociado al elemento i -ésimo de **def_ferrita** según ecuación 2.

```

1 % CURVA ACERO SIN AUSTENITA
2
3 def_acero=datos_def;
4 esf_acero_sin_austenita=zeros(N_datos,1);
5 %frac_gamma=exp(-1*beta_OC*(1-exp(-1*alpha_OC*def_acero))).^n_OC;
6 esfuerzo_gamma=zeros(N_datos,1);
7 frac_gamma=zeros(N_datos,1);
8 frac_gamma_abs=zeros(N_datos,1);
9
10
11 for i=1:1:N_datos
12     k=buscarV(def_acero(i),def_austenita);
13     % fraccion austenita actual (relativa a austenita inicial)
14     frac_gamma(i)=1-frac_mar_tra(k);
15     % fraccion austenita actual (relativa a austenita inicial)
16     frac_gamma_abs(i)=frac_gamma(i)*(vol_austenita_inicial/100);
17     % fraccion austenita absoluta (relativa al acero)
18     esfuerzo_gamma(i)=esf_austenita(k);
19     esf_acero_sin_austenita(i)=(datos_esf(i)-esfuerzo_gamma(i)*frac_gamma_abs(i))/(1-frac_gamma
20 end

```

Figura N° 4A. Extracto de código en MATLAB para la generación de la curva esfuerzo-deformación con los datos del acero en estudio sin la contribución de la austenita. Este código, para cada dato del acero en estudio, busca su par dentro de los datos de la austenita (Mecking-Kocks) y luego, según la fracción volumétrica de austenita remanente, extrapola el esfuerzo que le correspondería si no estuviese la fase γ .

7. Luego, se genera la curva para el constituyente duro BM mediante leyes de mezcla de isoesfuerzo entre la bainita, martensita inicial y martensita transformada.
8. A continuación se definen puntos para calibrar el valor de q con la curva generada en el paso anterior. La implementación, por defecto, selecciona 11 puntos con una distribución que busca separabilidad en los datos. El comando permite editar el punto de calibración a conveniencia del usuario.

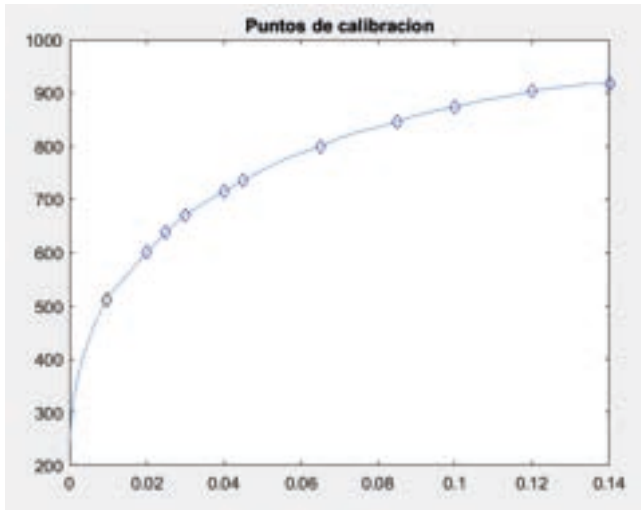


Figura N° A5. Gráfico obtenido en MATLAB en la que se puede apreciar la curva esfuerzo-deformación del acero en estudio sin la contribución relativa de la austenita junto con los puntos de calibración definidos.

9. Luego, para cada punto de calibración, se obtiene el parámetro q óptimo, según la estrategia indicada en la sección 3.4 y que se describe a continuación:
 - a. Para efectos de análisis, se definirá como $\sigma_{TRIP-\gamma}$ y $\epsilon_{TRIP-\gamma}$ al esfuerzo y deformación del acero TRIP sin austenita que corresponde al punto de calibración actual.
 - b. Dentro de la curva BM, se hace un barrido por todos los datos i que son posibles candidatos para partición, es decir aquellos con valores de deformación menor a $\epsilon_{TRIP-\gamma}$. Para cada uno de estos datos, se obtiene un valor denominado q_1 calculado como:

$$q_1(i) = \frac{\sigma_{BM}(i) - \sigma_{TRIP-\gamma}}{\epsilon_{TRIP-\gamma} - \epsilon_{BM}(i)}$$
 - c. Dentro de la curva de ferrita, se hace un barrido por todos los datos j que son posibles candidatos para partición, es decir aquellos con valores de deformación mayor a $\epsilon_{TRIP-\gamma}$. Para cada uno de estos datos, se obtiene un valor denominado q_2 calculado como:

$$q_2(j) = \frac{\sigma_{TRIP-\gamma} - \sigma_F(j)}{\epsilon_F(j) - \epsilon_{TRIP-\gamma}}$$
 - d. Para cada uno de los datos i ($q_1(i)$, $\sigma_{BM}(i)$, $\epsilon_{BM}(i)$), se busca su correspondiente dentro de los datos j ($q_2(j)$, $\sigma_F(j)$, $\epsilon_F(j)$), basándose en la diferencia menor entre los valores de q .
 - e. Luego, para cada una de las correspondencias $i-j$, se obtiene el esfuerzo y deformación de mezcla usando las ecuaciones 9 y 10 respectivamente. La correspondencia $i-j$ óptima será aquella que ofrezca el menor error con el esfuerzo y deformación que corresponde al dato según punto de calibración.
10. Finalmente, se puede apreciar los resultados de coeficientes de partición q en el formato presentado en la figura 4. Si bien esta estrategia garantiza la obtención del parámetro q óptimo para cada punto, este óptimo no necesariamente es representativo del comportamiento del acero. Por esta razón, es posible editar los parámetros de calibración k y f del modelo de Mecking-Kocks para la ferrita, constituyente sensible a los efectos de endurecimiento por efecto TRIP y así obtener un mejor ajuste. De esta forma se hace factible evaluar el efecto del endurecimiento extra en la ferrita circundante.