

## MODELADO DEL TREFILADO DE UN ACERO AISI 4140 REVENIDO A DIFERENTES TEMPERATURAS

### NUMERICAL SIMULATION OF COLD DRAWING AISI 4140 STEEL TEMPERED AT DIFFERENT TEMPERATURES

Fernando D. Carazo<sup>a,b</sup>, Virginia H. Aranda<sup>b</sup>, Diego J. Celentano<sup>c</sup> y Manuel Sánchez<sup>a</sup>

<sup>a</sup>Instituto de Mecánica Aplicada - FI - UNSJ. Av. Lib. Gral. San Martín (O), 1290, San Juan, Argentina.  
[fcarazo@unsj.edu.ar](mailto:fcarazo@unsj.edu.ar), [virginiaaranda@unsj.edu.ar](mailto:virginiaaranda@unsj.edu.ar), [msanchez@unsj.edu.ar](mailto:msanchez@unsj.edu.ar)

<sup>b</sup>CONICET, Av. Rivadavia 1917, C.A.B.A., Argentina. <https://www.conicet.gov.ar/>

<sup>c</sup>Departamento de Ingeniería Mecánica y Metalúrgica, Pontificia Universidad Católica de Chile, Av. Vicuña Mackenna 4860, Macul, Santiago, Chile. [dcelentano@ing.puc.cl](mailto:dcelentano@ing.puc.cl)

**Palabras clave:** Trefilado, Elemento Finito, AISI 4140, Martensita.

**Resumen.** La utilización de la martensita deformada para la obtención de aceros con granos ultrafinos de alta resistencia y tenacidad, es foco de numerosos programas de I+D. Por este motivo es relevante aportar conocimiento sobre la deformación plástica de este constituyente. En este artículo se presentan los resultados obtenidos al trefilar un acero AISI 4140 templado y revenido. El principal objetivo del trabajo es simular el flujo del material y determinar las deformaciones alcanzadas al trefilar la martensita revenida. Para esto se trefilaron barras de 12,6 mm de diámetro templadas a 825 y 875°C y revenidas a 200, 450 y 650°C. En el modelo la aleación se considera elasto-plástica con endurecimiento isotrópico. Los resultados demuestran que es posible alcanzar altas deformaciones en este constituyente en aceros de medio carbono, las mayores deformaciones se dan en las zonas próximas al contacto pieza/dado, disminuyendo hacia el centro de las barras donde las deformaciones alcanzadas rondan el 75 %.

**Keywords:** Cold drawing, Finite Element, AISI 4140, Martensite.

**Abstract.** The use of cold work martensite as a starting structure to produce UFG steels of high strength and toughness, is the focus of numerous research and development programs. Hence, it is relevant to improve the knowledge of the martensite plastic deformation. This article presents a numerical and experimental results of the cold-drawing process performed on quenched and tempered AISI 4140 steel. The main objective of the work is to simulate the material flow during cold drawing and to quantify the plastic deformation reached in tempered martensite. The cold drawing was done on rods of 12,6 mm diameter quenched at 825 y 875°C and tempered at 200, 450 and 650 °C. The mathematical model is solved by means of the finite element method and uses isotropic hardening law to define elasto-plastic material. The results show that it is possible to get high deformations with this constituent in low alloy and medium carbon steel, the greatest deformation are near the specimens/die contact zone and decrease towards the center of rods where the equivalent plastic deformations are around of 75 %.

## 1. INTRODUCCIÓN

La necesidad de contar con aceros con gran resistencia, ductilidad y tenacidad simultáneamente, propiedades que hasta no hace mucho tiempo se consideraban casi imposibles de obtener de forma conjunta, ha conducido a los investigadores a desarrollar nuevos procesos con los cuales puedan producirse aleaciones con estos atributos. La mayoría de los mecanismos de endurecimiento de las aleaciones metálicas aumentan la resistencia, pero disminuyen la ductilidad y junto con ésta la tenacidad (Weng, 2009). Sin embargo, mediante la reducción del tamaño de grano, es posible mejorar no solo la resistencia, sino también la tenacidad, motivo por el cual los aceros de grano ultrafino (UFGS) son actualmente objeto de investigación en todo el mundo (Eskandari et al., 2009).

Actualmente, las técnicas de laboratorio para producir aceros de grano ultrafino se basan en dos enfoques: la utilización de procesos con deformaciones plásticas severas (SPD), y los procesos termo-mecánicos avanzados (ATP) (Song et al., 2006). Las técnicas SPD consisten en la aplicación de grandes deformaciones plásticas en frío, en tibio o en caliente ( $T > T_{\text{recristalización}}$ ). En contraste con los enfoques SPD, donde la deformación severa es el principal factor, los procesos termomecánicos avanzados buscan desarrollar estrategias alternativas para obtener aleaciones con granos ultrafinos deformando sin llegar a aplicar SPD. Dado que emplean una deformación acumulada relativamente baja, son más adaptables a escala industrial. Algunos procesos ATP que han sido foco de estudio de investigaciones recientes, se basan en la deformación en frío de estructuras martensíticas (Jingwei, 2017). Se ha demostrado que el recocido posterior al laminado en frío de aceros de bajo carbono con estructura martensítica en listones puede producir una estructura ultrafina/nanométrica sin necesidad de alcanzar grandes deformaciones (Tianfu et al., 2006; Ueji et al., 2006). La obtención de estructuras ultrafinas/nanométricas a partir de martensita con poca deformación, está en la naturaleza de la estructura de partida. La estructura de partida de la martensita es en sí misma una estructura de grano fino. La formación de la estructura de grano fino durante el laminado en frío y el recocido subsiguiente conducen a obtener un alargamiento uniforme adecuado, así como una alta resistencia a la tracción (Tsuji et al., 2002).

Por este motivo es relevante aportar conocimiento sobre el proceso de deformación plástica de la martensita. En este artículo se presentan los resultados de un trabajo de investigación numérico-experimental del trefilado de un acero AISI 4140 previamente templado y revenido. El objetivo principal del trabajo es simular el flujo del material durante el proceso de trefilado con el fin de determinar las deformaciones alcanzadas en la martensita revenida durante dicho proceso. La metodología empleada es experimental y numérico-computacional. A continuación se desarrollan y describen los principales aspectos metodológicos de las dos áreas mencionadas.

## 2. METODOLOGÍA

En esta sección se presenta un breve compendio de la metodología experimental y numérica empleada en este trabajo.

### 2.1. Desarrollo experimental

La primera etapa del desarrollo experimental consistió en una serie de tratamientos térmicos de normalizado, temple y revenido de barras de acero AISI 4140 de 12,6 mm de diámetro y 400 mm de longitud. Todos los tratamientos térmicos se llevaron a cabo en las instalaciones del Instituto de Mecánica Aplicada de la Facultad de Ingeniería de la Universidad Nacional de San Juan. La composición química de los aceros empleados en los ensayos se indica en la Tabla 1. En todos los casos los aceros se encuadran como IAS-IRAM 4140 (IAS-IRAM, 1998).

Identificación	%C	%Mn	%Si	%P	%S	%Cr	%Mo
IAS-IRAM (1998)	0,38-0,43	0,75-1,0	0,2-0,35	<0,035	<0,04	0,8-1,1	0,15-0,25
1	0,43	0,75	0,3	0,019	0,011	0,78	0,14
2	0,4	0,79	0,27	0,017	0,01	0,86	0,16
3	0,39	0,78	0,25	0,015	0,009	0,85	0,16
4	0,4	0,79	0,27	0,017	0,01	0,86	0,16
5	0,43	0,75	0,3	0,019	0,011	0,78	0,14

Tabla 1: Composición química de referencia y de los aceros usados para la obtención de las probetas ensayadas.

El normalizado se llevó a cabo para uniformizar la microestructura llevándola a un estado normal de partida. La temperatura de austenización utilizada en este tratamiento térmico fue 915°C y el tiempo de permanencia 60 minutos.

Luego del normalizado se procedió a realizar el temple de todas las probetas. El objetivo de este tratamiento es obtener martensita, la cual, como se mencionó, es la estructura foco del presente estudio. La operación de temple se realizó calentando a una temperatura por encima del punto de transformación Ac3 y luego enfriando con una velocidad mayor que la crítica de temple, utilizando como medio de enfriamiento aceite para temple YPF Cauquén 5. Si bien originalmente con el fin de estudiar el tamaño del grano austenítico, se utilizaron dos temperaturas de temple diferentes: 825°C y 875°C, en este trabajo esta variable no es tenida en cuenta.

Posteriormente las barras templadas se sometieron a revenidos a diferentes temperaturas. En todos los casos el tiempo de revenido fue de 60 minutos. Con el objetivo de lograr martensita revenida a alta, media y baja temperatura, se realizaron revenidos a 200°C, 450°C y 650°C. En la Tabla 2 se indican las temperaturas y los tiempos de permanencia utilizados para cada uno de los tratamientos térmicos realizados.

Normalizado		Temple		Revenido		
T (°C)	t (min)	T (°C)	tiempo (min)	T (°C)	tiempo (min)	
915	60	Alto	875	30	Alto	650
		Medio	825		Medio	450
					Bajo	200
					60	

Tabla 2: Temperaturas y tiempos de permanencia empleados en los tratamientos térmicos.

De cada barra bonificada se extrajeron muestras para su caracterización metalográfica y mecánica. Para esto se empleó un microscopio óptico Olympus y un microdurómetro Shimadzu para determinar la microdureza de las mismas (para la obtención de las probetas metalográficas se siguieron los procesos clásicos de desbaste, pulido y ataque con Nital al 2 %, las mismas probetas incluidas fueron empleadas para realizar las mediciones de microdureza), también se realizaron ensayos de tracción en el IFIR (Instituto de Física de Rosario). Los resultados de dichas determinaciones se presentan en la próxima sección.

Finalmente, las barras templadas y revenidas fueron deformadas en frío. La deformación se llevó a cabo sometiéndolas a un proceso de trefilado. El trefilado consiste básicamente en la reducción de la sección de una varilla haciéndola pasar a través de un orificio cónico practicado en una herramienta llamada hilera o dado. El proceso se llevó a cabo en un equipo de trefilado escala laboratorio disponible en el Departamento de Ingeniería Mecánica y Metalúrgica de la Pontificia Universidad Católica de Chile (PUC) (ver Figura 1). El mismo consiste en una máquina de ensayos Instron 4206 sobre la cual se monta un dispositivo para trefilado.



Figura 1: Equipo empleado en el trefilado de las barras.

Para el estudio en cuestión se ensayaron en total 7 probetas, sobre las que se aplicaron hasta un máximo de 5 pasadas consecutivas (el número de pasadas fue variable, se detalla en la Sección 3.1). En todos los casos el diámetro inicial fue de 12,6 mm y el final de 8,75 mm, alcanzándose una reducción de área total de 51,8 %. La Tabla 3 resume los principales parámetros utilizados en el proceso.

Acero	vel. trefilado (mm/min)	diam. inicial (mm)	diam. final (mm)	RA final (%)
4140	50	12,6	8,75	51,8

Tabla 3: Parámetros empleados en el trefilado de las barras.

## 2.2. Metodología numérica

La formulación variacional del problema mecánico junto a las condiciones de contorno e iniciales se resolvió mediante el método de los elementos finitos (Zienkiewicz y Taylor, 1991). Los dados de trefilado se consideraron medios continuos rígidos y las barras tratadas térmicamente medios continuos elastoplásticos con endurecimiento isotrópico. La función de endurecimiento se obtuvo de los ensayos experimentales reportados en ASM. (2002, p. 100-101) en función de la deformación verdadera, es decir, se determinaron medidas discretas de la misma y entre los puntos obtenidos se interpoló linealmente. La densidad, el coeficiente de Poisson y el módulo de Young empleado en las simulaciones fueron 7850 kg/m<sup>3</sup>, 0,3 y 210 GPa respectivamente.

En las simulaciones se contempla contacto normal y tangencial (dinámico) y fricción entre la pieza y los dados, el coeficiente de fricción empleado en las simulaciones fue  $\mu = 0,1$ . En la Figura 2(a) se muestra un esquema de la probeta junto a uno de los dados; en la Figura 2(b) se

muestra la pieza discretizada, la malla consta de 4788 elementos cuadriláteros de ocho nodos cuadráticos con integración reducida (CAX8R). La velocidad impuesta en las simulaciones fue de 0,00083 m/s (50 mm/min). En la Figura 2(c), sobre una ampliación de una parte de la malla de elementos finitos; se indican tres de los siete nodos contemplados en la Sección 3 para estudiar la evolución en puntos cercanos al dado, en una zona intermedia y en la zona mas alejada del mismo.

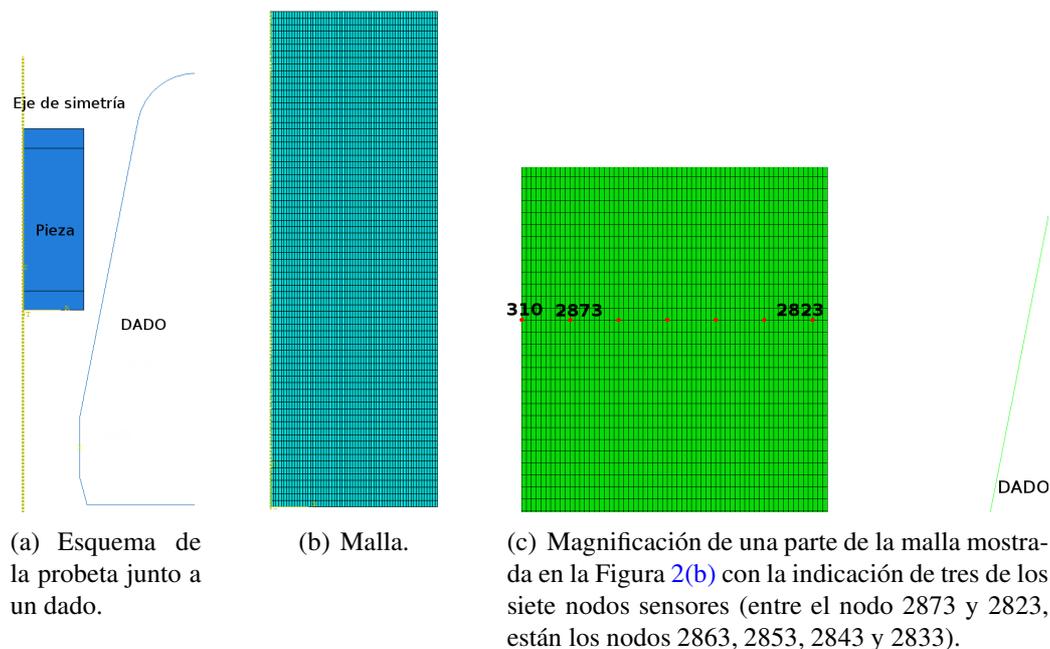


Figura 2: Conjunto pieza y malla empleada en las simulaciones.

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

#### 3.1. Resultados experimentales

En la Figura 3 se muestran las microfotografías de diferentes muestras luego de realizados los tratamientos térmicos. En todos los casos se observa martensita revenida.

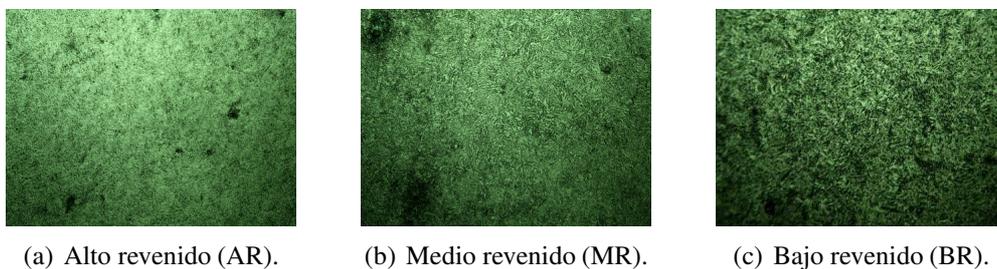


Figura 3: Micrografías ópticas de acero AISI 4140 con diferentes tratamientos térmicos (x400).

Las Figura 4(a) muestra los valores de microdureza Vickers medidos en las probetas según la norma ASTM A255-02 (2002). En cada probeta se hicieron tres mediciones a lo largo del radio de la sección analizada. La pesa empleada en los ensayos fue de 200 gf y el tiempo de aplicación de la carga fue de 15 s. Si bien se observa que la dureza disminuye a medida que

aumenta la temperatura de revenido, no se registró una variación de esta variable al modificar la temperatura de austenizado en probetas revenidas a la misma temperatura, motivo por el cual, tal como se mencionó en la Sección 2.1, la temperatura de temple no se consideró una variable en los análisis, diferenciándose solamente la temperatura de revenido.

En la Figura 4(b) se grafican los valores de tensión verdadera vs. deformación verdadera obtenidos al ensayar a tracción cinco muestras: 2 (dos) de AR, 2 (dos) de MR y 1 (una) de BR. Los ensayos se realizaron a una velocidad de 3 mm/min. Los valores del límite de elasticidad aparente y de resistencia a la tracción son próximos a los empleados en las simulaciones (ASM., 2002, p. 100-101). La tendencia observada en sus valores coincide con la tendencia registrada en las mediciones de microdureza: la resistencia y la microdureza aumentan a medida que la temperatura de revenido también lo hace.

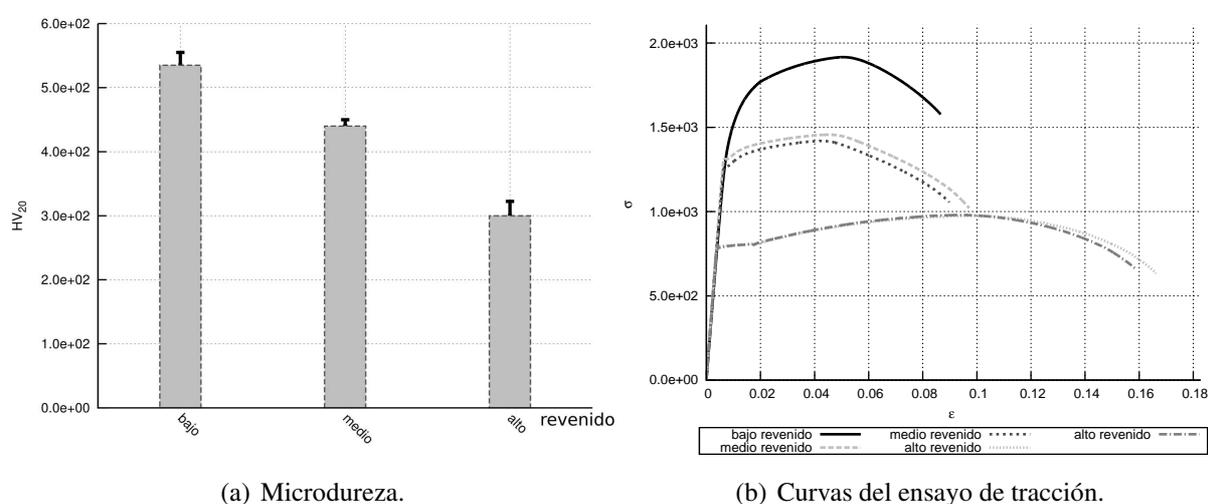


Figura 4: Ensayos mecánicos de las probetas tratadas térmicamente.

En la Tabla 4 se resumen las secuencias de trefilado, los diámetros inicial y final, la fuerza máxima de trefilado, la ductilidad en términos de la reducción del área (por pasada y acumulada) y la tensión correspondiente (por pasada) para las seis probetas modeladas en este trabajo. Se ensayaron 3 probetas revenidas a 650°C (AR<sub>1-3</sub>), 3 revenidas a 450°C (MR<sub>1-3</sub>) y una revenida a 200°C. A la barra de BR se le realizó una pasada ya que la fuerza requerida para la segunda pasada superaba la capacidad del equipo. Los resultados reportados en la Tabla 4 se han agrupado en función de la temperatura de revenido y de la cantidad de pasadas decrecientes.

### 3.2. Resultados numéricos

En la Figura 5 se presenta el campo de la tensión equivalente de Von-Mises. En todos los casos la distribución de tensiones es similar, siendo máxima en la zona de contacto entre la barra y el dado de trefilado, pasando por un valor mínimo para aumentar nuevamente hacia la parte central o núcleo de la barra o zona alejada del contacto barra/dado. Las probetas que presentan las mayores tensiones corresponden a las probetas MR<sub>1-3</sub> (Figuras 5(d) y 5(e) respectivamente). En ambos casos la zona de transición entre la superficie de contacto barra/dado y la zona central de las probetas, tiende a disminuir a medida que los valores de la tensión equivalente aumentan.

En la Figura 6 se grafican las deformaciones plásticas equivalentes. En todas las barras se aprecia que la deformación alcanza el máximo valor en la zona de contacto barra/dado. En el

Probeta	Pasada	Diámetro (mm)		F <sub>max</sub> (Kg)	%RA		$\sigma_{nom}$ (MPa)
		inicial	final		pasada	acumulado	
AR <sub>1</sub>	1	12,60	12,50	12572	1,6	1,6	100,8
	2	12,50	11,70	29596	12,4	13,8	241,2
	3	11,70	11,20	25242	8,4	21	234,8
	4	11,20	10	36402	20,3	37	369,5
	5	10	8,75	31391	23,4	51,8	399,7
AR <sub>2</sub>	1	12,60	11,70	30420	13,8	13,8	244
	2	11,70	11,20	25752	8,4	21	239,5
	3	11,20	10	37089	20,3	37	376,5
	4	10	8,75	32470	23,4	51,8	413,4
AR <sub>3</sub>	1	12,60	11,20	43659	21	21	350,1
	2	11,20	10	36853	20,3	37	374,1
	3	10	8,75	31254	23,4	51,8	397,9
MR <sub>1</sub>	1	12,60	11,70	46886	13,8	13,8	376
	2	11,70	11,20	37089	8,4	21	354,3
	3	11,20	10	51661	20,3	37	524,4
	4	10	8,75	43081	23,4	51,8	548,5
MR <sub>2</sub>	1	12,60	11,70	48151	13,8	13,8	286,2
	2	11,70	11,20	38422	8,4	21	357,4
	3	11,20	10	52505	20,3	37	532,9
	4	10	8,75	44012	23,4	51,8	560,4
MR <sub>3</sub>	1	12,60	11,20	61566	21	21	493,8
	2	11,20	10	51661	20,3	37	524,4
	3	10	8,75	42796	23,4	51,8	544,9
BR <sub>1</sub>	1	12,60	11,70	70010	13,8	13,8	561,5

Tabla 4: Secuencias de trefilado ensayadas.

caso de la aleación con mayor ductilidad y cantidad de pasadas (AR<sub>1</sub>), se presentan las deformaciones plásticas equivalentes máximas en la zona mencionada.

En la Figura 7 se muestra la evolución de la deformación plástica equivalente en las siete zonas seleccionadas para este análisis (ver Figura 2(c)) para dos de los casos simulados. En ambos casos se observan variaciones suaves. Un aspecto interesante de resaltar es que las diferencias de las deformaciones entre la zona de contacto barra/dado y la zona central, tiende a aumentar a medida que la deformación aumenta, esta tendencia se observa tanto para la aleación AR<sub>2</sub> como para la AR<sub>3</sub>.

Los valores de las deformaciones plásticas equivalentes acumulados al final del proceso en las seis probetas modeladas se grafican en la Figura 8. Si bien se observa una tendencia en los valores simulados en función de la temperatura de revenido, tendencia que también se observa para la dureza y la resistencia -ver Figura 4(b) y Tabla 4-, las diferencias en la zona central son despreciables estando comprendidos entre 76,5 % y 75,9 %.

Finalmente, en la Figura 9 se presentan los valores de las fuerzas máximas de trefilado simulados y experimentales. Las mayores diferencias se dan en la barra con mayor ductilidad (AR<sub>2</sub>) (Figura 9(a)). En el caso de las probetas MR<sub>1-2</sub> (Figura 9(b)), los puntos experimentales y simulados presentan la misma tendencia. Finalmente en las probetas MR<sub>3</sub> y AR<sub>3</sub> (Figuras 9(c) y 9(d)) los acuerdos logrados entre los valores sensados y simulados fueron muy buenos.

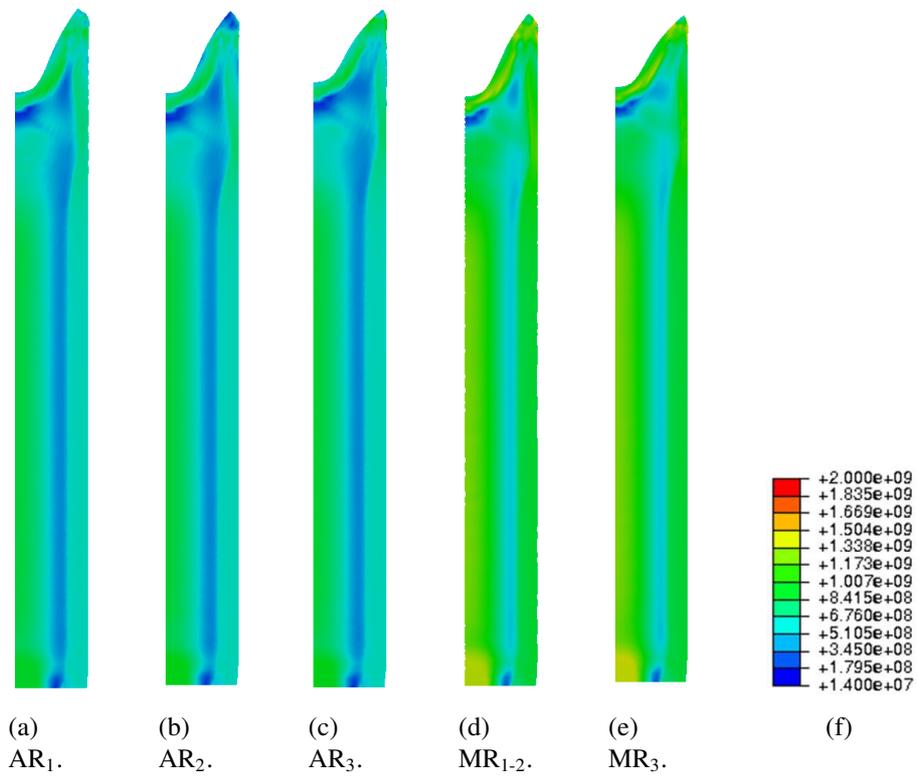


Figura 5: Tensiones equivalentes al final del trefilado.

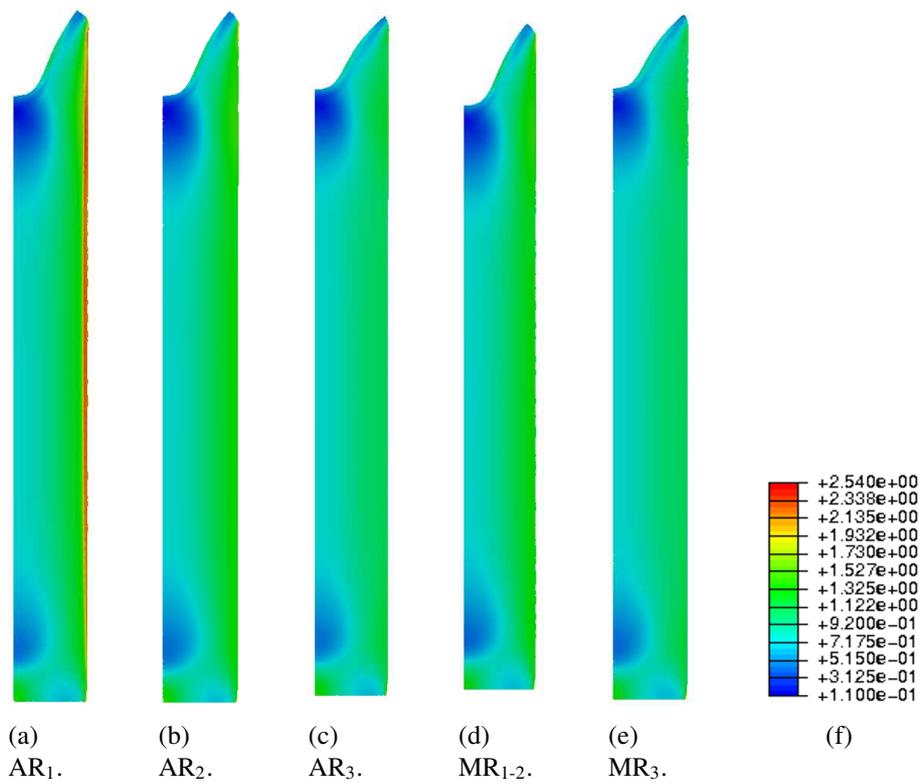


Figura 6: Deformación plástica equivalente acumulada al final del trefilado.

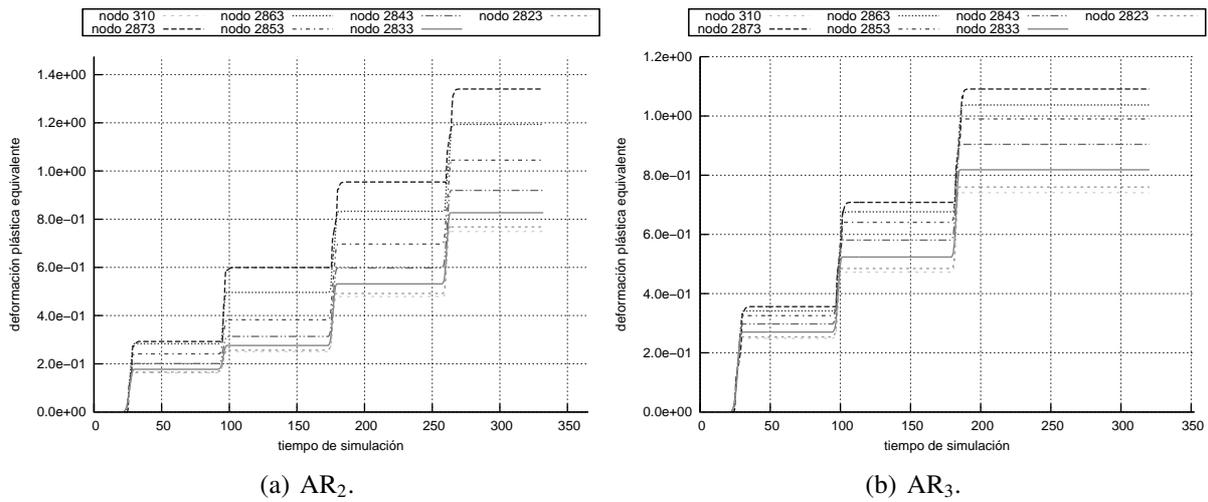


Figura 7: Evolución de la deformación plástica equivalente.

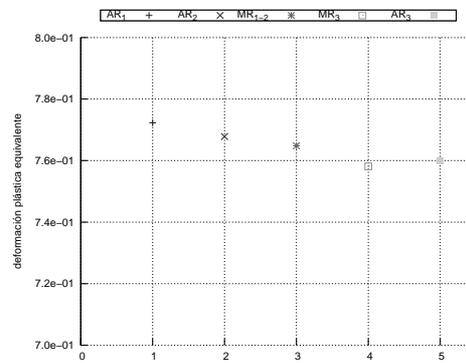


Figura 8: Deformaciones plásticas equivalentes alcanzadas en la zona central de las probetas.

#### 4. CONCLUSIONES

La principal conclusión que se desprende de este trabajo es que resulta posible obtener un acero AISI 4140 con reducciones de área del 51,8 % y  $\bar{\epsilon}_p \approx 0,75$  con martensita revenida a temperaturas altas, medias y bajas: 200°C, 450°C y 650°C.

Para un mismo porcentaje de reducción del área las deformaciones no muestran una dependencia con la temperatura de revenido de la martensita.

En todos los casos la fuerza de trefilado es función del porcentaje de reducción del área y el endurecimiento del material al ser deformado a través de los diferentes dados.

Las simulaciones permitieron determinar las deformaciones plásticas alcanzadas en cada proceso de conformado, en tanto los valores de las fuerzas de trefilado captaron la tendencia, siendo los mismos muy próximos a los sentidos en el laboratorio.

#### AGRADECIMIENTOS

Los autores agradecen el apoyo de la Comisión Nacional Chilena de Investigación Científica y Tecnológica (CONICYT) a través del proyecto FONDECYT No. 1180591.

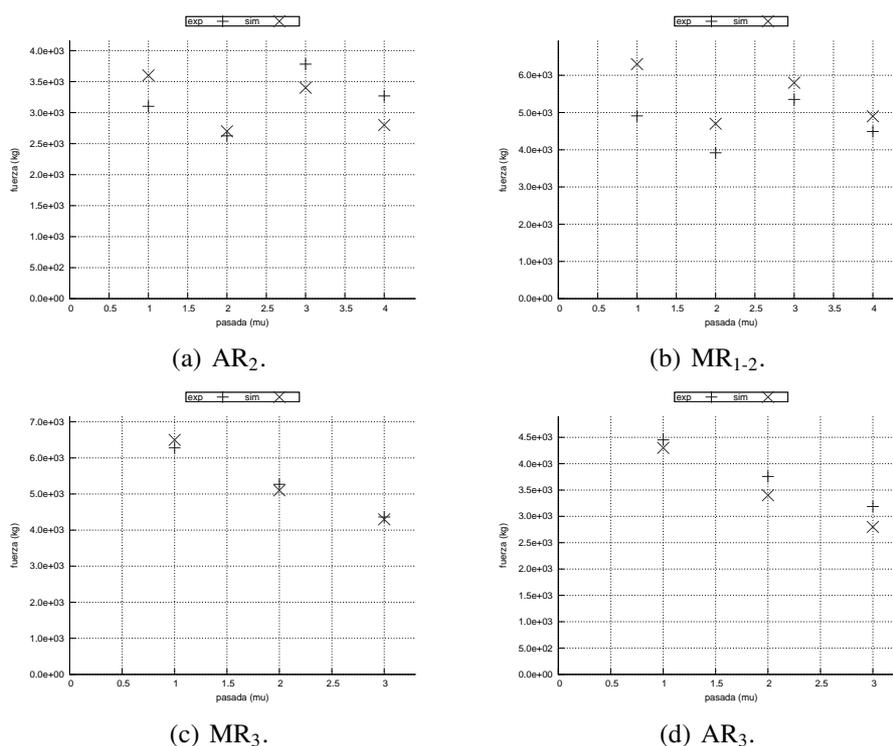


Figura 9: Valores experimentales y simulados de la fuerza máxima de trefilado.

## REFERENCIAS

- ASM. *Atlas of Stress-Strain Curves*. ASM International, 2 edición, 2002. ISBN 978-0-87170-739-0.
- ASTM A255-02. Standard test methods for determining hardenability of steel. *ASTM Book of ASTM Standards*, 03(01):1–24, 2002.
- Eskandari M., Najafizadeh A., y Kermanpur A. Effect of strain-induced martensite on the formation of nanocrystalline 316l stainless steel after cold rolling and annealing. *Materials Science and Engineering A*, 519(1-2):46–50, 2009. doi:10.1016/j.msea.2009.04.038.
- IAS-IRAM. *Acero para Construcciones Mecánicas. Característica IAS-IRAM 4140*. IAS-IRAM, 1998.
- Jingwei Z. *Rolling of advanced high strength steels. Theory, simulation and practice*. Taylor & Francis, 2017.
- Song R., Ponge D., Raabe D., Speer J.G., y Matlock D.K. Overview of processing, microstructure and mechanical properties of ultrafine grained bcc steels. *Materials Science and Engineering A*, 441(1-2):1–17, 2006. doi:10.1016/j.msea.2006.08.095.
- Tianfu J., Yuwei G., Guiying Q., Qun L., Tiansheng W., Wei W., Furen X., Dayong C., Xinyu S., y Xin Z. Nano-crystalline steel processed by severe rolling of lath martensite. *Materials Science and Engineering A*, 432(1-2):216–220, 2006. doi:10.1016/j.msea.2006.06.047.
- Tsuji N., Ueji R., Minamino Y., y Saito Y. A new and simple process to obtain nano-structured bulk. *Scripta Materialia*, 46(4):305–310, 2002. doi:10.1016/S1359-6462(01)01243-X.
- Ueji R., Tsuji N., Minamino Y., y Koizumi Y. Ultragrain refinement of plain low carbon steels by cold rolling and annealing of martensite. *Acta Materialia*, 50(16):4177–4189, 2006. doi:10.1016/S1359-6454(02)00260-4.
- Weng Y. *Ultra-fine grained steels*. Springer-Verlag, 2009.
- Zienkiewicz O. y Taylor R. *The finite element method*, volumen II. McGraw Hill, 1991.