

PROPIEDADES MECÁNICAS Y CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL DE DIFERENTES ACEROS *DUAL-PHASE*

Hernán Lorusso ⁽¹⁾, Alejandro Burgueño ⁽¹⁾, Hernán G. Svoboda ⁽²⁾

⁽¹⁾ Laboratorio de Soldadura, Centro de Mecánica, Instituto Nacional de Tecnología Industrial. Colectora de Av. General Paz 5445, San Martín, Buenos Aires, Argentina.

(Tel: 5411-47246200 int: 6517), burgueno@inti.gov.ar, lorusso@inti.gov.ar

⁽²⁾ Laboratorio de Materiales y Estructuras, Facultad de Ingeniería, Universidad de Buenos Aires. Las Heras 2214, Ciudad Autónoma de Buenos Aires, Argentina. CONICET.

(Tel: 5411-45143009), hsvobod@fi.uba.ar

Palabras clave: aceros *dual phase*, transformaciones de fase, ferrita, martensita, propiedades mecánicas

RESUMEN

En los últimos años, la industria automotriz ha promovido numerosos desarrollos de nuevos aceros vinculados con la disminución de peso y aumento de la seguridad de vehículos. En este sentido los Aceros de Alta Resistencia Avanzados (AHSS) son una de las familias de nuevos materiales que han presentado mayor interés. Estos nuevos materiales han surgido como respuesta a los crecientes requerimientos relacionados a los materiales empleados en la industria automotriz en componentes estructurales. Dentro de estos requerimientos se encuentran una mayor resistencia, capacidad de absorción de energía y complejidad de las partes, entre otros. Los aceros Dual Phase (DP) forman parte de los AHSS y consisten en una matriz ferrítica con fracciones variables de una segunda fase martensítica, en forma de “islas”. Estos aceros de última generación se aplican en partes estructurales presentando una alta resistencia mecánica del orden de 600 a 1000 MPa, manteniendo muy buena conformabilidad. Sin embargo existen diversos materiales base (aceros microaleados, aceros de grano ultrafino, aceros al C-Mn, etc) a partir de los cuales pueden obtenerse dichos aceros DP, siendo escasos los estudios sistemáticos realizados al respecto.

El objetivo del presente trabajo es estudiar las transformaciones de fase y las propiedades mecánicas de aceros DP, obtenidos a partir de chapa fina de diferentes materiales: acero al C-Mn, acero microaleado al Ti-Nb y acero microaleado al Nb.

Se estudiaron tres aceros en chapa fina de 1 mm de espesor, dos de ellos microaleados y uno convencional al C-Mn. Se determinó la composición química los tres materiales base a emplear y se analizaron las transformaciones de fase mediante dilatometría (DA), para cada caso, determinándose las temperaturas críticas superior e inferior. Se realizaron barridos de tratamientos térmicos en el rango de temperaturas A_{C1} - A_{C3} para obtener diferentes grados de aceros DP, en función de la fracción de martensita transformada, para cada material base. Se realizó la caracterización microestructural mediante microscopía óptica (LM) y electrónica de barrido (SEM), realizándose la cuantificación microestructural. Se determinó la microdureza Vickers (HV) y se obtuvieron las propiedades en tracción, para cada caso.

A partir de los resultados obtenidos se discutió el efecto del material base en la evolución microestructural y en las propiedades mecánicas de los aceros DP obtenidos, analizando los mecanismos involucrados en cada caso.

Las mejores propiedades se obtuvieron para los aceros DP obtenidos a partir de acero microaleados. Este hecho estaría asociado al menor tamaño de grano ferrítico y a la mas fina dispersión de la fase martensítica.

1. INTRODUCCIÓN

En los últimos años han tenido lugar numerosos desarrollos relacionados con la tecnología y fabricación de nuevos aceros vinculados con la disminución de peso y aumento de la seguridad de vehículos. En este sentido los Aceros de Alta Resistencia Avanzados (AHSS) han capturado la atención [1], sin embargo junto con las ventajas que proveen estos nuevos aceros surge la necesidad de generar conocimiento sobre su conformabilidad y soldabilidad [1,2]. Dentro de los aceros de alta resistencia avanzados se tienen dos familias. La primera es la de los aceros de alta resistencia con una mayor conformabilidad para diseños que involucren partes más complejas. Estos son los aceros denominados Dual Phase (DP) y los aceros con Transformación Inducida por Plasticidad (TRIP).

Los aceros Dual Phase (DP) consisten en una matriz ferrítica que contiene una fracción variable de fase martensítica de alta dureza. La fracción de segunda fase martensítica aumenta con el aumento de la resistencia deseada del acero. La fase ferrítica blanda es generalmente continua, proveyendo una excelente ductilidad. Cuando estos aceros se conforman, la deformación se concentra en la fase ferrítica blanda, rodeando las "islas" de martensita, generando una alta tasa de endurecimiento por deformación para estos materiales [1,3,4]. Esto sumando a un excelente alargamiento a rotura provee a estos aceros de una mayor resistencia a la tracción que aceros convencionales con similar límite de fluencia. Los aceros DP también presentan un efecto de *bake hardening* que se constituye en un beneficio importante en relación a otros aceros convencionales [1,3].

En estos aceros, el carbono permite la formación de martensita a velocidades de enfriamiento aceptables, debido a su efecto en la templabilidad del material. A su vez, Mn, Cr, Mo, V y Ni incorporados también aumentan la templabilidad [4]. El C ejerce también un efecto endurecedor de la martensita. A su vez, el tamaño de grano de la matriz ferrítica es otro de los parámetros que controlan el endurecimiento y la buena tenacidad de estos materiales [3].

Estos aceros de última generación se aplican en partes estructurales para la industria automotriz presentando una alta resistencia mecánica del orden de 600 a 1000 MPa, manteniendo muy buena conformabilidad. Sin embargo existen diversos materiales base (aceros microaleados, aceros de grano ultrafino, aceros al C-Mn, etc.) a partir de los cuales pueden obtenerse dichos aceros DP, siendo escasos los estudios sistemáticos realizados al respecto [1].

El objetivo del presente trabajo es estudiar los aceros DP obtenidos a partir de diferentes materiales: acero al C-Mn, acero microaleado al Ti-Nb y acero microaleado al Nb. A este fin se estudiarán las transformaciones de fase de los

aceros base, se obtendrán diversos grados de aceros DP y se realizará la caracterización microestructural y mecánica.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En el presente trabajo se analizaron tres aceros: un acero al C-Mn, otro microaleado al Nb y otro microaleado al Ti-Nb, en chapa fina de 1 mm de espesor, a fin de obtener diversos grados de aceros DP.

Se analizó la composición química los tres materiales base a emplear y se determinaron las temperaturas críticas de transformación mediante dilatometría (DA), para cada caso. La dilatometría se realizó con una velocidad de calentamiento y de enfriamiento de 15 °C/min.

Una vez determinadas las temperaturas críticas A_{C1} y A_{C3} se realizaron barridos de tratamientos térmicos para obtener diferentes grados de aceros DP, en función de la fracción de martensita transformada, para cada material base. Los tratamientos térmicos se realizaron calentando las muestras a las temperaturas definidas con un tiempo de permanencia de 3 minutos y posterior enfriamiento en agua agitada.

Sobre las muestras tratadas térmicamente se realizó la caracterización microestructural mediante microscopía óptica (LM) y electrónica de barrido (SEM). Se determinó el tamaño de grano de los materiales base según la norma ASTM E112-96. Sobre las muestras tratadas térmicamente se realizó metalografía cuantitativa para cada caso a fin de determinar la fracción de martensita obtenida. La metalografía cuantitativa se realizó tomando como referencia la norma ASTM E562-05 [5]. Asimismo se determinó la microdureza Vickers (HV1kg).

A su vez se trataron térmicamente muestras de las que se mecanizaron probetas calibradas para ensayo de tracción, según norma ASTM E8M, de 50mm de longitud calibrada, obteniéndose las propiedades en tracción para las distintas condiciones.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1 Composición química

En la tabla I se presentan los resultados de la composición química para los tres aceros estudiados.

Como puede verse en la tabla el acero al C-Mn, presenta los menores contenidos de elementos de aleación, principalmente C, Mn y Si. El bajo nivel de aleantes de este material limitará su templabilidad, por lo que la fracción de martensita a obtener será limitada.

Tabla I.- Composición química de los aceros en estudio.

Acero	C	Mn	Si	P	S	Ti	Nb
C-Mn	0.06	0.19	0.02	0.008	0.008	0.001	0.001
Nb	0.09	0.99	0.08	0.018	0.005	0.001	0.039
Ti-Nb	0.088	0.91	0.31	0.024	0.007	0.075	0.025

Los aceros microaleados presentan un contenido de C levemente superior y de Mn significativamente mayor. El acero Nb presenta además un bajo contenido de Si y el mayor contenido de Nb. El acero Ti-Nb contiene el mayor porcentaje de Si, con la presencia de Ti y Nb.

3.2 Análisis dilatométrico

En la figura 1 se puede ver una de las curvas obtenidas para dilatometría (DA) correspondientes a los tres aceros analizados.

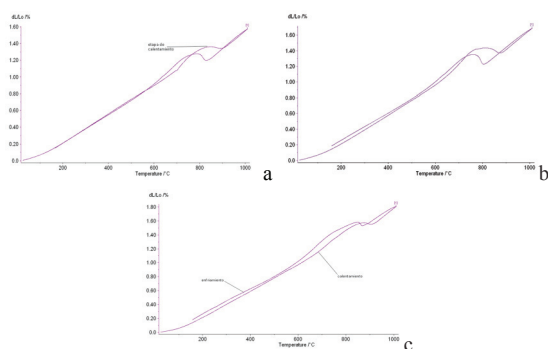


Figura 1.- Curvas de dilatometría: a- acero Nb; b- acero Ti-Nb y c- acero C-Mn.

En la tabla II se muestran las temperaturas críticas A_{C1} y A_{C3} obtenidas por dilatometría para los tres aceros, determinadas a una velocidad de calentamiento de 15°C/min.

Tabla II.- Temperaturas críticas A_{C1} y A_{C3} determinadas por DA para los tres aceros analizados.

Temp [°C]	Nb	Ti-Nb	C-Mn
A_{C1}	768	768	765
A_{C3}	910	890	915

Como puede verse en la tabla no se observan diferencias significativas entre los tres aceros para la temperatura A_{C1} , de acuerdo a lo esperado. Para la temperatura A_{C3} se observa una mayor diferencia entre los tres aceros analizados, encontrándose una disminución de dicha temperatura con el aumento del contenido de aleación, en concordancia con lo esperado.

A partir de estas curvas se definieron las

temperaturas de tratamientos térmicos a fin de obtener diferentes fracciones de martensita, a fin de analizar las transformaciones de fase y las propiedades mecánicas de los distintos aceros DP obtenidos.

3.3. Caracterización microestructural y microdureza

En la figura 2 se observan las microestructuras obtenidas para el acero Nb correspondientes a 860, 880 y 930°C.

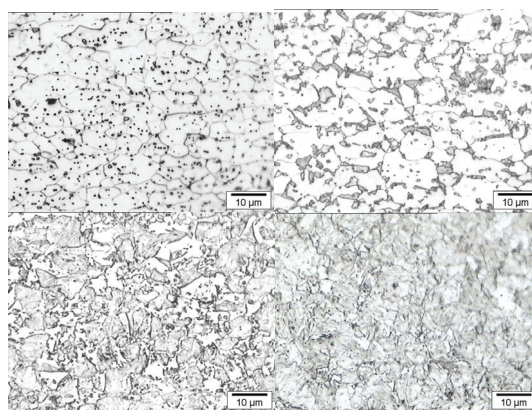


Figura 2.- Microestructuras correspondientes al metal base y 860°C, 880°C y 930°C para el acero Nb.

Como puede verse en la figura, el metal base presenta granos ferríticos y carburos globulizados. El tamaño de grano medio original es de 6,5 micrones. Las muestras tratadas térmicamente muestran una microestructura dual, compuesta por ferrita y martensita. La fracción de martensita aumenta con la temperatura. Para 930°C la microestructura es fundamentalmente martensítica. Sin embargo se observa un aumento de la temperatura crítica superior, respecto a lo determinado por dilatometría.

En la figura 3 se observan las microestructuras obtenidas para el acero Ti-Nb, correspondientes a 820°C, 860°C y 950°C.

El metal base presenta granos ferríticos equiaxiales y carburos globulizados. El tamaño de grano medio original es de 7,2 micrones. Las muestras tratadas térmicamente muestran una microestructura dual, compuesta por ferrita y martensita. La fracción de martensita aumenta con la temperatura. Para 950°C la microestructura es prácticamente martensítica. Asimismo, se observó aumento de la temperatura crítica superior, respecto a lo determinado por dilatometría.

En la figura 4 se observan las microestructuras obtenidas para el acero C-Mn, correspondientes al metal base y a los tratamientos térmico de 905, 910 y 915 °C.

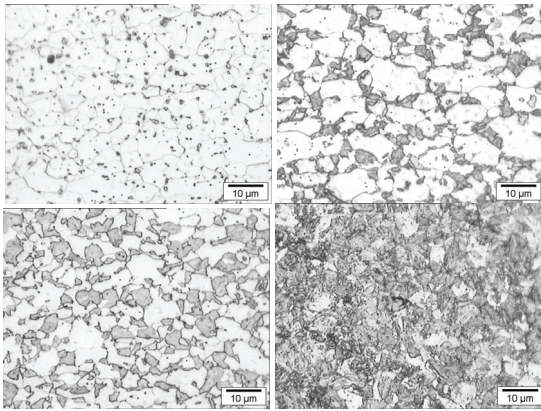


Figura 3.- Microestructuras correspondientes al metal base, 820°C, 860°C y 950°C para el acero Ti-Nb.

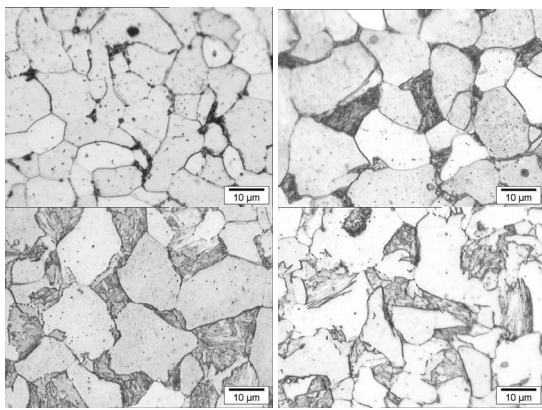


Figura 4.- Microestructuras correspondientes al metal base y 905, 910 y 915 para el acero C-Mn.

Como se observa la microestructura original está compuesta principalmente por granos equiaxiales ferrita con una pequeña fracción de segundas fases. El tamaño de grano promedio original fue ASTM 9, siendo de alrededor de 15 micrones. Para las muestras tratadas térmicamente se observa la presencia granos equiaxiales de ferrita y martensita, cuya fracción aumenta con la temperatura de tratamiento térmico.

En la figura 5 se pueden observar imágenes SEM correspondientes a distintas fracciones de martensita en los DP obtenidos a partir de los aceros microaleados.

La diferencia más significativa entre los aceros DP obtenidos a partir de los diferentes aceros base fue el menor tamaño de grano de los aceros microaleados respecto del acero al C-Mn. En este sentido, en los aceros DP obtenidos a partir del acero C-Mn el grano ferrítico presenta un mayor tamaño y la fase martensítica se observa más gruesa que para el caso de los DP obtenidos a partir de los aceros microaleados. Este efecto estaría asociado a la presencia de los microaleantes que impiden el crecimiento del grano austenítico [3].

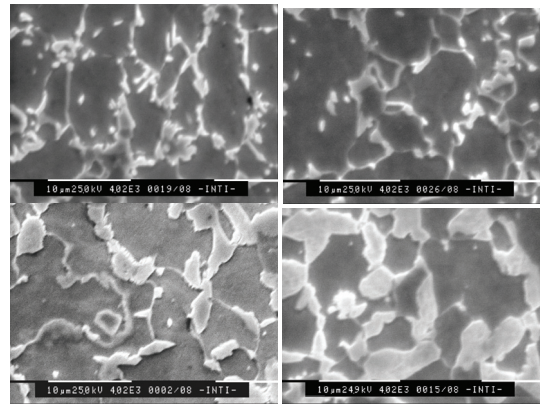


Figura 5. Imágenes SEM correspondientes a: a- Nb 840, b- Nb 860, c- TiNb 820, d- TiNb 845.

En las tablas III a V se muestran los resultados obtenidos de la metalografía cuantitativa y de la determinación de microdureza, para los distintos casos.

Tabla III.- Metalografía cuantitativa y microdureza para los distintos tratamientos térmicos del acero Nb.

T (°C)	M (%)	HV (1kg)
Metal Base	0	156
840	26	183
860	30	196
880	70	298
930	77	363
Martensita	-	387

Tabla IV.- Metalografía cuantitativa y microdureza para los distintos tratamientos térmicos del acero TiNb.

T (°C)	M (%)	HV (1kg)
Metal Base	0	188
820	30	236
845	43	249
860	48	259
920	83	400
950	100	414

Tabla V.- Metalografía cuantitativa y microdureza para los distintos tratamientos térmicos del acero C-Mn.

T (°C)	M (%)	Hv (1kg)
Metal Base	0	120
900	14	136
905	29	160
910	35	177
915	42	191
Martensita	-	372

Para los aceros microaleados se obtuvieron aceros DP con fracciones de martensita que van desde 25 hasta 100%. Para el acero al CMn, se obtuvieron fracciones de martensita máximas del orden de 40%, debido a la pobre templeabilidad del material, como se mencionó anteriormente. En todos los casos se observó un endurecimiento asociado a la fracción de martensita de acuerdo a lo esperado para este tipo de materiales. En la figura 6 se grafica el porcentaje de martensita en función de la dureza, para los tres aceros analizados.

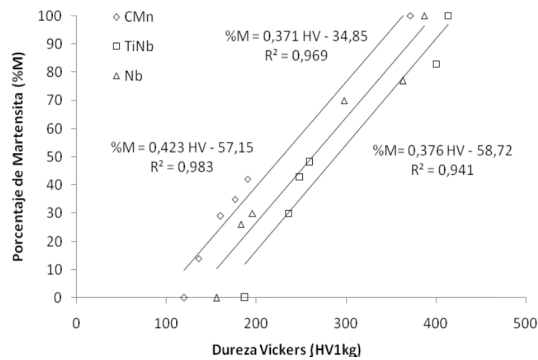


Figura 6.- Porcentaje de martensita en función de la dureza para los tres aceros analizados.

Para los tres casos se obtuvieron expresiones experimentales que permiten predecir el porcentaje de martensita en función de la dureza con una buena correlación ($R^2 > 0,94$). Asimismo la dureza fue mayor en los microaleados y en particular en el acero TiNb, consistentemente con el aumento del contenido de carbono, con un menor tamaño de grano y un mayor nivel de aleantes.

Como puede observarse en las tablas III a V, las temperaturas de tratamiento térmico requeridas para obtener las fracciones de martensita buscadas, mostraron un corrimiento respecto de las temperaturas nominales definidas a partir de la dilatometría. Este corrimiento podría explicarse a partir de la mayor velocidad de calentamiento de la muestra al introducirla en el horno de tratamiento térmico, respecto de la empleada en el dilatómetro. La mayor diferencia se presentó para el acero C-Mn. A su vez, para este material no fue posible obtener las mayores fracciones de martensita debido a su pobre templeabilidad. Para este caso, se obtuvo la dureza de la martensita a través de mediciones sobre esa fase.

3.4. Propiedades mecánicas

En la figura 7 se observa la probeta mecanizada y el ensayo de tracción de las mismas.

En las figuras 8, 9 y 10 se observan las curvas carga- alargamiento obtenidas para las probetas DP de los distintos acero analizados.

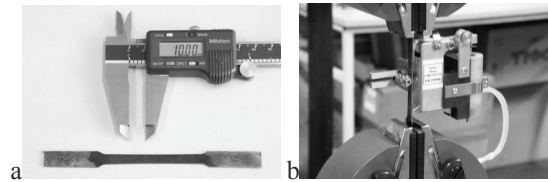


Figura 7. a-Probeta y b- ensayo de tracción.

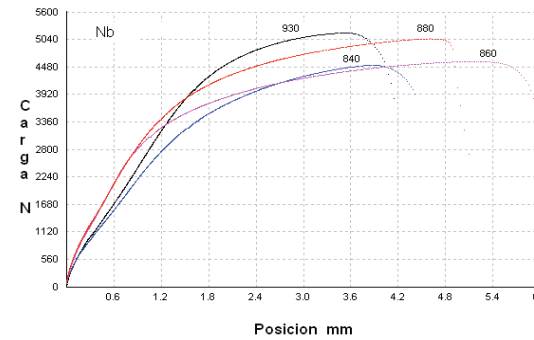


Figura 8. Curvas carga-alargamiento obtenidas para las probetas DP del acero Nb.

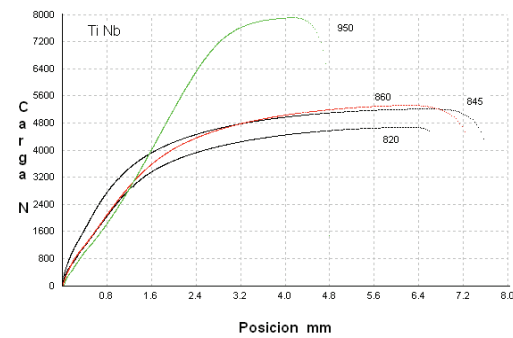


Figura 9. Curvas carga-alargamiento obtenidas para las probetas DP del acero TiNb.

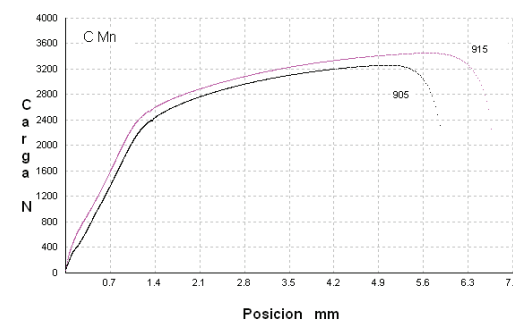


Figura 10. Curvas carga-alargamiento obtenidas para las probetas DP del acero CMn.

En todos los casos se observó un aumento de la resistencia con la temperatura de tratamiento térmico, lo que se corresponde a una mayor fracción de martensita.

En la figura 11 se observan dos probetas ensayadas correspondientes al metal base del acero C-Mn y a

950°C del acero TiNb.

En la figura 12 se observan las superficies de fractura de cuatro de las muestras ensayadas.

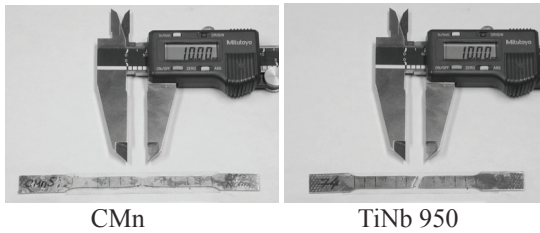
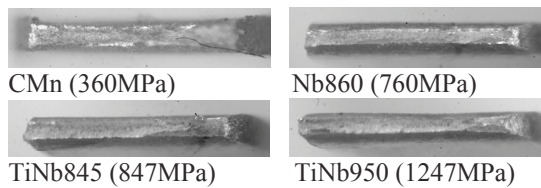


Figura 11. Probetas a-CMn y b- 950 TiNb ensayadas.



En todos los casos se observó una superficie de fractura dúctil.

En las tablas VI a VIII se muestran los resultados obtenidos de los ensayos de tracción para las distintas condiciones analizadas.

Tabla VI. Resultados de ensayos de tracción para las distintas condiciones analizadas del acero Nb.

Probeta	%M	σ_{uts} (MPa)	σ_y (MPa)	e (%)
Nb	0	450	390	25
Nb-840	26	751	484	10,6*
Nb-860	30	760	481	11,4
Nb-880	70	817	510	9,6
Nb-930	77	838	606	6,4

*la rotura se produjo fuera del tercio medio.

Tabla VII. Resultados de ensayos de tracción para las distintas condiciones analizadas del acero Nb.

Probeta	%M	σ_{uts} (MPa)	σ_y (MPa)	e (%)
TiNb	0	500	405	24,0
TiNb-820	30	817	473	11,6
TiNb-845	43	847	475	14,0
TiNb-860	48	827	460	13,2*
TiNb-950	99	1247	1062	4,9

*la rotura se produjo fuera del tercio medio.

Tabla VIII. Resultados de ensayos de tracción para las distintas condiciones analizadas del acero Nb.

Probeta	%M	σ_{uts} (MPa)	σ_y (MPa)	e (%)
C-Mn	0	360	256	25,0
C-Mn-905	29	566	394	10,5
C-Mn-915	42	582	418	9,9

Estos valores obtenidos son consistentes con resultados reportados previamente para este tipo de materiales obtenidos a partir de otros aceros base [1,4,6].

Los aceros DP obtenidos a partir de los aceros microaleados presentaron los mejores resultados, particularmente el acero TiNb. En este sentido, se observó un mayor endurecimiento por deformación en estos materiales que en el acero CMn. La relación σ_y/σ_{uts} para fracciones de martensita ente 25 y 50% fue de alrededor de 0,5 para el acero TiNb, 0,6 para el acero Nb y 0,7 para el CMn. La relación de endurecimiento para el acero TiNb es mayor a lo usualmente obtenido (0,58 a 0,62) [1,4]. Asimismo para el acero TiNb se obtuvieron los mayores valores de alargamiento para igual fracción de martensita.

Este mejor comportamiento de estos materiales estaría asociado a una más fina distribución de la fase martensítica en una matriz ferrítica de menor tamaño de grano [3].

En la figura 13 se grafica la resistencia a la tracción de los DP obtenidos en función del porcentaje de martensita, para cada acero.

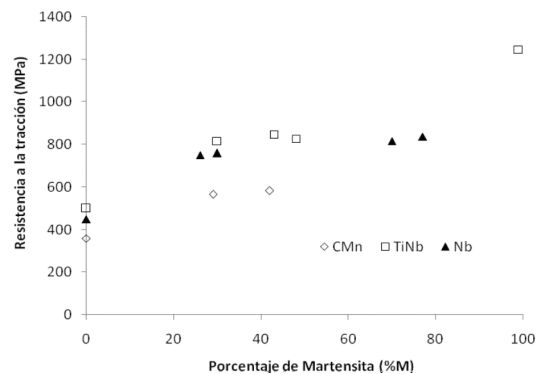


Figura 13. Resistencia a la tracción en función del porcentaje de martensita, para los distintos aceros analizados.

Los mayores valores de resistencia a la tracción se obtuvieron para las probetas obtenidas a partir del acero Ti-Nb, seguido por el acero Nb y finalmente el acero CMn, para una misma fracción de martensita, como se ve en la figura 13. Esto podría estar asociado al menor tamaño de grano de los aceros microaleados, respecto del acero al CMn.

Asimismo, se observó una buena correlación entre los valores de dureza medidos y la resistencia a la tracción, para los distintos materiales base. En la figura 14 se grafica la resistencia a la tracción en función de la dureza para los distintos DP obtenidos.

Se obtuvo una expresión que permite estimar la resistencia a la tracción a partir de los valores de dureza. Los valores obtenidos son consistentes con otras expresiones desarrolladas previamente para aceros convencionales [7].

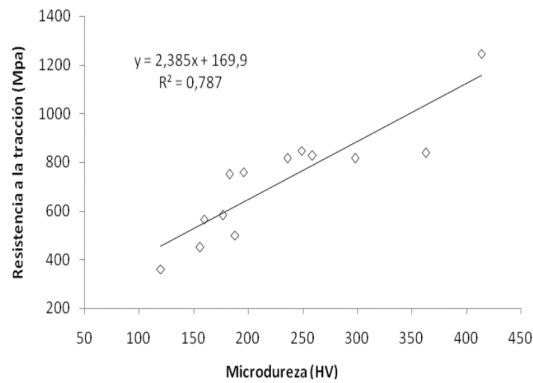


Figura 14. Resistencia a la tracción en función de la dureza para los distintos DP obtenidos.

Desde el punto de vista tecnológico es de interés estimar la resistencia a la tracción en función de la temperatura de tratamiento térmico. En la figura 15 se grafica la resistencia a la tracción en función de la temperatura de tratamiento térmico para los distintos DP obtenidos.

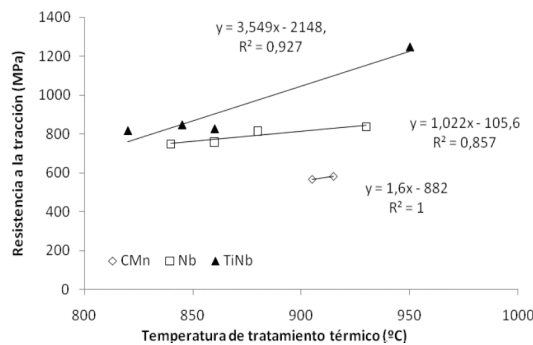


Figura 15. Resistencia a la tracción en función de la temperatura de tratamiento térmico para los distintos DP obtenidos.

Se obtuvieron ecuaciones experimentales que permiten estimar la resistencia a la tracción a partir de la temperatura de tratamiento térmico en la obtención de los aceros DP empleando diferentes materiales base.

A partir de esta primer etapa se debe realizar más trabajo experimental y de caracterización de las condiciones analizadas a fin de avanzar en la comprensión de los mecanismos involucrados en el endurecimiento por deformación de los aceros DP obtenidos a partir de los acero microaleados.

4. CONCLUSIONES

- Se obtuvieron aceros dual phase a partir de tres aceros base diferentes y se evaluaron las transformaciones de fase y las propiedades mecánicas en cada caso.
- Se obtuvieron estructuras ferrítico-martensíticas

homogéneas. Para el acero convencional CMn se obtuvieron fracciones de martensita de hasta 40% mediante tratamientos térmicos entre 900 y 915C.

- Para los aceros microaleados se obtuvieron fracciones de martensita entre 25 y 80%, con tratamientos térmicos entre 820 y 930C.

-Los DP obtenidos a partir de aceros microaleados presentaron las mejores propiedades mecánicas a igual fracción de martensita. Particularmente el acero microaleado al TiNb presentó las mejores combinaciones de resistencia y alargamiento, junto con una mayor relación de endurecimiento.

-Los DP obtenidos a partir de acero microaleados de grano fino (6-7 micrones) presentaron resistencias desde 480/780 hasta 1060/1250, con alargamientos entre 5-14%. Las relaciones de endurecimiento obtenidas fueron de 0,5 a 0,6 para estos aceros.

-Los DP obtenidos a partir de aceros al CMn (tamaño de grano 15 micrones) presentaron resistencias del orden de 400/570, con alargamientos de 10% y relación de endurecimiento de 0,7.

-Se obtuvieron expresiones que relacionan la dureza, la resistencia a la tracción, el porcentaje de martensita y la temperatura de tratamiento térmico, par cada uno de los aceros evaluados.

5. REFERENCIAS

1. Iron and Steel Institute, "Advanced High Strength Steels (AHSS): Application Guidelines", Iron and Steel Institute, Committee of Automotive Applications, 2005.
2. S. Lalam, B. Yan, "Weldability of AHSS", Society of Automotive Engineers, International Congress, Detroit, 2004.
3. M. Delince, Y. Brechet, J.D. Embury, M.G.D. Geers, P.J. Jacques, T. Pardo, "Structure-property optimization of ultrafine-grained dual-phase steels using a microstructure-based strain hardening model", Acta Materialia 55, 2007, pp. 2337-2350.
4. S. Oliver, T.B. Jones, G. Fournalis, "Dual phase versus TRIP strip steels: Microstructural changes as a consequence of quasi-static and dynamic tensile testing", Materials Characterization, 58, 2007, pp. 390-400.
5. ASTM E562-99 "Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count", 1999.
6. Xuan Lianga, Jun Lib, Ying Hong Penga, "Effect of water quench process on mechanical properties of cold rolled dual phase steel microalloyed with niobium", Materials Letters, May 2007.
7. Dieter, G., "Mechanical Metallurgy", 3rd Edition, McGraw-Hill, 1986, pp. 751.

AGRADECIMIENTOS

CONAMET/SAM-2008

Los autores desean agradecer a Siderar y Brasimet por la provisión de los aceros analizados, así como a INTI- Mecánica por el apoyo para la realización del presente trabajo.