

Propiedades mecánicas y mecanismos de deformación en aleaciones del sistema Fe - xMn - 3,2Al - 0,2C ($12 \leq x \leq 43$)

V.F. Rodríguez^(*), J.A. Jiménez^(**), P. Adeva^(**), A. Bohórquez^(*), G.A. Pérez^(*),
B.J. Fernández^(**) y J. Chao^(**)

Resumen Se han estudiado la microestructura y las propiedades mecánicas a 77 y 290 K de una serie de aleaciones Fe - xMn - 3,2 Al - 0,23 C con $12 \leq x \leq 43$ (% en masa) con objeto de determinar los mecanismos que controlan la deformación plástica. Se ha comprobado que, en las aleaciones con estructura austenítica (Mn \geq 22), el alargamiento a rotura aumenta al disminuir la temperatura de ensayo (ductilidad inversa). Este comportamiento se ha relacionado con un proceso de deformación por maclaje favorecido a 77 K. Las aleaciones con contenidos de manganeso < 17 % presentan una estructura bifásica ($\alpha' + \gamma$), siendo mayor la fracción de volumen de martensita a medida que disminuye la concentración de manganeso. Estas aleaciones presentan una disminución del alargamiento a rotura especialmente a 77 K. El diferente comportamiento mecánico con respecto al de las aleaciones austeníticas se asocia a un proceso de transformación a martensita inducida por deformación (TRIP).

Palabras clave: **Aceros al manganeso. Propiedades mecánicas. Maclaje. Plasticidad inducida por transformación martensítica.**

Mechanical properties and deformation mechanisms in Fe - xMn - 3.2Al - 0.2C ($12 \leq x \leq 43$) alloys

Abstract Microstructure and mechanical properties of Fe - xMn - 3,2 Al - 0,23 C alloys with $12 \leq x \leq 43$ (mass %) at 77 and 290 K have been studied to determine the mechanisms controlling plastic deformation. Austenitic alloys (Mn \geq 22) show an increase of elongation to failure with decreasing temperature of testing (inverse ductility). This behavior has been related to formation of deformation twins, which is favored at 77 K. Alloys with manganese content lower than 17 % present a two-phase microstructure ($\alpha' + \gamma$). The martensite volume fraction increases as the manganese content decreases. These alloys show a loss of ductility, especially at 77 K. In contrast to austenitic alloys, this different mechanical behavior has been associated with a TRIP mechanism (transformation-induced plasticity).

Keywords: **Manganese steels. Mechanical properties. Twinning. Transformation-induced plasticity.**

1. INTRODUCCIÓN

Las aleaciones austeníticas basadas en el sistema Fe-Mn-Al han despertado gran interés en los últimos años como sustitutas de los aceros inoxidables de la serie 300 por combinar buenas propiedades

mecánicas y de resistencia a la oxidación y a la corrosión. En estas aleaciones, el manganeso y el carbono estabilizan la estructura austenítica, mientras que la resistencia a la oxidación y a la corrosión la proporciona el aluminio. Sin embargo, el contenido de aluminio y de manganeso debe restringirse al 10 y 35 % en masa, respectivamente, para evitar la aparición de fases intermetálicas.

El mecanismo responsable del endurecimiento dinámico de los aceros con aluminio y manganeso es aún motivo de controversia, habiéndose propuesto tres mecanismos alternativos. Por un

(*) Universidad del Valle. Dpto. de Física. Santiago de Cali (Colombia).

(**) Centro Nacional de Investigaciones Metalúrgicas, CENIM (CSIC), Avda. de Gregorio del Amo, 8. 28040-Madrid (España).

lado, Kims (1) *et al.* atribuyen el endurecimiento a la formación de maclas durante la deformación, las cuales actúan como fuertes obstáculos en la propagación de las dislocaciones (2-4). Por otro lado, otros estudios (5-7) sugieren que un fenómeno de envejecimiento dinámico asociado a la interacción entre las dislocaciones y los pares Mn-C es el mecanismo responsable del endurecimiento. Finalmente, otros estudios (8-10) lo relacionan con una transformación martensítica inducida por deformación (TRIP). Del análisis bibliográfico realizado sobre el tema, se deduce que el mecanismo que controla la deformación plástica en estos materiales depende fundamentalmente de la composición química, del procesado termomecánico que se realice sobre el material antes del ensayo de tracción y, posiblemente, de la temperatura del ensayo.

El objetivo de este trabajo ha sido la caracterización microestructural y mecánica de siete aleaciones del sistema Fe - xMn - 3,2 Al - 0,23 C y el análisis de cuál de los mecanismos de deformación propuestos tiene lugar, tanto a temperatura ambiente como a 77 K.

2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Se han preparado siete aleaciones Fe - xMn - 3,2 Al - 0,23 C con $12 \leq x \leq 43$ (% en masa), mediante fusión por arco bajo atmósfera de argón. Para la preparación de las aleaciones, se utilizó polvo de hierro, manganeso, aluminio y carbono de una pureza superior al 99,9 %. Los botones de estas aleaciones se refundieron en un horno de inducción. Los lingotes se sometieron al siguiente tratamiento termomecánico: forja a 1.473 K, laminación a 1.073 K hasta 2,3 mm, homogeneización a 1.323 K durante 15 min y temple en aceite. La microestructura se caracterizó por metalografía óptica y difracción de rayos X.

El comportamiento mecánico se ha estudiado mediante ensayos de tracción a 290 y 77 K a una velocidad inicial de deformación de $3,3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Se emplearon probetas planas con una longitud útil de 6 mm y una sección transversal de 4×2 mm. Las probetas se mecanizaron con la dirección de tracción paralela a la dirección de laminación. Como complemento al estudio de las propiedades mecánicas y aporte para la discusión acerca de los mecanismos de endurecimiento por deformación de estas aleaciones, se ha realizado un estudio fractográfico de las probetas ensayadas.

3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. Microestructura de partida

La composición química de las aleaciones procesadas termomecánicamente se relaciona en la

tabla I con los resultados de las medidas de difracción de rayos X. Se observa una disminución del parámetro de red de la austenita a medida que disminuye el contenido de manganeso. Además, las aleaciones con contenidos de Mn ≤ 17 presentan una microestructura bifásica austenita-martensita. La fracción de volumen de martensita, medida por difracción de rayos X, aumenta desde un 17 % para la aleación 6 hasta un 74 % para la 7.

La figura 1a muestra una microestructura típica de aleaciones con contenidos de Mn $\geq 21,8$ constituida por granos equiaxiales con maclas en su interior. Por otro lado, como se muestra en las figuras 1b y 1c, las aleaciones 6 y 7 presentan una estructura bifásica, observándose una mayor fracción de volumen de martensita en la aleación con menor contenido de manganeso. El tamaño de grano austenítico, determinado por intersección lineal, está comprendido entre 30 y 40 μm en las siete aleaciones estudiadas.

3.2. Propiedades mecánicas

El comportamiento mecánico a 77 y 290 K de las siete aleaciones estudiadas se presenta en las figuras 2 y 3. El análisis de estas figuras permite describir dos tipos de comportamiento distintos relacionados con la microestructura observada y, por tanto, con la composición.

3.2.1. Aleaciones austeníticas (Mn $\geq 21,8$)

Estas aleaciones presentan valores del límite elástico, $R_{0,2}$, del orden de 520 y 270 MPa, a 77 y 290 K, respectivamente. Además, tanto la resistencia máxima a la tracción, R_M , como el alargamiento a carga máxima, e , disminuyen a medida que se

TABLA I.- Composición (% en masa), parámetro de red (nm) y fases presentes de las siete aleaciones estudiadas

TABLE I.- Chemical composition (mass %), lattice parameter (nm) and present phases of alloys

Muestra	Fe	Mn	Al	C	Parám. red	Fase
1	55,3	42,8	3,2	0,23	0,3652	FCC
2	60,2	37,6	3,2	0,24	0,3644	FCC
3	62,5	32,7	3,2	0,23	0,3637	FCC
4	65,7	27,3	3,2	0,21	0,3631	FCC
5	71,0	21,8	3,2	0,23	0,3625	FCC
6	76,8	16,9	3,2	0,21	0,3618/ 0,2898	FCC/ Mart.
7	81,8	11,7	3,2	0,23	0,3615/ 0,2888	FCC/ Mart.

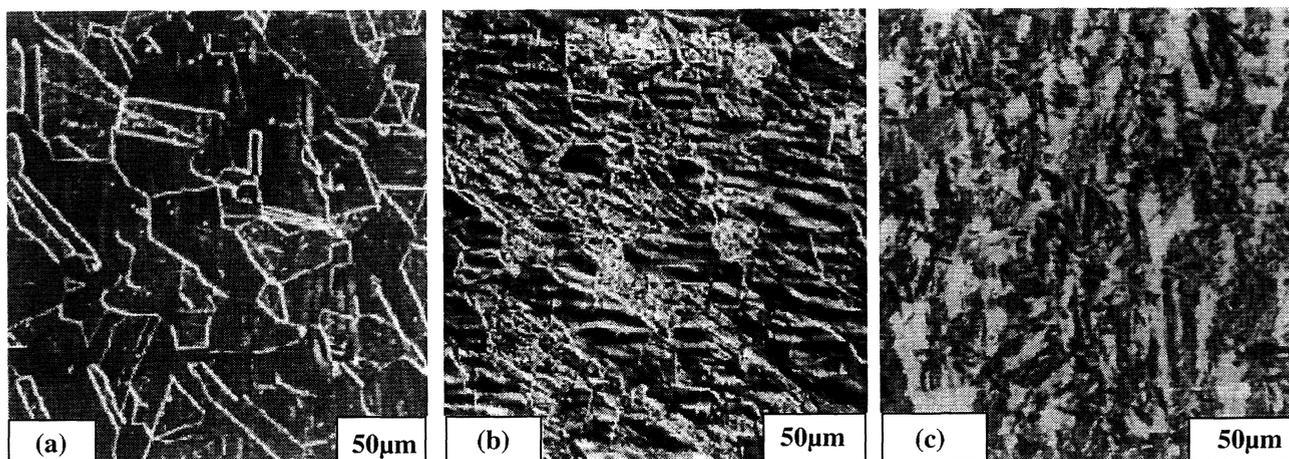


FIG. 1.— Microestructura de las aleaciones antes de ser ensayadas en tracción: a) Fe - 21,8Mn-3,2 Al-0,23 C; b) Fe-16,9 Mn-3,2Al-0,21C y c) Fe-11,7 Mn-3,2Al-0,23C.

FIG. 1.— Microstructure of alloys before testing: a) Fe - 21.8Mn-3.2 Al-0.23 C; b) Fe-16.9 Mn-3.2Al-0.21C y c) Fe-11.7 Mn-3.2Al-0.23C.

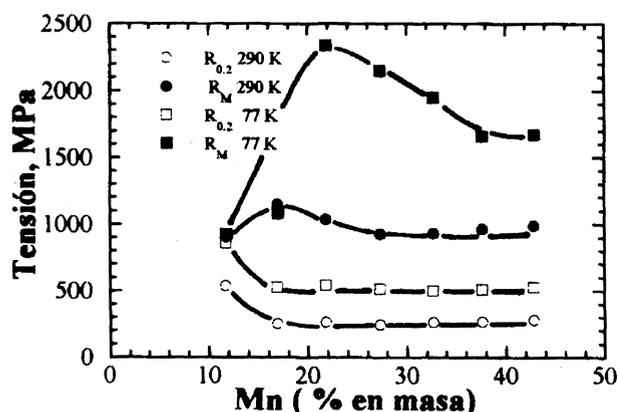


FIG. 2.— Límite elástico y resistencia máxima a la tracción en función del contenido de manganeso a 77 y 290 K.

FIG. 2.— Yield stress and ultimate tensile strength at 77 and 290 K as a function of manganese content.

Se aumenta el contenido de manganeso, siendo este efecto más acusado a 77 K. Es de destacar el notable aumento del alargamiento a carga máxima a 77 K mostrado por todas las aleaciones, como se observa en la figura 3 (ductilidad inversa). Este fenómeno es especialmente acusado en las aleaciones 3, 4 y 5. En esta última aleación, se ha obtenido un alargamiento del 77 % a 290 K y del 122 % a 77 K. Finalmente, hay que señalar el gran endurecimiento mostrado por todas las aleaciones a las dos temperaturas, que se manifiesta por los elevados valores de resistencia máxima a la tracción acompañados de un elevado alargamiento.

En todos los casos, se ha observado una superficie de fractura dúctil, con un elevado número de cúpulas distribuidas uniformemente. Como ejemplo,

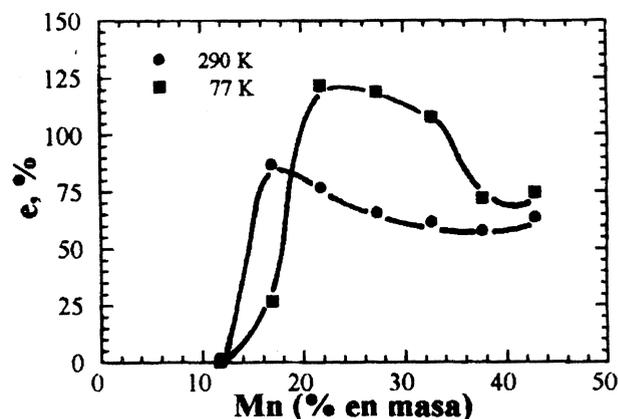


FIG. 3.— Alargamiento a carga máxima en función del contenido de manganeso a 77 y 290 K.

FIG. 3.— Elongation at UTS at 77 and 290 K as a function of manganese content.

se presenta en la figura 4 la superficie de fractura correspondiente a la aleación 3 ensayada a 77 K.

El comportamiento en tracción de estas aleaciones a ambas temperaturas de ensayo muestra bastante similitud con el de los aceros que presentan una transformación martensítica inducida por deformación plástica (aceros TRIP). El estudio metalográfico de la región útil de la probeta de ensayo próxima a la fractura puso de manifiesto la presencia de una elevada densidad de estrías en el interior de los granos, que aparecen muy alargados en la dirección de tracción. Este aspecto se muestra en la figura 5, que corresponde a la aleación 5 ensayada a temperatura ambiente. Aunque en los aceros TRIP estas estrías corresponden a placas de martensita, el diagrama de difracción de rayos X obtenido tras la deformación plástica de estas aleaciones mostró

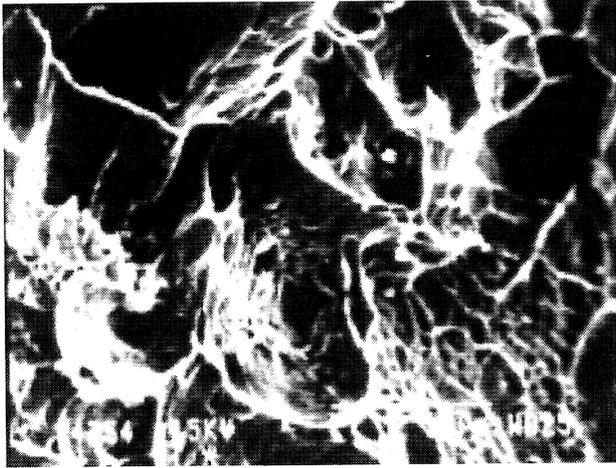


FIG. 4.— Superficie de fractura de la aleación Fe-32,7Mn-3,2Al-0,23C deformada a 77 K.

FIG. 4.— *Fracture surface of Fe-32.7Mn-3.2Al-0.23C alloy tested at 77 K.*

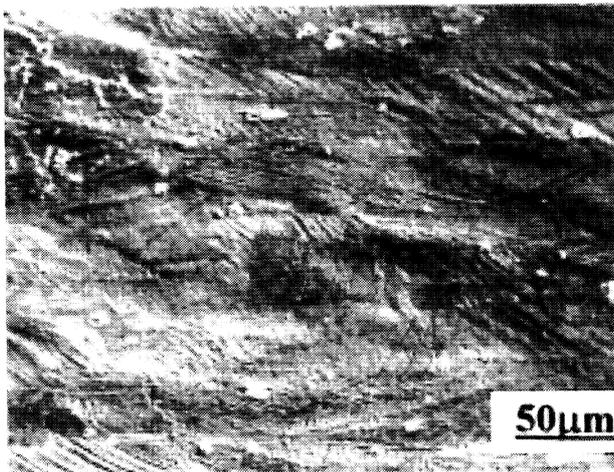


FIG. 5.— Fe-21,8Mn-3,2Al-0,23C deformada a 290 K. Sección metalográfica de la región útil de ensayo.

FIG. 5.— *Fe-21.8Mn-3.2Al-0.23C alloy tested at 290 K. Gage length micrograph.*

sólo la presencia de austenita. La elevada ductilidad y el gran endurecimiento de estas aleaciones, que aumentan al disminuir la temperatura, permite asociar estas estrías a maclas y no a bandas de deformación. Una concentración de tensiones en una determinada región de la muestra se relaja mediante la formación de maclas en dicha zona, evitando la formación de una estricción en este punto. Este proceso sucesivo de acumulación de tensiones y relajación por maclado a lo largo de la probeta inhibe la nucleación y propagación de grietas y conduce a un elevado valor del alargamiento a rotura. Por otro lado, dado que las fronteras de macla suponen fuertes barreras para el movimiento de dislocaciones y

que durante su crecimiento pueden interactuar con defectos del cristal, se producirá un fuerte endurecimiento del material, al que contribuye el endurecimiento asociado a una continua división de la matriz austenítica en dominios cada vez más pequeños. Este proceso de subdivisión continua es equivalente a un refinamiento de grano. La deformación de estas aleaciones se debe a un mecanismo de deformación por formación de maclas que compite con un mecanismo de deformación por deslizamiento de dislocaciones. El fenómeno de ductilidad inversa observado se debe a que el fenómeno de maclaje se favorece a bajas temperaturas.

3.2.2. Aleaciones bifásicas ($Mn \leq 16,9$)

Como se muestra en la figura 2, la aleación 6 presenta valores del límite elástico similares a los de las aleaciones austeníticas, a ambas temperaturas de ensayo, mientras que su resistencia a la tracción disminuye considerablemente sólo a 77 K. Por otro lado, la aleación 7 (mayoritariamente martensítica) presenta un comportamiento mecánico caracterizado por alcanzar los valores más altos del límite elástico (538 MPa a 290 K y 857 MPa a 77 K), y los más bajos de resistencia máxima a tracción. Por otro lado, no se observa, en ninguna de las dos aleaciones, el fenómeno de ductilidad inversa, aunque la aleación con la menor fracción de martensita ($x = 16,9$) muestra a 290 K el mayor alargamiento (87 %).

La superficie de fractura de la aleación 6 es de tipo mixto caracterizada por una distribución uniforme y alternada de regiones con cúpulas y regiones de rotura transgranular de tipo clivaje y rotura intergranular (Fig. 6).

De acuerdo con el menor alargamiento obtenido a 77 K, la fracción de área correspondiente a regiones de fractura dúctil es menor que a temperatura ambiente. Por otro lado, la superficie de fractura de la aleación 7 es la típica de un material frágil a las dos temperaturas de ensayo estudiadas.

Para explicar el mecanismo que controla la deformación plástica de las aleaciones bifásicas, se realizó una cuantificación de la fracción de volumen de la fase martensítica antes y después del ensayo de tracción. En el caso de la aleación 6, se encontró a temperatura ambiente una fracción de volumen de martensita del 17 % en ambos casos. Sin embargo a 77 K se observó un aumento por deformación desde 26 a 67 %. Este cambio en el mecanismo que controla la deformación del material se puede explicar considerando la evolución del valor de la energía de falta de apilamiento con el contenido de manganeso y la temperatura de ensayo. Para las composiciones estudiadas, la energía de falta de apilamiento disminuye con el contenido de manganeso, alcanzándose el valor mínimo para composiciones próximas al 12

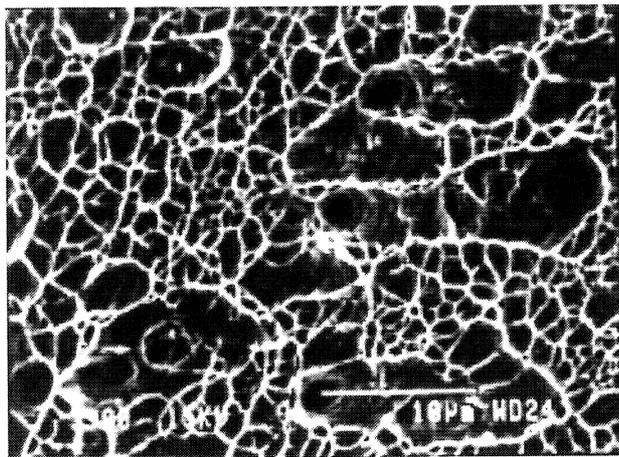


FIG. 6.— Superficie de fractura de la aleación Fe-16,9Mn-3,2Al-0,21C deformada a temperatura ambiente; se observan regiones de fractura bien diferenciadas.

FIG.6.— Fracture surface of Fe-16.9Mn-3.2Al-0.21C alloy tested at room temperature showing different fracture region features.

% Mn, como se observa en la figura 7. Por otro lado, la energía de falta de apilamiento también disminuye a medida que disminuye la temperatura. De este modo, para la aleación 6, se puede suponer que, a 77 K, la energía de falta de apilamiento ha alcanzado el valor crítico que determina que la formación de martensita inducida por deformación sea favorable frente al maclaje.

Los resultados de difracción de rayos X, en el caso de la aleación 7, muestran una fracción de volumen de martensita del 74 % antes de ensayar y del 87 y 96 % tras la deformación a rotura a 290 y 77 K, respectivamente. Este resultado indica que, para esta aleación, el valor de la energía de falta de apilamiento a temperatura ambiente (26 mJ m^{-2}) es ya suficientemente bajo para que la deformación

plástica induzca la formación de martensita en lugar de maclas.

4. CONCLUSIONES

- La deformación de las aleaciones con estructura austenítica ($\text{Mn} \geq 22$) se produce por un mecanismo de formación de maclas, que se ve favorecido a 77 K y que compite con un mecanismo de deformación por deslizamiento de dislocaciones.
- Las aleaciones con contenidos de manganeso inferiores al 17 %, de estructura bifásica ($\alpha' + \gamma$), muestran un comportamiento mecánico a 77 K asociado a un proceso de transformación a martensita inducida por deformación (TRIP). A 290 K, sin embargo, este comportamiento sólo lo muestra la aleación 7, con 11,9 % Mn.

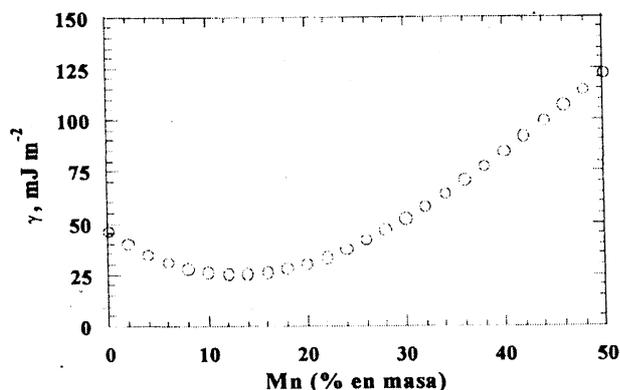


FIG. 7.— Energía de falta de apilamiento para las aleaciones Fe - xMn - 3,2 Al - 0,2 C calculados a partir de los datos Yang *et al.* (11).

FIG. 7.— Stacking fault energy for Fe - xMn - 3.2 Al - 0.2 C alloys obtained from Yang *et al.* (11).

REFERENCIAS

- (1) KIM, Y.G., PARK, Y.S. y HAN, J.K. *Metall. Trans.* 16A (1985) 1689.
- (2) RAGHAVAN, K.S., SASTRI, A.S. y MARCINKOWSKI, M.J. *Trans. TMS-AIME* 245, 1969: 1.569.
- (3) REMY, L. *Acta Metall.* 26, 1978: 443.
- (4) Idem. *Metall. Trans.* 12, 1981: 387.
- (5) ROBERTS, W.N. *Trans. TMS-AIME* 230, 1964: 373.
- (6) DASTUR, Y.N. y LESLIE, W.C. *Metall. Trans.* 12, 1981: 749.
- (7) ZUIDEMA, B.K., SUBRAMANYAM, D.K. y LESLIE, W.C. *ibid.* 18, 1987: 1.629.
- (8) TAMURA, I. *Met. Sci.* 16, 1982: 245.
- (9) WHITE, C.H. y HONEYCOMBE, R.W.K. *J. Iron Steel Inst.*, 1962: 457.
- (10) SCHUMANN, H. *Arch. Eisenhüttenwes.* 38, 1967: 647.
- (11) YANG, W.S. y WANG, C.M. *J. Mater. Sci.* 25, 1990: 1.821.