

LE DIAGRAMME DE PHASES FER–NEODYME (Fe–Nd)

F. FAUDOT, M. HARMELIN et J. BIGOT

*CNRS, Centre d'Etudes de Chimie Métallurgique, 15, rue Georges Urbain,
94407 Vitry-sur-Seine Cedex (France)*

S. ARGOUIN et P. GOUEROU

*INSA, Laboratoire de Métallurgie et Physico-Chimie des Matériaux,
20, Avenue des Buttes de Coësmes, 35031 Rennes Cedex (France)*

(Reçu le 11 juillet 1988)

ABSTRACT

The phase diagram of the binary Fe–Nd system has been determined using X-ray diffraction and differential thermal analysis. The master alloys were prepared from high-purity metals by the levitation melting procedure. For pure neodymium, the melting point was found to be $979.0 \pm 3.5^\circ\text{C}$ and the $\alpha \rightarrow \beta$ transition to be at $856.0 \pm 3.0^\circ\text{C}$ with an enthalpy change of $3580 \pm 280\text{ J (g at.)}^{-1}$. The limit of solid solubility of Fe in Nd was determined to be $\sim 0.12\text{ at.\% Fe}$ [0.05 wt.\% Fe] and the $\alpha \rightarrow \beta$ transition of the Fe–Nd solid solution to be at $849.0 \pm 1.0^\circ\text{C}$. In agreement with Schneider et al. (*Z. Metallkde.*, 77 (1986) 755; 78 (1987) 694) the presence of only one binary compound, rhombohedral $\text{Fe}_{17}\text{Nd}_2$, could be verified. $\text{Fe}_{17}\text{Nd}_2$ melts non-congruently ($\text{Fe}_{17}\text{Nd}_2 \rightarrow \text{liq.} + \text{Fe}_\gamma$) at $1210 \pm 16^\circ\text{C}$. The Fe_2Nd compound previously reported by Terekhova et al. [2] was not observed. The eutectic reaction ($\text{Fe}_{17}\text{Nd}_2 + \alpha\text{-Nd} \rightarrow \text{liq.}$) was found to occur at $684.5 \pm 0.5^\circ\text{C}$ and 76.5 at.\% Nd .

RESUME

Le diagramme de phase binaire Fe–Nd a été étudié par diffraction des rayons X et par analyse thermique différentielle. Les alliages ont été préparés à partir de métaux purs, par fusion en lévitation. Dans les conditions expérimentales utilisées (mesure des points de transition au chauffage), la transformation $\alpha \rightarrow \beta$ du néodyme pur se situe à $856 \pm 3^\circ\text{C}$ avec une enthalpie de $3580 \pm 280\text{ J (at. g)}^{-1}$. La limite de solubilité du fer dans le néodyme a été évaluée à 0.12 at.\% Fe (0.05 pds\% Fe). La présence de fer en solution solide abaisse la température de la transformation $\alpha \rightarrow \beta$ à $849 \pm 1^\circ\text{C}$. En accord avec Schneider et al. [3,4], nous avons vérifié l'existence d'un seul composé binaire $\text{Fe}_{17}\text{Nd}_2$, de structure rhomboédrique. $\text{Fe}_{17}\text{Nd}_2$ fond de façon non congruente ($\text{Fe}_{17}\text{Nd}_2 \rightarrow \text{liq.} + \text{Fe}_\gamma$) à $1210 \pm 16^\circ\text{C}$. Le composé Fe_2Nd annoncé précédemment par Terekhova et al. [2] n'a pas été observé. La réaction

eutectique $\text{Fe}_{17}\text{Nd}_2 + \text{Nd-}\alpha \rightarrow \text{liq.}$ a lieu à $684.5 \pm 0.5^\circ\text{C}$ et la composition eutectique correspond à 76.5 at.% Nd.

INTRODUCTION

D'importants progrès ont été réalisés dans la fabrication des aimants permanents en utilisant des alliages terres rares–métal de transition ayant une forte anisotropie magnéto–cristalline. Les aimants cobalt–samarium sont très utilisés mais le prix élevé des composants limite leur développement. Depuis quelques années les recherches se sont orientées vers les alliages FeNdB moins coûteux et qui peuvent être utilisés pour la fabrication des aimants soit par les procédés classiques de broyage et frittage, soit par trempe rapide et compaction. Dans les deux méthodes, les propriétés magnétiques sont liées à la présence de la phase $\text{Fe}_{14}\text{Nd}_2\text{B}$, composé à fusion non congruente toujours associé à plusieurs autres phases [1]. Une connaissance précise du diagramme d'équilibre FeNdB est donc nécessaire et ceci ne peut être obtenu qu'à partir de la connaissance des diagrammes binaires Fe–Nd, Fe–B et Nd–B.

Le diagramme de phases binaire Fe–Nd a d'abord été étudié par Terekhova et al. [2] et récemment par G. Schneider et al. [3,4]. Deux phases intermédiaires se formeraient par réaction péritectique: à 1185°C [2] ou 1210°C [4] $\text{Fe}_{17}\text{Nd}_2$ (Nd = 10.53 at.%) ayant une structure hexagonale de type $\text{Zn}_{17}\text{Th}_2$ [5] et à 1130°C Fe_2Nd dont l'existence n'a pas été confirmée à la pression atmosphérique par Stadelmaier et al. [6], Matsuura et al. [7] et Buschow et al. [8]. Cependant, Cannon et al. [9] ont pu synthétiser cette phase à 1000°C sous une pression de 2 à 2.8 MPa. Schneider et al. [3,4] ont émis l'hypothèse d'une stabilisation par l'oxygène.

Suivant Terekhova et al. [2] un palier eutectique existerait à 640°C dû à la réaction: liquide $\rightarrow \text{Fe}_2\text{Nd?} + \text{Nd}$, mais d'après Schneider et al. [3,4] la réaction eutectique se produirait à 685°C et correspondrait à la réaction: liquide $\rightarrow \text{Fe}_{17}\text{Nd}_2 + \text{Nd}$. La composition eutectique est donnée à 75 at.% Nd par réf. 2 et entre 70 et 80 at.% Nd par réfs. 3 et 4.

La grande réactivité du Nd vis-à-vis de l'oxygène constitue la difficulté cruciale lors de l'établissement du diagramme de phases Fe–Nd et cette difficulté est bien sûr particulièrement accrue pour les alliages riches en néodyme.

En raison de la mise au point au CECM d'une technologie de pointe: (i) pour préparer par fusion en lévitation des alliages métalliques de haute pureté, exempts d'oxygène et bien homogènes [10], (ii) pour réaliser à haute température des mesures calorimétriques quantitatives par analyse thermique différentielle [11,12], (iii) pour préparer des alliages métalliques par trempe rapide ($> 10^6^\circ\text{C s}^{-1}$) par le procédé du flot planaire [13,14], nous avons entrepris de reprendre l'étude du diagramme de phases fer–néodyme.

PARTIE EXPERIMENTALE

Elaboration des alliages

Les alliages Fe–Nd ont été préparés par fusion en lévitation sous hélium des constituants purs. Le fer pur utilisé (préalablement purifié par deux fusions sous hydrogène) présentait un rapport de résistivité électrique entre la température ambiante et celle de l'hélium liquide voisin de 1200 [15]. L'analyse du néodyme (99.9 pds%) est donnée dans le Tableau 1. Après leur élaboration, les alliages ont été conservés dans l'hexane pour éviter leur oxydation.

Analyse thermique différentielle (ATD)

Nous avons utilisé un microanalyseur thermique différentiel Setaram, modèle M4, déjà décrit [11]. Les échantillons d'ATD se présentaient sous forme de cylindres de 2,4 mm de diamètre et d'environ 3 mm de hauteur, correspondant à une masse de l'ordre de 90 mg. Les échantillons ont été disposés directement dans des creusets d'alumine et chauffés sous courant d'argon purifié. Les essais ont été précédés d'un préchauffage à $\sim 300^\circ\text{C}$ sous vide primaire de la cellule ATD. La teneur en oxygène résiduel de la cellule ATD a été mesurée à la sortie de l'appareil. La teneur initiale avant chaque essai s'élevait à 15 vpm au maximum. Cette technique a donné de meilleurs résultats qu'en plaçant l'échantillon dans un lit d'oxyde de néodyme, procédé utilisé par réfs. 3 et 4. Pour chaque composition, au moins deux échantillons différents ont été examinés. La vitesse de chauffage était de $20^\circ\text{C min}^{-1}$. Le niobium a été choisi comme référence.

Des expériences préliminaires par ATD n'ont pas montré de différences entre les effets thermiques décelés avec des échantillons bruts de lévitation et d'usinage ou préalablement recuits pendant 125 heures à 625°C , à l'except-

TABLEAU 1

Analyse du néodyme utilisé pour l'élaboration des alliages mères. Les teneurs en impuretés sont exprimées en $\mu\text{g g}^{-1}$

Mg	0.13	V	1	Ce	0.03
Al	4.7	Cr	1.1	Pr	78
Si	1.6	Mn	0.1	Sm	0.05
P	0.06	Fe	35	Gd	0.05
S	1.3	Co	0.04	Dy	11
Cl	0.25	Cu	1.8	Ho	3.4
K	0.27	Zn	0.13	Tm	0.9
Ca	2.8	Y	0.18	Lu	0.01
Ti	0.33	La	1	Pb	2.9

TABLEAU 2

Composés utilisés pour l'étalonnage thermométrique et calorimétrique de la tête de mesure ATD (f, fusion; tr, transition allotropique)

Composé	Origine (état physique)	Température de transition (° C)	Enthalpie de transition (J g ⁻¹)	Réf.
Indium	Koch-Light 5N (poudre)	157 (f)	28.41	a, b
KClO ₄	Mallinckrodt (crist.)	299.5 (tr)	103.34	c
K ₂ SO ₄	ICTA (poudre)	583 (tr)	—	d
Al	CECM-Vitry (massif) 99,9998%	660 (f)	403.18	e
K ₂ CrO ₄	Analar (crist.)	665 (tr)	37.2	c, d
BaCO ₃	Analar (crist.)	806 (tr)	94.98	c
Ag	Koch-Light (poudre)	961 (f)	110.75	e
Cu	ASARCO (massif) 99,999+ %	1083 (f)	205.43	e
Mn ₃ O ₄	Koch-Light (crist.)	1178 (tr)	87.91	f

^a M.J. Richardson and N.G. Savill, *Thermochim. Acta*, 12 (1975) 221.

^b R. Hultgren, R.L. Orr, P.D. Anderson and K.K. Kelley, *Selected Values of Thermodynamic Properties of Metals and Alloys*, Wiley, 1963.

^c A.P. Gray, *Thermal Analysis*, ICTA 1974, Heyden, Vol. 3, p. 991.

^d Nat. Bur. Stand., Washington, D.C., Circular 500, 1952.

^e I. Barin and O. Knacke, *Thermochemical Properties of Inorganic Substances*, Springer-Verlag, 1973.

^f H.R. Oswald, J.P. Matthieu et M. Wirz, *Thermochim. Acta*, 20 (1977) 23.

tion d'un pic exothermique irréversible et peu intense entre 400 et 500 °C dans le cas des échantillons non recuits de teneurs supérieures à 60 at.% Nd, vraisemblablement dû à la relaxation des contraintes mises en jeu lors de la coulée de l'alliage en creuset refroidi et lors de la mise en forme des échantillons. Pour les alliages de teneurs inférieures à 60 at.% Nd, cet effet exothermique n'a pas été observé. Les résultats présentés ici se réfèrent à des échantillons non recuits.

Deux têtes de mesures ont été utilisées suivant la température maximale des essais: l'une constituée de thermocouples en platine (fem ~ 40 μV °C⁻¹ à 1000 °C) pour les essais limités à 1200 °C, l'autre équipée de thermocouples en Pt-Rh6%, Pt-Rh30% (fem ~ 8 μV °C⁻¹ à 1000 °C) pour les essais nécessitant des températures plus élevées. Les étalonnages thermométriques et calorimétriques des deux têtes de mesure ont été effectués à l'aide des substances étalons données dans le Tableau 2. Le coefficient d'étalonnage calorimétrique a été déterminé suivant la méthode déjà décrite [11]. Sa variation en fonction de la température est donnée sur la Fig. 1 pour les deux têtes de mesures utilisées. S'agissant de phénomènes invariants, la température de transformation a été définie comme celle correspondant à l'intersection de la ligne de base extrapolée vers les hautes températures avec

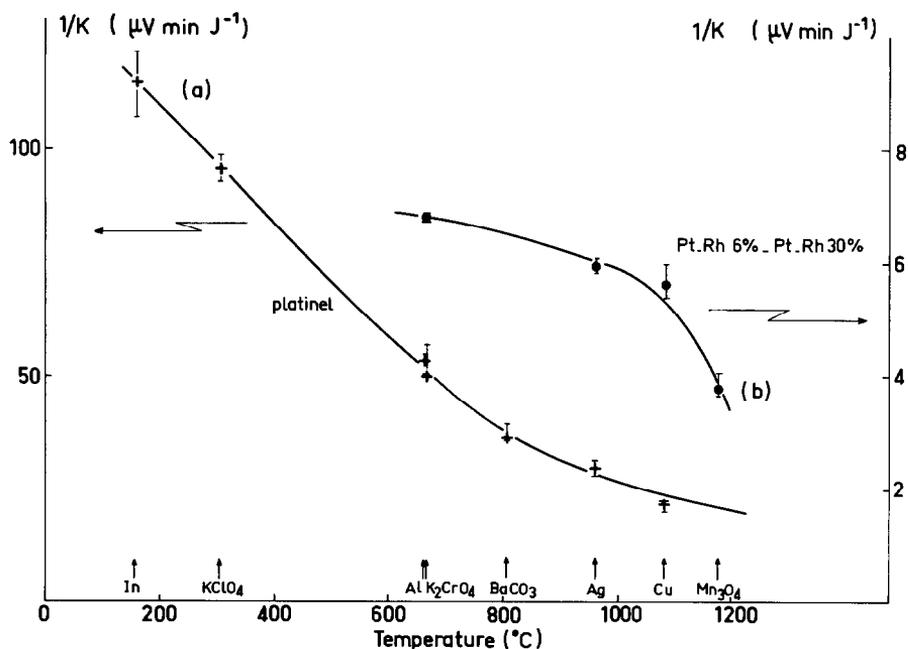


Fig. 1. Variation du coefficient d'étalonnage calorimétrique ($1/K$) en fonction de la température des deux têtes de mesure ATD utilisées. (a) Thermocouples en platine, (b) thermocouples en Pt-Rh6%, Pt-Rh30%. ($1/K$) ($\mu\text{V min}^{-1}$) = $S\Delta Y/Vm\Delta H$ où S = aire du pic ATD (cm^2); ΔY = sensibilité d'enregistrement du signal ΔT ($\mu\text{V cm}^{-1}$); V = vitesse de défilement du papier enregistreur (cm min^{-1}); m = masse d'échantillon (g); ΔH = enthalpie de la transition (J g^{-1}).

la tangente au pic du côté des basses températures, conformément aux normes [16].

Ce mode de détermination de la température de transition a aussi été utilisé pour les transformations invariantes des alliages Fe-Nd. Pour la détermination du liquidus, la température a été repérée à la fin de l'effet endothermique, avant le retour à la ligne de base d'équilibre.

RESULTATS ET DISCUSSION

Néodyme pur

Les courbes ATD typiques du néodyme pur chauffé depuis l'ambiante jusqu'à la fusion sont présentées sur la Fig. 2. Les courbes (a) et (b) correspondent respectivement à des échantillons chauffés dans l'argon pur, sans dégazage préalable sous vide primaire ou avec dégazage. Elles se caractérisent par deux effets endothermiques, le premier vers 856°C , dû à la transition $\alpha \rightarrow \beta$, le second vers 979°C , correspondant à la fusion. L'intensité et la forme des effets thermiques décelés dépendent fortement du

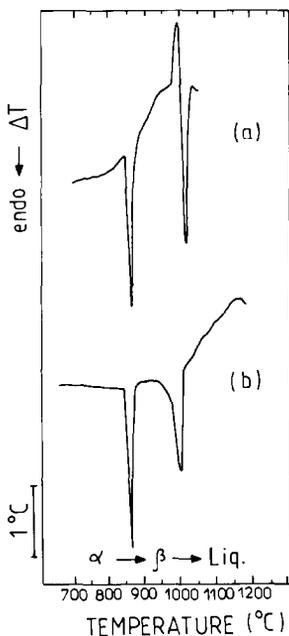


Fig. 2. Courbes ATD obtenues avec le néodyme pur chauffé sous courant d'argon. (a) Sans dégazage préalable, (b) après dégazage sous vide primaire à $\sim 300^\circ\text{C}$.

mode opératoire suivi pour purifier le gaz circulant dans la tête de mesure ATD, c'est-à-dire de la teneur en oxygène résiduel au voisinage de l'échantillon. La réactivité du néodyme vis-à-vis de l'oxygène étant particulièrement importante à l'état liquide, lorsque l'échantillon est chauffé dans l'argon, sans dégazage préalable sous vide primaire de la cellule ATD (Fig. 2(a)), un effet exothermique dû à l'oxydation se superpose à l'effet endothermique de fusion et rend impossible d'effectuer la détermination correcte de ce phénomène. Si l'essai est précédé d'un dégazage sous vide primaire prolongé (Fig. 2(b)), l'oxydation de l'échantillon ne se produit qu'après la fusion, ce qui permet une meilleure détermination de la température correspondante. C'est donc ce dernier mode opératoire que nous avons suivi lors de notre étude. Nous avons ainsi déterminé pour la transformation $\alpha \rightarrow \beta$ une température de 856°C avec un écart-type de $\pm 3^\circ\text{C}$. Cette valeur est assez proche de celle déterminée auparavant par Terekhova [2] (863°C). Nous avons trouvé une variation d'enthalpie de $3580 \pm 280 \text{ J at. g}^{-1}$ ($24.8 \pm 2 \text{ J g}^{-1}$) pour la transition $\alpha \rightarrow \beta$.

Pour la température de fusion, nos déterminations ont conduit à la valeur de $979 \pm 3.5^\circ\text{C}$. Les résultats antérieurs indiquaient 1010 [2] et 1021°C [17].

Alliages riches en néodyme: limite de solubilité du fer dans le néodyme

La solubilité maximale du fer dans le néodyme- α est donnée à 4 at.% par réf. 18, ce qui apparaît très élevé par rapport aux autres systèmes Fe-terres

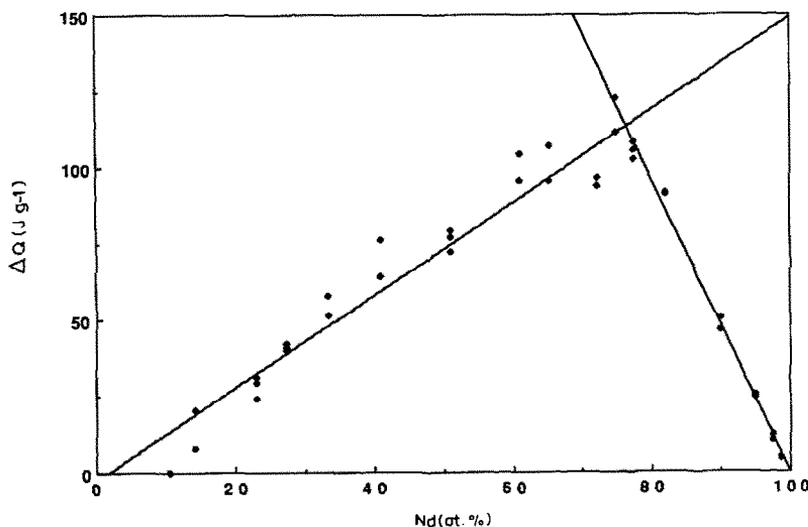


Fig. 3. Détermination de la composition eutectique ($\text{Fe}_{17}\text{Nd}_2 + \text{Nd}$) et des limites de solubilité au voisinage du fer et du néodyme par la construction de Tammann.

rares [18]. Les courbes ATD que nous avons obtenues avec l'alliage à 98.7 at.% Nd ont révélé un très faible pic eutectique, incompatible avec l'existence de la solution solide Nd-Fe prévue par réf. 18. De plus, la construction du triangle de Tammann [19] (Fig. 3) tracé avec l'ensemble des valeurs que nous avons déterminées par ATD, conduit, en extrapolant le côté du triangle correspondant aux alliages riches en Nd, à évaluer la solubilité maximale à 0.12 at.% (0.046 pds%) de fer dans le néodyme.

Alliages de teneurs comprises entre 99.88 et 92 at.% Nd

Les courbes ATD des alliages de teneur supérieure à 90 at.% Nd révèlent la transformation $\alpha \rightarrow \beta$ à $849 \pm 1^\circ\text{C}$ puis la fusion eutectique à 685°C . La présence de fer en solution solide explique l'abaissement de la température de la transformation $\alpha \rightarrow \beta$ par rapport à celle du néodyme pur. D'après le tracé du diagramme et les données du Tableau 3 correspondant à cette transformation, on peut évaluer la fin du palier $\alpha \rightarrow \beta$ à 92 at.% Nd.

Alliages de teneurs comprises entre 92 et 10.53 at.% Nd

Pour les alliages dont les teneurs varient de 92 à 33 at.% Nd, les courbes ATD révèlent les phénomènes correspondant à la fusion de l'eutectique et à la fusion monovariante correspondant au domaine biphasé, jusqu'à la température du liquidus.

La température du palier eutectique (déterminée sur 36 prises d'essais) se situe à 684.5°C , avec un écart-type de 0.5°C . Cette valeur confirme celles

TABLEAU 3

Résultats de l'étude par ATD des différents alliages Fe-Nd (Nd at.% = 10.5-100)

Alliages (at.% Nd)	Remarques ^a	Eutectique		$\alpha \rightarrow \beta$		Péritectique ^c		Liquidus ^c T (°C)
		T (°C)	ΔQ (J g ⁻¹)	T (°C)	ΔQ (J g ⁻¹)	T (°C)	ΔQ (J g ⁻¹)	
100	Nd pur			854	21			982
100	Nd pur			854.5	23.6			980
100	Nd pur			856	25.2			976
100	Nd pur			857	25.6			979
98.7		675 ^b	4.3	860	18			963
98.7		675 ^b	4.5	857.5	19.5			970
97.45		684	12	849	18.1			952
97.45		685	10.2	849.5	20.1			950
95		675.5 ^b	25.2	849	6.95			904
95		673.5 ^b	24	850	6.8			904
89.9		684	46.3					840
89.9		684	50.6					837
82.1		685	91.8					727
82.1		685	91.3					731
77.5		686.5	108.4					686.5
77.5		686.5	105.7					686.5
77.5		687	102.7					687
75		688	122.9					735
75		686	111.3					738
72.2		685	96.4					778
72.2		684	93.7					770
65.4		684	95.6					870
65.4		686	106.8					
60.95		684.5	95.8					951
60.95		686	104.6					958
51.0		681	72.2					
51.0		681	79.5					
51.0		681	77.0					
51.0	R.S.A. $T_x = 539^\circ\text{C}$	659	60.1					
40.8		681.5	66.2					1180
40.8		685.5	64.3					
40.8	recuit	685	76.1					
33.3		681	51.4					1181
33.3		683.5	57.9					
33.3	R.S.A. $T_x = 555^\circ\text{C}$	672	21.2					1200
27.3		683	40.8			n.m.	n.m.	n.m.
27.3		683	40.1			n.m.	n.m.	n.m.
27.3		675	45.3			1194	246.7	n.m.
27.3	recuit	683	42			n.m.	n.m.	n.m.
23		684.5	31			n.m.	n.m.	n.m.
23		685.5	29.6			n.m.	n.m.	n.m.
23		683	24			1215	183.4	1296
23	R.S.A. $T_x = 535^\circ\text{C}$	675	22.9			1223	230.3	1295

TABLEAU 3 (continué)

Alliages (at.% Nd)	Remarques ^a	Eutectique		$\alpha \rightarrow \beta$		Péritectique ^c		Liquidus ^c
		T (�C)	ΔQ (J g ⁻¹)	T (�C)	ΔQ (J g ⁻¹)	T (�C)	ΔQ (J g ⁻¹)	T (�C)
14.2		686	20.1			n.m.	n.m.	n.m.
14.2	fragments	685	n.m.			n.m.	n.m.	n.m.
10.5	Fe ₁₇ Nd ₂					1207		1422
10.5						1210	n.m.	n.m.

^a R.S.A., alliages rapidement solidifiés; T_x = température de cristallisation.

^b Les valeurs plus faibles de la température eutectique observées pour ces alliages sont probablement dues à des inhomog nit s des alliages mères.

^c n.m., Non mesuré.

de Schneider et al. [3,4]($T_{\text{exp}} = 684^\circ\text{C}$ and $T_{\text{calc}} = 685^\circ\text{C}$) et apporte un argument supplémentaire pour rejeter la valeur précédemment indiquée par réf. 2.

La construction du triangle de Tammann (Fig. 3) conduit à situer la composition eutectique à 76.5 at.% Nd.

Les courbes ATD typiques des alliages contenant entre 33 et 10.53 at.% Nd montrent la fusion eutectique à 685 C, la transformation péritectique Fe₁₇Nd₂ → liq. + Fe_γ à 1210 ± 16 C, puis un effet endothermique étalé d  à la fusion monovariante. Les résultats semblent indiquer que la transformation péritectique se termine pour une composition comprise entre 28 et 33 at.% Nd, probablement plus proche de 33 at.% Nd. En accord avec réfs. 3 et 4 nous n'avons observé aucun phénomène thermique à 1130 C, température signalée par réf. 2 pour la transformation péritectique de "Fe₂Nd?".

La réaction eutectique a été observée dès l'alliage à 14 at.% Nd. La construction du diagramme de Tammann aboutit à Fe₁₇Nd₂ et non à "Fe₂Nd?". La diffraction des rayons X des alliages à 33.3 at.% Nd, qu'ils soient préparés par fusion en lévitation ou par fusion au four à arc sous argon à partir de poudres, ne révèle que les raies de Fe₁₇Nd₂ et α-Nd. Dans ce domaine de composition, les examens métallographiques ne montrent que la présence de dendrites de Fe₁₇Nd₂ entourées d'eutectique. Dans ces conditions nous concluons à la non-existence de la phase "Fe₂Nd?" dans le système binaire Fe-Nd.

"Fe₂Nd?" n'est pas non plus une phase métastable. En effet, nous avons effectué une trempe rapide (~ 10⁻⁶ C s⁻¹) par la technique du flot planaire sur la composition correspondant à cet alliage. Les courbes ATD obtenues sur l'alliage trempé ont été tout à fait similaires à celles des alliages refroidis lentement (Tableau 3).

La courbe ATD obtenue avec l'alliage Fe₁₇Nd₂ (10.5 at.% Nd) montre la transformation péritectique   1210 C (Fe₁₇Nd₂ → Liq + Fe_γ) puis la fusion monovariante.

Effet de la trempe rapide sur les alliages Fe-Nd

Nous avons effectué une trempe rapide par la technique du flot planaire sur 4 alliages: Fe₁₇Nd₂, Fe-23 at.% Nd, Fe-33.3 at.% Nd et Fe-51 at.% Nd. La diffraction des rayons X met en évidence une amorphisation d'autant plus intense que la composition est proche de l'eutectique. Dans ce cas, la cristallisation est visible par ATD entre 500 et 550°C. Les spectres de rayons X des alliages Fe₁₇Nd₂ trempés rapidement sont identiques à ceux présentés par Stadelmaier et al. [20].

CONCLUSION

L'étude du système binaire Fe-Nd par ATD, examens métallographiques et diffraction des rayons X, effectuée sur des alliages préparés à partir de métaux purs et homogénéisés par la technique de fusion en lévitation, montre que

- (i) la température de fusion du néodyme pur est de $979 \pm 3.5^\circ\text{C}$;
- (ii) la solubilité limite du fer dans le néodyme est de l'ordre de 0.12 at.% Fe [0.05 pds% Fe], c'est-à-dire beaucoup plus faible que celle proposée par réf. 18 (4 at.%);

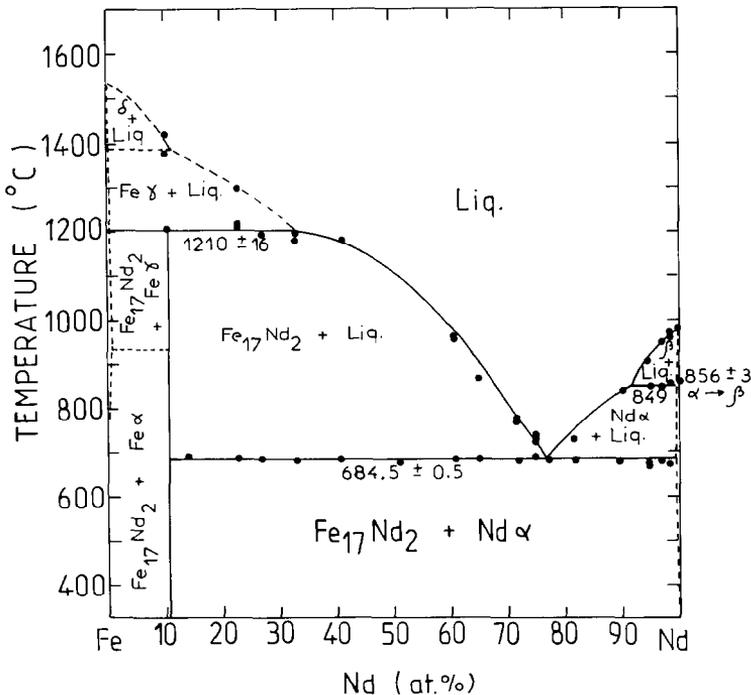


Fig. 4. Le diagramme de phases Fe-Nd proposé.

(iii) la transition allotropique α -h.c.p. \rightleftharpoons β -c.c. du néodyme a lieu à $856 \pm 3^\circ\text{C}$ avec une variation d'enthalpie de $3580 \pm 280 \text{ J (at. g)}^{-1}$. La présence de fer en solution solide abaisse cette température à $849 \pm 1^\circ\text{C}$;

(iv) $\text{Fe}_{17}\text{Nd}_2$ apparaît comme le seul composé défini à fusion non congruente à $1210 \pm 16^\circ\text{C}$ ($\text{Fe}_{17}\text{Nd}_2 \rightarrow \text{Liquide} + \text{Fe}_\gamma$). Nous n'avons pas observé "Fe₂Nd";

(v) la composition eutectique ($\text{Fe}_{17}\text{Nd}_2 + \alpha\text{-Nd}$) à $684.5 \pm 0.5^\circ\text{C}$ est de 76.5 at.% Nd.

Le diagramme que nous proposons (Fig. 4) est très proche de celui observé par Schneider et al. [4] entre 0 et 92 at.% Nd. Nos valeurs expérimentales pour les alliages riches en néodyme (Nd > 92 at.%) (dont l'oxydabilité rend l'étude particulièrement difficile) complètent celles de Schneider et al.

REMERCIEMENTS

Les autres souhaitent remercier la Société Comurhex pour l'aide financière apportée à ces recherches et pour l'autorisation de publier les présents résultats.

REFERENCES

- 1 K.H.J. Buschow, Mater. Sci. Rep., 1 (1986) 1.
- 2 V.F. Terekhova, E.V. Maslova et Y.M. Savitsky, Izv. Akad. Nauk SSSR Met., 3 (1965) 128, Russ. Metall. (en anglais), 3 (1965) 50.
- 3 G. Schneider, E.T. Henig, G. Petzow et H.H. Stadelmaier, Z. Metallkde, 77 (1986) 755.
- 4 G. Schneider, E.T. Henig, G. Petzow et H.H. Stadelmaier, Z. Metallkde, 78 (1987) 694.
- 5 A.E. Ray, Acta Crystallogr., 21 (1966) 426.
- 6 H.H. Stadelmaier, N.A. El-Masry, N.C. Liu et S.F. Cheng, Mater. Lett., 2 (1984) 411.
- 7 Y. Matsuura, S. Hirose, H. Yamamoto, S. Fujimura, M. Sagawa et K. Osamura, Jap. J. Appl. Phys., 24 (1985) L635.
- 8 K.H.J. Buschow, D.B. de Mooij et H.M. van Noort, Philips J. Res., 40 (1985) 227.
- 9 J.F. Cannon, D.L. Robertson et H.T. Hall, Mater. Res. Bull., 7 (1972) 5.
- 10 J. Bigot, A.I.M. Liège, 2-6 octobre, 1978.
- 11 M. Harmelin, G. Chappuis et P. Lehr, J. Therm. Anal., 16 (1979) 163.
- 12 M. Harmelin et P. Lehr, C.R. Acad. Sci., Sér. C, 280 (1975) 1011.
- 13 P. Crémer et J. Bigot, Mater. Sci. Eng., 98 (1988) 95.
- 14 J. Bigot, M. Harmelin et P. Crémer, Thermochem. Acta, 121 (1987) 223.
- 15 F. Faudot, J.C. Rouchaud, L. Debove, M. Federoff et J. Bigot, J. Phys. Chem. Solids, 48 (1987) 761.
- 16 IUPAC Recommendations, Pure Appl. Chem., 37 (1974) 439.
- 17 W.G. Moffatt, The Handbook of Binary Phase Diagrams, Genium, Berlin, 1984, Vol. III.
- 18 O. Kubaschewski, Iron Binary Phase Diagrams, Springer-Verlag, New York, 1982.
- 19 G. Tammann, Z. Anorg. Chem., 37 (1903) 303.
- 20 H.H. Stadelmaier, G. Schneider et M. Ellner, J. Less-Common Met., 115 (1986) L11.