Influence de la non-stœchiométrie et de l'addition de vanadium sur l'état d'ordre et les propriétés mécaniques d'alliages fer-cobalt

J.L. Demenet, J.P. Eymery, P. Moine

► To cite this version:

J.L. Demenet, J.P. Eymery, P. Moine. Influence de la non-stœchiométrie et de l'addition de vanadium sur l'état d'ordre et les propriétés mécaniques d'alliages fer-cobalt. *Revue de Physique Appliquée*, 1974, 9 (4), pp.721-729. 10.1051/rphysap:0197400904072100 . jpa-00243839

HAL Id: jpa-00243839

<https://hal.science/jpa-00243839>

Submitted on 1 Jan 1974

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Classification
 Physics Abstracts
 7.222

INFLUENCE DE LA NON-STOÛCHIOMÉTRIE ET DE L'ADDITION DE VANADIUM SUR L'ÉTAT D'ORDRE ET LES PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES D'ALLIAGES FER-COBALT

J. L. DEMENET, J. P. EYMERY et P. MOINE

Laboratoire de Métallurgie Physique (*)
 40, avenue du Recteur-Pineau, 86022 Poitiers, France

(Reçu le 2 janvier 1974, révisé le 29 janvier 1974)

Résumé. — On étudie l'influence de la non-stœchiométrie et de l'addition de vanadium sur quelques aspects des problèmes posés par la détermination de l'état d'ordre et des propriétés mécaniques des alliages Fe-Co. On a observé des domaines d'ordre après recuit et mesuré le degré d'ordre à longue distance en fonction de la température de trempe. Dans le domaine des propriétés mécaniques, on a constaté que le maximum de limite élastique a lieu sur les différents alliages, pour un degré d'ordre à longue distance d'environ 0,55, ce qui correspond à une distance théorique des partielles d'une superdislocation de l'ordre de 500 Å. Une transition fragile-ductile est observée en même temps. Cette valeur de 500 Å semble liée au moment où les partielles peuvent effectuer des glissements déviés indépendamment l'une de l'autre.

Abstract. — Non-stoichiometry and vanadium-addition influence on the order state and mechanical properties of various Fe-Co alloys is studied. Ordered domains have been observed after annealing and the long range order parameter S determined as a function of quenching temperature. Moreover a peak in yield stress has been observed for each alloy for $S \neq 0.55$ which corresponds to a superdislocation spacing of about 500 Å. A brittle to ductile transition is also observed at the same time. The value of 500 Å seems to be connected to the cross slipping ability for the partials of the superdislocations.

1. Introduction. — La déformation plastique et la fragilité des alliages fer-cobalt en fonction de l'état d'ordre (type L2₀) ont fait l'objet de nombreuses recherches. Dans le domaine des composés binaires les principaux travaux sont dus à Stanley [1], Facaros et Trap [2], Marcinkowski et Chessin [3], Chen [4], Marcinkowski et Fisher [5], Marcinkowski et Larsen [6], Sheng-Ti-Fong *et al.* [7]. En ce qui concerne l'alliage ternaire Fe-Co-2 V (49 % en poids Fe, 49 % en poids Co 2 % en poids V), il faut citer Chen et Wiener [8], Chen [9], Stoloff et Davies [10], Johnston *et al.* [11], Jordan et Stoloff [12, 13], Koylu *et al.* [14], Moine *et al.* [15], Dinhut *et al.* [16], Bonou [17].

Dans cet article nous nous intéressons à l'influence de la non-stœchiométrie et au rôle de l'addition de vanadium sur quelques aspects des problèmes posés par la détermination de l'état d'ordre et des propriétés mécaniques des alliages Fe-Co. L'étude a porté sur les compositions pondérales suivantes : 30, 40, 50, 60 et 70 % de cobalt (notées par la suite, respectivement Fe-Co 70-30, Fe-Co 60-40, Fe-Co 50-50, Fe-Co 40-60

et Fe-Co 30-70), et a été réalisée par diffraction des rayons X, microscopie électronique et essais de traction.

2. Méthodes expérimentales. — Le dispositif de diffraction des rayons X est un montage classique par réflexion, avec la particularité suivante : pour minimiser les effets de texture, on utilise un porte-échantillon tournant, sous vide. Ce dispositif a déjà été décrit par Eymery *et al.* [18].

Le paramètre d'ordre à longue distance S mesuré par diffraction des rayons X est, d'après Warren [19], égal à :

$$S = \frac{r_\alpha - F_A}{1 - F_\alpha} \quad (S \text{ proportionnel à } r_\alpha + r_\beta)$$

avec :

r_α : fraction de sites α occupés par un atome A,
 r_β : fraction de sites β occupés par un atome B,
 F_A : fraction d'atomes A,
 F_α : fraction de sites α .

La relation entre ce paramètre et le paramètre S_0

(*) Associé au C. N. R. S.

généralisé de Bragg et Williams (S_0 proportionnel à r_a)

$$S_0 = \frac{r_a - F_A}{\frac{F_A}{F_a} - F_A}, \text{ est la suivante : } S = \frac{F_A}{F_a} S_0.$$

Les essais de traction sont effectués sur une machine Instron. La vitesse de déformation est de 0,02 cm/min. Les éprouvettes de traction, de forme cylindrique, ont une longueur utile de 8 mm, un diamètre de 3 mm, et les congès de raccordement ont 1 mm de rayon. Les microfissures dues à l'usinage sont éliminées par polissage électrolytique.

Les principaux résultats fournis par les courbes effort-déformation sont les suivants :

- la limite élastique macroscopique σ_E ,
- la charge à la rupture σ_R ,
- la striction Σ % définie par :

$$\Sigma \% = \frac{S_0 - S_f}{S_0} 100$$

S_0 et S_f étant les sections de l'éprouvette avant et après l'essai

- l'allongement à la rupture A % défini par :

$$A \% = \frac{L_f - L_0}{L_0} 100$$

L_0 et L_f étant les longueurs de l'éprouvette avant et après la traction.

Les deux derniers paramètres A % et Σ % ne sont pas équivalents : l'éprouvette s'allonge pendant l'essai, alors que la striction n'apparaît qu'en fin de déformation.

L'état d'ordre maximum est obtenu, quelle que soit la concentration en cobalt, par recuit 1 h à 900 °C, sous vide secondaire, suivi d'un refroidissement lent à la vitesse d'environ 70 °/h.

L'état désordonné est obtenu par trempe à l'eau au-dessus de T_C (température critique de transformation ordre-désordre).

3. Etat structural. — L'état structural est étudié après recuit et après trempe en nous limitant, pour ce dernier cas, aux alliages Fe-Co 50-50 et Fe-Co 40-60.

3.1. — ETAT STRUCTURAL APRÈS RECUIT. — Des domaines antiphases ont déjà été observés dans le cas du système fer-cobalt, sur le composé Fe-Co-2 V par Krahle [20] et Dinhut *et al.* [16] (Fig. 1a). Nous avons observé de tels domaines dans les alliages binaires Fe-Co de différentes concentrations 60, 50, 40, 30 % en poids de fer.

La figure 1b montre une image en fond noir des domaines antiphases dans un échantillon Fe-Co 50-50 ; l'image a été prise avec une réflexion (001), le plan normal au faisceau électronique est du type (120). La forme des domaines est sensiblement la même que dans le Fe-Co-2 V, et correspond à la structure

« en gruyère », prévue théoriquement par English (1966) [21]. La taille moyenne des domaines, déterminée par la méthode des intersections, est de l'ordre de 3 700 Å. Des observations analogues ont été réalisées sur des échantillons de Fe-Co 40-60 (Fig. 1c)

FIG. 1a. — Domaines antiphases dans l'alliage Fe-Co-2 V
($\times 29\,000$) $g = (100)$.

FIG. 1b. — Domaines antiphases dans l'alliage Fe-Co 50-50
($\times 29\,000$) $g = (001)$.

FIG. 1c. — Domaines antiphases dans l'alliage Fe-Co 40-60
($\times 26\,500$) $g = (100)$.

FIG. 1d. — Domaines antiphases dans l'alliage Fe-Co 60-40
($\times 27\,000$) $g = (001)$.

FIG. 1e. — Domaines antiphases dans l'alliage Fe-Co 30-70
($\times 73\,500$) $g = (100)$.

FIG. 1f. — Dislocations doubles dans l'alliage Fe-Co 70-30
($\times 29\,000$) $g = (200)$.

et de Fe-Co 60-40 (Fig. 1d). Les domaines ont un diamètre moyen de $2\,500\text{ \AA}$ dans le cas de l'alliage Fe-Co 40-60 et de $1\,700\text{ \AA}$ dans le cas de l'alliage Fe-Co 60-40.

D'après les diagrammes d'équilibre les plus complets (Hansen et Anderko [22], Ellis et Greiner [23]),

la composition Fe-Co 30-70 correspond à la valeur extrême en fer au-dessous de laquelle l'alliage n'est plus ordonné ; le paramètre d'ordre à longue distance mesurable par diffraction des rayons X ne peut pas dépasser 0,6. Pour notre part, nous avons observé aux rayons X des raies de structure, et par microscopie électronique des images faiblement contrastées de domaines antiphases (Fig. 1e). Les domaines sont petits, environ $500\text{ \AA}$, et difficiles à observer du fait de la faible intensité des réflexions de surstructure.

Par contre l'étude de l'alliage Fe-Co 70-30, tant par diffraction des rayons X que par diffraction électronique, ne nous a pas permis de mettre en évidence de surstructure. Néanmoins l'existence de dislocations appariées (Fig. 1f) semble prouver qu'il existe de l'ordre à courte distance, et peut-être même un ordre à longue distance très faible ($S < 0,25$).

Pour toutes ces observations, le contraste des frontières ne présente pas de franges. Cela est probablement dû au fait que la distance d'extinction des réflexions de surstructure est comparable à l'épaisseur des échantillons.

3.2 ETAT STRUCTURAL APRÈS TREMPÉ. — Nous nous sommes limités, pour cette étude, au cas des alliages Fe-Co 50-50 et Fe-Co 40-60. A l'aide du diffractomètre X, nous avons déterminé les courbes $S = f(T_i)$, où T_i est la température de trempe, et S le degré d'ordre à longue distance défini par Warren. Les échantillons, initialement ordonnés, sont portés pendant vingt minutes à la température désirée, puis trempés à l'eau. Les résultats sont rapportés sur les figures 2 et 3. A côté des courbes expérimentales, nous avons tracé sur le même graphique, les courbes théoriques de Bragg et Williams $S = f(T)$, où T représente la température d'essai (voir [24] pour l'obtention des courbes $S = f(T)$). La figure 2 montre une similitude entre le Fe-Co 50-50 et le Fe-Co-2 V,

FIG. 2. — Evolution du degré d'ordre S en fonction de la température dans le cas de l'alliage équiatomique. Courbe théorique de Bragg et Williams et courbes expérimentales.

FIG. 3. — Evolution du degré d'ordre S en fonction de la température dans le cas de l'alliage Fe-Co 40-60. Courbe théorique et courbe expérimentale.

ainsi qu'un faible écart entre les courbes expérimentales et la courbe théorique, aisément explicable puisqu'au cours d'une trempe à l'eau, même rapide, il y a toujours une légère remise en ordre. Sur la même figure, nous avons tracé la courbe relative au Fe-Co 50-50 obtenue par Goman'kov [25] par diffraction des neutrons : on constate une assez bonne similitude des résultats.

En ce qui concerne l'alliage Fe-Co 40-60, les résultats (Fig. 3) montrent une différence notable entre les deux courbes, théorique ($S = f(T)$) et expérimentale ($S = f(T_i)$) ; cet alliage semble se mettre en ordre pendant la trempe, plus rapidement que l'alliage équiatomique.

D'autre part, pour les trois concentrations, nous n'avons pas constaté d'élargissement de la raie (100) après trempe, ce qui indique que les domaines antiphases gardent la taille moyenne qu'ils ont à l'état recuit, tant que la température est inférieure à T_c .

L'accélération de la remise en ordre lorsque la stœchiométrie n'est pas respectée, peut être expliquée en considérant que l'énergie de migration des lacunes est plus importante dans l'alliage Fe-Co 50-50 que dans l'alliage Fe-Co 40-60. En effet d'après Girifalco [26] l'énergie de migration est de la forme : $E_m = E_0 + AS^2$, et la vitesse de migration :

$$v = K \exp\left(-\frac{E_m}{kT_i}\right) \quad (E_0, A \text{ et } K \text{ constants}).$$

Or le Fe-Co 40-60 a un degré d'ordre maximum de 0,8 alors que le Fe-Co 50-50 a un degré d'ordre maximum égal à 1. Donc l'énergie de migration des lacunes dans le Fe-Co 40-60 est inférieure à celle des lacunes dans le Fe-Co 50-50 ; et il s'ensuit que la vitesse de migration des lacunes est plus faible dans le Fe-Co 50-50 que dans le Fe-Co 40-60.

4. Déformation plastique. — De nombreuses études ont déjà été faites pour expliquer les variations de la limite élastique σ_E des alliages ordonnés du type $L2_0$ en fonction de l'état d'ordre. Pour rendre compte de ces variations et en particulier du maximum observé sur le Fe-Co-2 V pour une température légèrement inférieure à la température critique de la transformation ordre-désordre, de nombreux mécanismes ont été proposés dont le plus récent est celui de Moine [27]. Celui-ci, reprenant une idée de Stoloff et Davies [10], considère deux types différents de sources de dislocations :

- les sources constituées de superdislocations ancrées en deux points, et dont le plan de glissement est confondu avec le plan de la paroi d'antiphase ;
- les sources constituées par des dislocations simples ou des dislocations doubles dont le plan de la paroi d'antiphase n'est pas un plan de glissement.

Le calcul des contraintes nécessaires pour débloquer chacun des deux types de sources a été effectué par Moine *et al.* [15] pour le Fe-Co-2 V.

Expérimentalement, il a été constaté que l'alliage se déforme avant le « pic » de limite élastique, c'est-à-dire pour un degré d'ordre élevé, en mettant en jeu des dislocations doubles, et après le « pic », en mettant en jeu des dislocations simples. De plus les valeurs expérimentales des contraintes sont en bon accord avec les contraintes calculées.

Pour notre part, nous avons effectué des essais de traction à chaud et après trempe sur le Fe-Co 50-50 et le Fe-Co 40-60.

4.1 ESSAIS DE TRACTION A CHAUD. — Sur les figures 4 et 5, nous avons représenté les variations de la limite élastique σ_E et de la charge à la rupture σ_R en fonction de la température d'essai pour le Fe-Co-2 V et pour le Fe-Co 40-60. On observe sur ce dernier alliage un pic de limite élastique moins accusé que dans le cas du Fe-Co-2 V, et dont la position correspond à une température plus faible que pour l'alliage ternaire (690 °C pour le Fe-Co-2 V, 630 °C pour le Fe-Co 40-60).

Les données relatives au pic de limite élastique des alliages étudiés sont résumées dans le tableau I

TABLEAU I
Essais à chaud

	T_c °C	θ °C	S	Distance d'équilibre théorique d'une superdislocation (Å)	
				Coin	Vis
Fe-Co-2 V	725	690	0,50	550	400
Fe-Co 40-60	685	630	0,65	500	350

Il apparaît également les valeurs correspondantes de la distance d'équilibre théorique r_e d'une super-

FIG. 4. — Limite élastique (σ_E) et charge à la rupture (σ_R) en fonction de la température d'essai, alliage Fe-Co-2 V.

FIG. 5. — Limite élastique (σ_E) et charge à la rupture (σ_R) en fonction de la température d'essai, alliage Fe-Co 40-60.

FIG. 6. — Allongement à la rupture (A %) et striction (Σ %) en fonction de la température d'essai, alliage Fe-Co 40-60.

dislocation. Nous donnerons le calcul et l'intérêt de r_c plus loin. A la température du pic, l'alliage Fe-Co 40-60 passe par un creux de fragilité ; il devient très ductile au-delà. Le même phénomène a été observé sur le Fe-Co-2 V par Dinhut *et al.* [16].

Nous avons cherché à vérifier si le mécanisme de déformation proposé par Moine s'appliquait au Fe-Co 40-60 et était responsable du « pic ».

L'observation au microscope électronique de la partie utile d'éprouvettes déformées à une température voisine du pic a permis de voir des domaines antiphases d'environ 700 Å (Fig. 7a), alors que dans une zone non déformée (tête de l'éprouvette) les domaines ont une taille moyenne de 2 500 Å (Fig. 7b). Il est raisonnable de penser que les gros domaines thermiques existant à la température de l'essai, ont été traversés par des dislocations simples qui, au cours de la déformation, ont laissé une faute dans leur sillage, l'intersection de ces différentes fautes délimitant de nouveaux petits domaines à l'intérieur des domaines initiaux. Un réarrangement des parois de faute au cours des manipulations ultérieures donne une forme arrondie à ces petits domaines. Dinhut *et al.* [16] ont observé sur l'alliage Fe-Co-2 V déformé à une température supérieure à celle du pic, des petits domaines délimités par des parois bien rectilignes. En trempant les échantillons de Fe-Co 40-60 déformés à une température inférieure à celle du pic, nous n'avons jamais mis en évidence de ces petits domaines, mais nous avons observé des dislocations doubles (cf. Fig. 8, $T_E = 620^\circ\text{C}$).

4.2 ESSAIS DE TRACTION APRÈS TREMPÉ. — Les essais de traction après trempe à l'eau nous ont également

FIG. 7a. — Domaines antiphases, au niveau du pic de limite élastique, dans un échantillon Fe-Co 40-60 $g = (100)$ ($\times 29\,500$).

FIG. 7b. — Même échantillon. Zone non déformée $g = (100)$ ($\times 27\,000$).

FIG. 8. — Dislocations doubles dans l'alliage Fe-Co 40-60 déformé à 620 °C ($\times 35\,000$), $g = (200)$.

permis de constater un maximum de limite élastique, situé vers 650 °C pour le Fe-Co 40-60, 705 °C pour le Fe-Co 50-50, 700 °C pour le Fe-Co-2 V (Fig. 9). Ce maximum dépend de la température critique.

FIG. 9. — Limite élastique en fonction de la température de trempe. Alliages Fe-Co-2 V, Fe-Co 50-50 et Fe-Co 40-60.

TABLEAU II

Essais après trempe

	T_c °C	θ °C	Position du pic de limite élastique S	Distance d'équilibre théorique d'une superdislocation (Å)	
				Coin	Vis
Fe-Co-2 V	725	700	0,50	650	450
Fe-Co 50-50	725	705	0,55	700	500
Fe-Co 40-60	685	650	0,60	600	450

Nous notons un léger décalage de température observé entre les positions des « pics » obtenus dans les essais à chaud et dans les essais après trempe. De plus, les valeurs de limite élastique sont plus élevées après trempe dans l'état ordonné comme dans l'état désordonné.

La figure 10 représente les courbes d'allongement à la rupture et de striction en fonction de la température de trempe pour le Fe-Co 40-60. On constate un brusque accroissement de $A\%$ et $\Sigma\%$ au niveau du « pic » de limite élastique ; la rupture est alors ductile. Le même phénomène a été observé sur le Fe-Co-2 V, alors que le Fe-Co 50-50 ne s'allonge que de quelques pour cent, quelle que soit la température de trempe.

4.3 DISCUSSION ET CONCLUSION. — L'étude par traction des propriétés mécaniques des alliages Fe-Co-2 V, Fe-Co 50-50 et Fe-Co 40-60 nous a principalement apporté des résultats dans les domaines suivants :

FIG. 10. — Allongement à la rupture ($A\%$) et striction ($\Sigma\%$) en fonction de la température de trempe. Alliage Fe-Co 40-60.

4.3.1 *Limite élastique.* — Elle présente dans tous les cas un maximum aussi bien dans les essais « à chaud » que dans les « essais après trempe », pour un degré d'ordre à longue distance S voisin de 0,5.

Après trempe le vanadium augmente la valeur du maximum (50 kg/mm² contre 30 kg/mm² pour l'alliage Fe-Co 50-50). L'interprétation du maximum de limite élastique [7] à partir d'un changement de mécanisme dans les phénomènes de déformation selon le degré d'ordre des matériaux, reste donc encore valable pour tous ces alliages. Pour des degrés d'ordre $> 0,5$ la déformation aurait lieu par dislocations doubles, alors que pour des degrés d'ordre $< 0,5$ elle aurait lieu par dislocations simples.

Ce point de vue est confirmé d'une part par l'observation de très petits domaines antiphases (§ 4.1) dans les échantillons déformés à chaud à des températures correspondant à un degré d'ordre à longue distance $< 0,5$. (L'existence de ces petits domaines peut s'expliquer en effet par le cisaillement des gros domaines thermiques par des dislocations simples) ; et d'autre part par l'observation de dislocations doubles lorsque le degré d'ordre est $> 0,5$ (§ 4.1, Fig. 8).

4.3.2 *Fragilité.* — Les alliages sont fragiles si $S > 0,5$ et ductiles si $S < 0,5$. Le caractère de fragilité

de l'alliage semble donc bien lié au mode de déformation.

Dans le premier cas ($S > 0,5$) la déformation se produit par dislocations doubles dont la distance d'équilibre r_e des partiels est relativement faible. Les résultats des calculs que nous avons effectués à partir de la théorie de la première approximation (voir annexe et tableaux) montrent que pour tous les alliages étudiés la distance d'équilibre correspondant au « pic » de limite élastique est d'environ 500 Å.

Stoloff et Dillamore [29] ont proposé que lorsque la distance d'équilibre des partiels d'une dislocation est comprise entre 50 et 500 Å les dislocations doubles ne peuvent pas effectuer de « cross-slip » ce qui induit une fragilité importante. Par contre dans le 2^e cas ($S < 0,5$) chaque partielle se comporte comme une dislocation simple vis-à-vis du glissement dévié. Il s'ensuit que l'alliage devient ductile dans ces conditions puisque le nombre de plans de glissement augmente.

Nous avons donc confirmé sur nos alliages la proposition de Stoloff et Dillamore.

4.3.3 *Influence de la non-stœchiométrie et du vanadium.* — L'alliage non stœchiométrique a une température de transition fragile-ductile inférieure à celle de l'alliage Fe-Co 50-50 et de l'alliage Fe-Co-2 V. Cela s'explique très bien si l'on remarque que la distance d'équilibre critique (500 Å) est atteinte pour une température plus faible (cf. Fig. 11).

FIG. 11. — Distance d'équilibre r_e des dislocations vis dans un plan (110) en fonction de la concentration en fer.

L'addition de vanadium contribue à diminuer la fragilité de nos alliages. C'est un résultat semblable à celui observé par Clark [30] dans le laiton β -Cu 48 % Zn, lorsqu'il ajoute à cet alliage un 3^e élément en l'occurrence l'or. D'après cet auteur le 3^e élément aurait une influence sur le « cross-slip ».

Annexe

Energie d'une frontière antiphase.

Distance d'équilibre des 2 parties d'une superdislocation.

Pour calculer l'énergie d'une frontière antiphase, la méthode utilisée consiste à dénombrer le nombre de paires d'atomes AA, BB et AB premiers voisins dans l'unité de surface du plan de glissement considéré, avant et après glissement d'une dislocation de vecteur de Burgers $\frac{1}{2} < 111 >$.

Avant glissement, l'énergie du métal peut s'écrire :

$$E_0 = N_{AA} \cdot V_{AA} + N_{BB} \cdot V_{BB} + N_{AB} \cdot V_{AB}$$

où N_{AA} est le nombre de liaisons AA, ...

V_{AA} est l'énergie d'une liaison AA, ...

Après glissement, celle-ci devient :

$$E = (N_{AA} + \Delta N_{AA}) V_{AA} + (N_{BB} + \Delta N_{BB}) V_{BB} + (N_{AB} + \Delta N_{AB}) V_{AB}$$

L'augmentation d'énergie du cristal, égale à l'énergie de la faute créée est :

$$E - E_0 = \Gamma = \Delta N_{AA} V_{AA} + \Delta N_{BB} \cdot V_{BB} + \Delta N_{AB} V_{AB}$$

Or le nombre de liaisons partant d'un atome A, est :

$$N_A \cdot Z = N_{AA} + \frac{N_{AB}}{2}$$

N_A : nombre d'atomes A

Z : nombre de plus proches voisins

et d'un atome B :

$$N_B \cdot Z = N_{BB} + \frac{N_{AB}}{2} \quad N_B : \text{nombre d'atomes B.}$$

Ces deux relations permettent d'écrire :

$$\Delta N_{AA} = \Delta N_{BB} = - \frac{\Delta N_{AB}}{2},$$

soit :

$$\Gamma = \Delta N_{AA} (V_{AA} + V_{BB} - 2 V_{AB})$$

ou

$$\Gamma = 2 v \cdot \Delta N_{AA}$$

Cette relation est générale, et dans le cas de n glissements successifs, on a :

$$\Gamma^{(n)} = 2 v \cdot \Delta N_{AA}^{(n)}$$

$\Delta N_{AA}^{(n)}$ est la variation du nombre de liaisons AA après n glissements ; v est donné par la théorie de la première approximation.

Un calcul de $\Delta N_{AA}^{(n)}$ dans le cas d'un alliage de type $L2_0$ stœchiométrique a déjà été effectué par Eymery *et al.* [28]. Nous l'avons généralisé à la non-stœchiométrie et pour $n = 1$, l'énergie d'une frontière antiphase s'écrit :

$$\Gamma = 2 N Z' v \cdot F_A^2 \times \\ \times F_B^2 \cdot \sigma + F_A F_B \cdot \sigma^2 + F_B^2 \cdot S^2 + (3 F_A F_B - 1) S^4 - \\ - \sigma S^2 - F_A^2 \sigma^2 S^2 + 3 F_A^2 \sigma S^4 \\ \hline (1 - S^2) (F_B^2 - F_A^2 S^2)$$

où F_A et F_B sont les fractions en atome A et B ; S et σ les paramètres d'ordre à longue et à courte distance ; N le nombre d'atomes par unité de surface du plan de faute, et Z' le nombre de liaisons qui partant d'un atome traversent effectivement la surface de faute.

La distance d'équilibre r_e entre deux dislocations de vecteurs de Burgers $\frac{1}{2} < 111 >$ peut alors être calculée, en égalant la force de répulsion mutuelle entre les deux dislocations à la tension superficielle de la frontière antiphase.

On obtient alors :

$$r_e = \frac{\mu}{2 \pi} \frac{b^2}{\Gamma(hkl)} \left\{ \cos^2 \theta + \frac{\sin^2 \theta}{1 - v} \right\}$$

où μ est le module de cisaillement,

b est le vecteur de Burgers,

v le coefficient de Poisson,

et θ l'angle entre la ligne de dislocation et le vecteur de Burgers.

La figure 11 représente les variations de la distance d'équilibre des dislocations vis ($\theta = 0$) dans un plan (110) de l'alliage Fe-Co en fonction de la concentration en fer.

Bibliographie

- [1] STANLEY, J. K., *Trans. Amer. Soc. Metals* **42** (1950) 168.
- [2] FACAROS, G. et TRAP, R. H., Rept. 8-98839-021 — A. Westinghouse Electric Corporation (1959).
- [3] MARCINKOWSKI, M. J. et CHESSIN, H., *Phil. Mag.* **10** (1964) 837.
- [4] CHEN, C. W., *Cobalt* **22** (1964) 1.
- [5] MARCINKOWSKI, M. J. et FISHER, R. M., *Trans. AIME* **233** (1965) 293.
- [6] MARCINKOWSKI, M. J. et LARSEN, J., *Metal. Trans.* **1** (1970) 1034.
- [7] SHENG-TI-FONG, MARCINKOWSKI, M. J. et SADAMANDA, K., *Acta. Met.* **21** (1973) 799.

- [8] CHEN, C. W. et WIENER, G. W., *J. Appl. Phys.* **30** (1959) 199 S.
- [9] CHEN, C. W., *J. Appl. Phys. Suppl.* **32** (1961) 348 S.
- [10] STOLOFF, N. S. et DAVIES, R. G., *Acta Met.* **12** (1964) 473.
- [11] JOHNSTON, T. L., DAVIES, R. G. et STOLOFF, N. S., *Phil. Mag.* **12** (1965) 305.
- [12] JORDAN, K. R. et STOLOFF, N. S., *Trans. Japan Inst. Metals. Suppl.* **9** (1968) 281.
- [13] JORDAN, K. R. et STOLOFF, N. S., *Trans. M. S. AIME* **245** (1969) 2027.
- [14] KOYLU, Y. G., HANCOK, G. F. et RAWLINGS, R. D., *Phys. Stat. Sol. (a)* **16** (1973) 73.
- [15] MOINE, P., EYMERY, J. P. et GROSBAS, P., *Phys. Stat. Sol. (b)* **46** (1971) 177.
- [16] DINHUT, J. F., EYMERY, J. P. et MOINE, P., *Phys. Stat. Sol. (a)* **12** (1972) 153.
- [17] BONOU, T., Thèse de 3^e Cycle. Poitiers (1973).
- [18] EYMERY, J. P., GROSBAS, P. et MOINE, P., *Revue Phys. Appl.* **8** (1973) 139.
- [19] WARREN, B. E., *X-Rays Diffraction* (Addison Wesley) 1969, 206.
- [20] KRAHL, D., *Fourth European Regional Conference*. Rome (1968) 441.
- [21] ENGLISH, A. T., *Trans AIME* **14** (1966) 236.
- [22] HANSEN, M. et ANDERKO, P., *Binary Alloy Systems* (Mc Graw-Hill) 1958.
- [23] ELLIS, N. C. et GREINER, E. S., *Trans. Am. Soc. Metals* **29** (1941) 415.
- [24] DEMENET, J. L., Thèse de 3^e Cycle. Poitiers (1973).
- [25] GOMAN'KOV, V. I., LITVIN, D. F., LOSHMANOV, A. A., LYASHENKO, B. G. et PUZEI, I. M., *Sov. Phys. Cryst.* **7** (1962) 637.
- [26] GIRIFALCO, L. A., *J. Phys. Chem. Solids* **24** (1964) 323.
- [27] MOINE, P., Thèse d'Etat. Poitiers (1968).
- [28] EYMERY, J. P., GABORIAUD, R. J., DINHUT, J. F. et GRILHE, J., *Scripta Met.* **6** (1972) 707.
- [29] STOLOFF, N. S. et DILLAMORE, I. L., *Ordered Alloys*. Proceeding of the 3rd Bolton. Landing Conference AIME (1970) 544.
- [30] CLARK, H. McI., *Phil. Mag.* **16** (1967) 853.
-