



Recombinaison des paires proches après irradiation aux neutrons à 20 K d'alliages Fe₅₀-Co₅₀ et Fe₄₉-Co 49-V₂

J.F. Dinhut, J.P. Rivière, J.C. Desoyer

► To cite this version:

J.F. Dinhut, J.P. Rivière, J.C. Desoyer. Recombinaison des paires proches après irradiation aux neutrons à 20 K d'alliages Fe₅₀-Co₅₀ et Fe₄₉-Co 49-V₂. Journal de Physique, 1980, 41 (2), pp.135-140. 10.1051/jphys:01980004102013500 . jpa-00209225

HAL Id: jpa-00209225

<https://hal.science/jpa-00209225>

Submitted on 4 Feb 2008

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
61.70B — 61.80H

Recombinaison des paires proches après irradiation aux neutrons à 20 K d'alliages Fe₅₀-Co₅₀ et Fe₄₉-Co₄₉-V₂

J. F. Dinhut, J. P. Rivière et J. C. Desoyer

Laboratoire de Métallurgie Physique, L.A. 131 du C.N.R.S., 40, avenue du Recteur-Pineau, 86022 Poitiers, France

(Reçu le 25 juin 1979, accepté le 2 octobre 1979)

Résumé. — Deux alliages Fe₅₀-Co₅₀ et Fe₄₉-Co₄₉-V₂ ordonnés et désordonnés ont été irradiés aux neutrons de fission à la température de l'hydrogène liquide. Nous avons étudié la restauration de l'excès de résistivité produit en effectuant des recuits isochrones. Dans le domaine de températures comprises entre 20 K et 150 K, un stade important est enregistré à 55 K sur l'alliage désordonné et l'on assiste à son dédoublement : 65 K et 90 K lorsque le degré d'ordre de l'alliage est maximum. Ce stade est attribué à la recombinaison des paires proches de Frenkel. Un modèle est présenté tenant compte de la nature de l'interstitiel migrant vis-à-vis de celle du site lacunaire. Le décalage en énergie des deux stades ainsi calculés correspond assez bien à la valeur trouvée expérimentalement.

Abstract. — Two Fe₅₀-Co₅₀ and Fe₄₉-Co₄₉-V₂ ordered and disordered alloys were irradiated with fission neutrons at liquid hydrogen temperature. We have studied the recovery of the radiation induced resistivity during isochronal annealings. In the temperature range between 20 K and 150 K an important recovery stage is noticed at 55 K on the disordered alloys at 65 K and 90 K. This stage is attributed to the close pair recombination. A calculation is proposed taking into account the nature of the migrating interstitial atom with respect to that of the vacancy site. The energy difference between the two substages is in good agreement with the value found experimentally.

1. Introduction. — Si les propriétés des défauts ponctuels produits par irradiation commencent à être assez bien connues dans les métaux purs [1, 2, 3], nos connaissances sont plus limitées en ce qui concerne les alliages concentrés [4, 5, 6]. Et l'intérêt dont ils font l'objet depuis quelques années ne se situe pas seulement sur le plan fondamental, mais aussi sur le plan appliqué en raison de leur utilisation dans le domaine de la métallurgie nucléaire.

L'une des principales conséquences de la migration à grande distance de la sursaturation de défauts créés est l'accélération des phénomènes de diffusion. Ceci a été observé très souvent dans des alliages où un ordre atomique plus ou moins complet existe [4, 5, 7]. D'autre part, il semble que la mobilité des auto-interstitiels soit plus faible dans les alliages que dans les métaux ; tel est le cas par exemple des alliages Fe-Al ordonnés de type B₂ [6, 8], le cas de l'alliage Ag-30 at. % Zn présente un intérêt particulier puisque Hillairet *et al.* [9, 10] ont trouvé que la mobilité des auto-interstitiels était plus faible que celle des lacunes. Ceci remettrait en cause, dans une certaine mesure, le schéma généralement accepté où, dans l'ordre des

températures croissantes, on a d'abord mobilité à courte, puis plus grande distance des interstitiels, et enfin migration et élimination des lacunes [4, 5, 6].

En ce qui concerne les alliages Fe₅₀-Co₅₀ et Fe₄₉-Co₄₉-V₂ ordonnés ou désordonnés, les études précédemment réalisées ont surtout concerné la restauration des défauts produits par irradiation aux neutrons à 20 K au-dessus de la température de 200 K. C'est dans ce domaine de températures notamment que le phénomène de diffusion accéléré avait été observé [11].

Dans cet article, nous nous proposons d'examiner plus en détail le stade de restauration des paires proches entre 20 K et 100 K environ, et tenter d'expliquer par un modèle simple l'influence de l'état d'ordre sur le processus de recombinaison.

2. Conditions expérimentales. — Les compositions pondérales des alliages utilisés dans cette étude sont données dans le tableau ci-dessous. On utilisera par la suite la dénomination Fe-Co pour l'alliage binaire et Fe-Co-2V pour le ternaire.

%	Co	V	C	Si	S	P	Mn
Fe-Co	49,87	—	0,004	< 0,01	0,001	0,004	< 0,01
Fe-Co-2V	48,97	2,07	0,013	0,06	—	—	0,08

L'alliage binaire Fe-Co présente une fragilité très marquée qui rend en particulier la mise en forme des éprouvettes très délicate. L'introduction d'une faible quantité de vanadium améliore la ductibilité de l'alliage Fe-Co-2V sans modifier de façon sensible les phénomènes d'ordre.

Pour les mesures de résistivité électrique, nous utilisons des éprouvettes ayant une section moyenne de $0,4 \times 0,4 \text{ mm}^2$ et une longueur de 25 mm.

Après un recuit de une heure à 800 °C sous un vide secondaire de 10^{-6} torr suivi d'un refroidissement lent (60 °C/h), nous obtenons un état d'ordre maximum $S \approx 1$ pour les deux alliages étudiés ; l'état de désordre maximum $S \approx 0$ est obtenu par trempe à l'eau depuis 780 °C.

Les expériences d'irradiation aux neutrons sont effectuées sur la boucle C.N.R.S. à 20 K implantée sur le réacteur Triton du C.E.A. de Fontenay-aux-Roses. Les échantillons sont fixés dans une capsule qui est solidaire d'un tube capillaire en acier inoxydable servant de passage aux fils de mesure soudés par points sur les échantillons. Un courant de 100 mA stabilisé à 10^{-5} parcourt les échantillons et l'on déduit les variations de résistivité des différences de potentiel enregistrées sur un voltmètre de sensibilité 0,1 μV . L'irradiation aux neutrons est effectuée à la température de l'hydrogène liquide, la dose totale étant environ de $7,2 \times 10^{17} \text{ n/cm}^2$ ($E > 1 \text{ MeV}$).

3. Résultats expérimentaux. — Les recuits isochrones après irradiation ont lieu *in situ* depuis la température d'irradiation et les mesures de résistance sont faites à 20 K après chaque recuit : $\Delta t = 15 \text{ min}$, $\Delta \theta = 20 \text{ K}$.

Nous désignerons par :

ρ_0 résistivité de l'alliage avant irradiation,

ρ_{irr} résistivité de l'alliage après irradiation,

$\rho(T)$ résistivité de l'alliage après le recuit à la température T .

Le rapport $\Delta\rho/\Delta\rho_0 = \rho(T) - \rho_0 / \rho_{\text{irr}} - \rho_0$ représentera donc le pourcentage de l'excès de résistivité restant après chaque recuit. Les courbes expérimentales de restauration isochrone entre 20 K et 150 K sont présentées sur les figures 1 et 2 pour les alliages Fe-Co et Fe-Co-2V dans l'état désordonné $S \approx 0$ et l'état thermiquement ordonné sensiblement au maximum $S \approx 1$. On constate que dans ce domaine de température, environ 50 % de l'excès de résistivité introduit par irradiation se restaure dans les deux alliages étudiés et quel que soit le degré d'ordre.

Sur les figures 3, 4 et 5, les courbes dérivées de recuit isochrone mettent très nettement en évidence

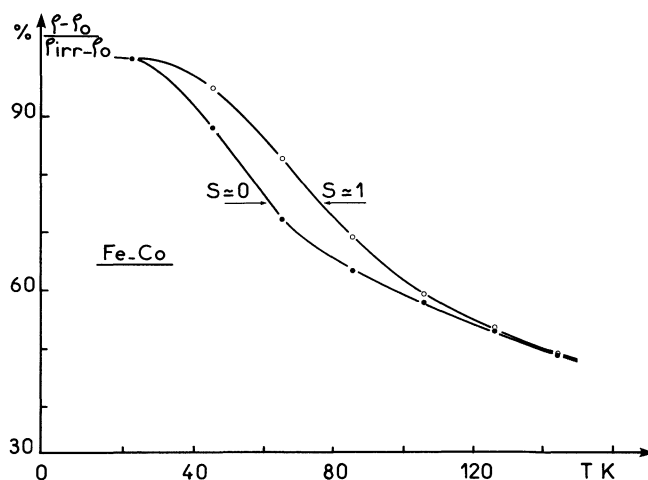


Fig. 1. — Restauration isochrone de l'excès de résistivité $\rho_{\text{irr}} - \rho_0$ produit par irradiation aux neutrons à 20 K dans l'alliage Fe-Co ordonné $S \approx 1$ et désordonné $S \approx 0$.

[Isochronal recovery of the resistivity induced ($\rho_{\text{irr}} - \rho_0$) by neutron irradiation at 20 K in a Fe-Co alloy ordered $S \approx 1$ and disordered $S \approx 0$.]

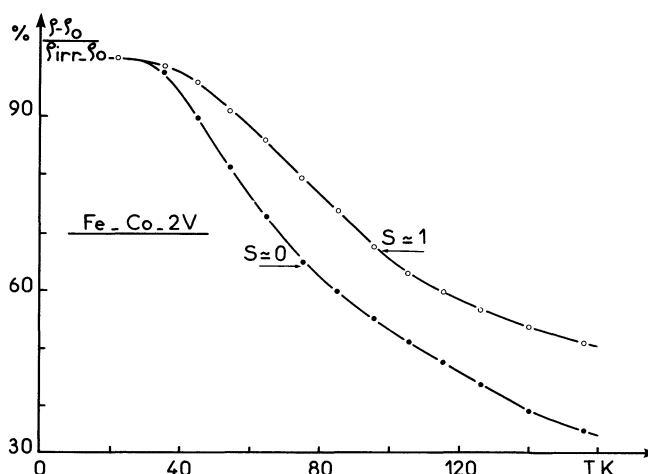


Fig. 2. — Restauration isochrone de l'excès de résistivité $\rho_{\text{irr}} - \rho_0$ produit par irradiation aux neutrons à 20 K dans l'alliage Fe-Co-2V ordonné $S \approx 1$ et désordonné $S \approx 0$.

[Isochronal recovery of the resistivity induced $\rho_{\text{irr}} - \rho_0$ by neutron irradiation at 20 K in a Fe-Co-2V alloy ordered $S \approx 1$ and disordered $S \approx 0$.]

le premier stade de restauration, appelé A, et son évolution avec le degré d'ordre ainsi que l'influence d'un écrouissage préalable [12]. Pour les deux alliages Fe-Co et Fe-Co-2V et les degrés d'ordre les plus faibles $S \approx 0$ et $S \approx 0,4$, on note la présence d'un seul stade A centré sur 55 K. Lorsque le degré d'ordre augmente (Fig. 5) $S \approx 0,7$, on note un décalage d'environ 10 K de ce stade vers les plus hautes températures et l'apparition vers 90 K d'un stade supplémentaire. Enfin, pour les deux alliages ordonnés initialement au maximum $S \approx 1$, le stade supplémentaire à 90 K apparaît clairement sur les courbes correspondantes des figures 3 et 4.

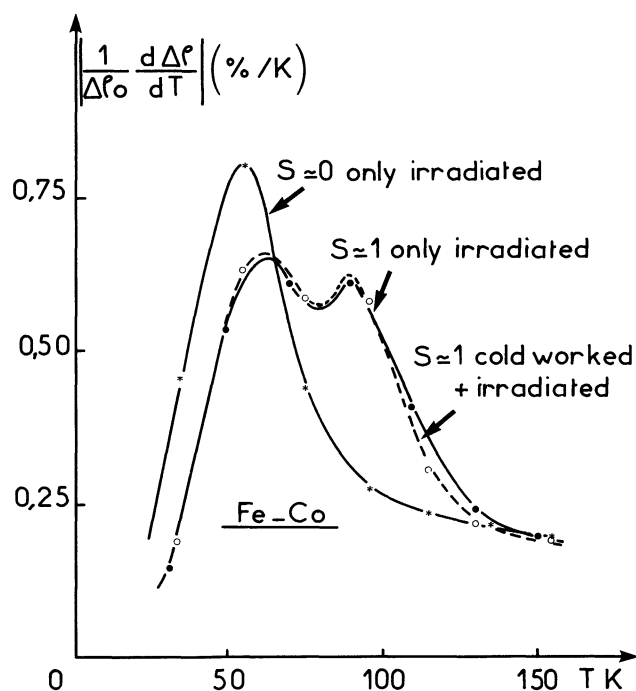


Fig. 3. — Courbes dérivées de recuits isochrones mettant en évidence le stade de restauration de paires proches et son dédoublement dans l'alliage complètement ordonné Fe-Co.

[Differential isochronal recovery curves showing the close pair recombination stage and its splitting for the fully ordered Fe-Co alloy.]

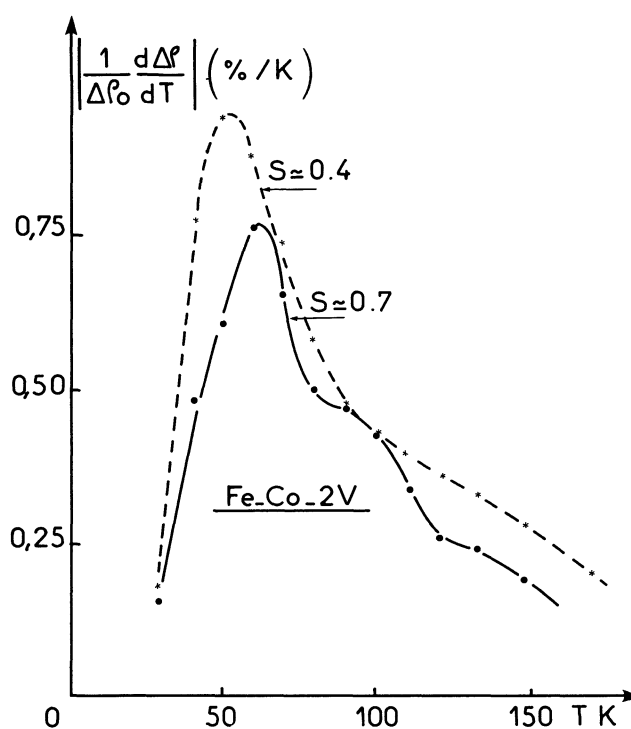


Fig. 5. — Courbes dérivées de recuits isochrones obtenues pour deux degrés d'ordre intermédiaires $S \approx 0,4$ et $S \approx 0,7$ dans l'alliage Fe-Co-2V.

[Differential isochronal recovery curves obtained for two intermediary degrees of order $S \approx 0,4$ and $S \approx 0,7$ in the Fe-Co-2V alloy.]

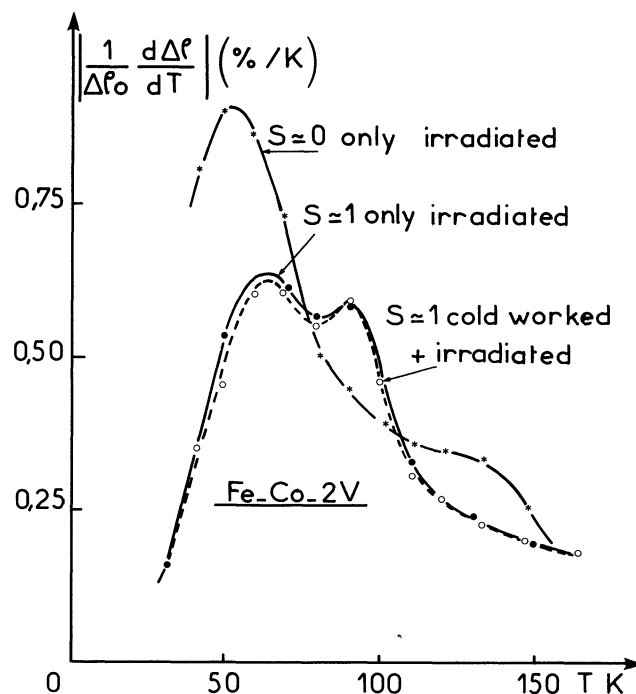


Fig. 4. — Courbes dérivées de recuits isochrones mettant en évidence le stade de restauration des paires proches et son dédoublement dans l'alliage complètement ordonné Fe-Co-2V.

[Differential isochronal recovery curves showing the close pair recombination stage and its splitting for the fully ordered Fe-Co-2V alloy.]

Par comparaison avec les métaux purs [2, 13] et aussi avec les résultats précédemment enregistrés sur différents alliages ordonnés [4, 5, 6, 8], le tout premier stade à basse température est attribué à la recombinaison des paires de Frenkel proches. On a pu remarquer aussi qu'un faible écrouissage avant irradiation : figures 3 et 4, ne modifie absolument pas l'amplitude et la position du stade. Un tel résultat a été observé dans les métaux purs [14], mais aussi plus récemment dans un alliage ordonné de type B_2 Fe-40 at. % Al [15] ; il est tout à fait compatible avec l'interprétation proposée ci-dessus.

Pour les deux alliages Fe-Co et Fe-Co-2V étudiés, les résultats importants concernant ce stade de recombinaison des paires proches sont :

- d'une part, le déplacement vers les plus hautes températures,
- d'autre part, le dédoublement d'autant plus prononcé que l'état d'ordre est important.

Aucun résultat semblable n'a été observé sur les alliages ordonnés de type B_2 puisque les alliages étudiés Fe-Al [6] et Cu-Znβ [5] se présentent toujours dans un état d'ordre maximum. Dans les alliages Fe-Al, le stade de recombinaison des paires proches se divise en trois sous-stades centrés vers 65 K, 90 K et 110 K avec des énergies d'activation respectives de 0,12 eV, 0,20 eV et 0,30 eV. Pour toutes les compo-

sitions étudiées allant de 38,5-47 at. % Al, ce stade possède une amplitude faible ne correspondant qu'à 6 ou 7 % de restauration de l'excès de résistivité introduit par l'irradiation.

Dans le laiton β , Damask *et al.* [5] ont également observé trois stades vers 40 K, 65 K et 90 K avec des énergies d'activation 0,03 eV, 0,05 eV et 0,10 eV. Ils correspondent à la restauration d'environ 40 % de l'excès de résistivité introduit par l'irradiation et les auteurs attribuent ces stades, par comparaison avec le modèle de Corbett [16] établi pour les métaux, à l'élimination corrélée des interstitiels sur les lacunes quant à l'alliage Cu-Zn α ne présentant qu'un phénomène d'ordre à courte distance, un seul stade de faible amplitude est enregistré vers 75 K avec une énergie d'activation proche de 0,2 eV [17]; ce stade a été attribué à la restauration des interstitiels de Zn sur leur propre lacune. Tous ces résultats montrent bien qu'une subdivision du stade de paires proches a déjà été observé dans des alliages de type B₂ ordonnés, cependant l'influence de l'état d'ordre sur cette subdivision n'a jamais été étudiée. Les seules expériences réalisées après irradiation aux électrons dans l'état ordonné $S \simeq 1$ et l'état désordonné $S \simeq 0$, l'ont été pour l'alliage Cu₃Au [4]. Pour $S \simeq 0$, les deux stades observés à 55 K et 90 K avec des énergies d'activation de 0,17 eV et 0,24 eV sont attribués à la recombinaison des interstitiels d'Au sur les lacunes Au et à celle des interstitiels de Cu sur les lacunes Cu. Dans l'état ordonné, le même alliage ne présente qu'un seul stade attribué à la recombinaison des interstitiels Cu sur les lacunes Cu. L'absence d'interstitiels d'Au dans l'alliage ordonné semble liée au mécanisme de dissipation de l'énergie par focussons. En effet, dans un plan $\langle 111 \rangle$ et les directions $\langle 110 \rangle$, les atomes de Cu sont premiers voisins : ces rangées de Cu jouent le rôle de focussons pour dissiper l'énergie du primaire. Ce mécanisme expliquerait que les électrons de 1,5 MeV ne soient pas suffisants pour produire des interstitiels de type Au dans l'alliage Cu₃Au ordonné [4].

Cette comparaison avec des résultats expérimentaux antérieurs obtenus dans d'autres alliages binaires, montre que chaque composé doit être étudié comme un cas particulier. Les processus de création et de restauration des défauts dans un alliage où un ordre atomique plus ou moins complet existe, dépendent non seulement de la taille et de la masse des atomes, mais aussi de la relation de stœchiométrie et du type de surstructure. Pour discuter les différents mécanismes de recombinaison possibles, nous utiliserons les propriétés des alliages Fe-Co et Fe-Co-2V [18, 19, 20] et principalement le fait que les atomes constituants ont des masses et des structures électroniques voisines.

4. Discussion. — Plusieurs possibilités peuvent être envisagées pour expliquer l'apparition d'un second stade de restauration de paires proches en fonction de l'état d'ordre initial.

i) Dans les métaux purs cubiques centrés, la configuration de l'interstitiel, le mécanisme et les énergies nécessaires à sa migration sont bien connus [21, 22]. En ce qui concerne les alliages concentrés, les renseignements sont actuellement très limités. Toutefois, en considérant que les masses atomiques et les structures électroniques des atomes de fer et de cobalt sont très voisines, on peut raisonnablement étendre le modèle de l'interstitiel dissocié au cas des alliages Fe-Co.

ii) L'existence de deux stades de restauration de paires proches pourrait trouver son origine dans la présence des deux sortes d'atomes de nature chimique différentes. On ne peut cependant retenir l'hypothèse de deux interstitiels I_{Fe} et I_{Co} donnant deux stades distincts; en effet, on noterait également ce dédoublement dans l'alliage désordonné. Par ailleurs, il faudrait expliquer comment la présence potentielle de trois interstitiels dissociés I_{Fe-Fe} , I_{Co-Co} et I_{Fe-Co} ne puisse donner naissance qu'à deux stades distincts de restauration.

iii) Il apparaît donc nécessaire de faire intervenir la nature de l'atome migrant vis-à-vis de la nature de l'environnement du site lacunaire, donc de l'état d'ordre de la matrice. L'état désordonné ne présentant qu'un seul stade, les différentes dissociations possibles sont considérées comme un seul et unique défaut ne conduisant qu'à un seul stade. Il existerait alors dans les alliages Fe-Co et Fe-Co-2V ordonnés deux modes de recombinaison distincts :

— le premier mécanisme restaure l'ordre atomique présent avant irradiation; l'atome de fer (respectivement de cobalt) prenant place sur un site réservé aux atomes de fer (respectivement de cobalt) dans la structure B₂,

— le second mécanisme au contraire, détruit localement l'ordre atomique initial : un atome de nature donnée venant occuper un site du sous-réseau opposé : ainsi un atome de fer (respectivement de cobalt) ira se placer sur le sous-réseau réservé aux atomes de cobalt (respectivement de fer).

Parmi les hypothèses formulées ci-dessus, seule la dernière iii) semble satisfaisante :

— elle ne nécessite pas de faire appel à un nouveau modèle d'interstitiel dissocié, se contentant de reprendre celui des métaux purs cubiques centrés,

— elle est compatible avec les résultats observés sur les alliages Fe-Co et Fe-Co-2V désordonnés; en effet dans ce cas, en confondant les différents interstitiels dissociés possibles I_{Fe-Fe} , I_{Co-Co} et I_{Fe-Co} , tous les sites du réseau étant statistiquement équivalents, on ne peut obtenir qu'un seul stade,

— elle peut expliquer l'apparition du second stade de restauration des paires proches observée dans les alliages ordonnés.

Les deux mécanismes suggérés pour interpréter nos résultats expérimentaux se distinguent donc par le fait que l'un restaure l'état d'ordre initial, tandis que

l'autre le détruit localement. Nous avons représenté sur les figures 6a et 6b les barrières d'énergie à franchir dans chacun des deux cas. Les valeurs des différentes

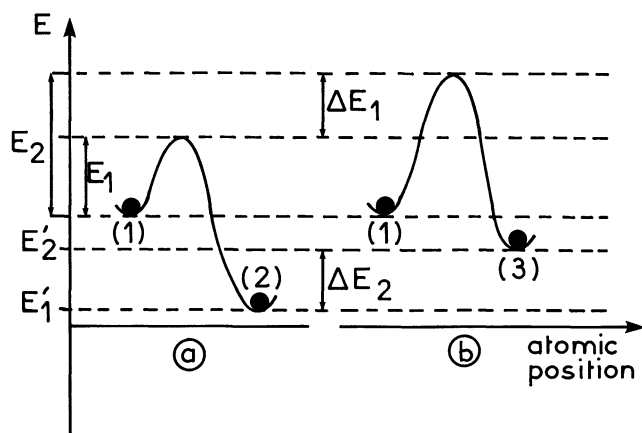


Fig. 6. — Vue schématique des barrières d'énergie que doit franchir l'interstitiel selon les deux mécanismes proposés a) et b) : a) Etat initial 1 : Interstitiel + lacune et $S = 1$. Etat final 2 : Annihilation et $S = 1$. b) Etat initial 1 : Interstitiel + lacune et $S = 1$. Etat final 3 : Annihilation mais atome A sur site B.

[Schematic view of the energy barrier crossed by the interstitial for the two proposed mechanisms a) and b) : a) Initial state 1 : Interstitial + vacancy and $S = 1$. Final state 2 : Annihilation and $S = 1$. b) Initial state 1 : Interstitial + vacancy and $S = 1$. Final state 3 : Annihilation but an atom of nature A is on a B type site.]

énergies d'activation E_1 et E_2 pour chaque stade ont été estimées expérimentalement et sont données dans le tableau suivant :

Tableau I. — Energies d'activation déterminées expérimentalement.

	E_1 (eV)	E_2 (eV)	$\Delta E_1 = E_2 - E_1$ (eV)
Fe-Co	0,13	0,185	$5,5 \times 10^{-2}$
Fe-Co-2V	0,17	0,235	$6,5 \times 10^{-2}$

L'écart ΔE_1 obtenu à partir de ces énergies est voisin de 6×10^{-2} eV et il serait illusoire de vouloir connaître plus exactement ces valeurs avec la précision des mesures effectuées (environ 5×10^{-3} eV).

La discussion précédente montre que dans ΔE_1 la contribution majeure pourrait provenir de l'énergie nécessaire à la création de désordre atomique local.

Cette énergie de désordre représentée par ΔE_2 sur la figure 6 peut être calculée par la différence d'énergie $E'_2 - E'_1$ entre les deux états d'ordre obtenus après recombinaison de l'interstitiel sur la lacune. On utilisera pour calculer ΔE_2 la méthode des moments, exposée et justifiée par ailleurs [23, 24] prenant en compte la modification de la structure électronique de l'alliage et principalement de la bande « d ». La courbe de densité d'état est représentée par une courbe analytique dont les trois premiers moments sont iden-

tiques à ceux de la courbe réelle. On peut alors calculer l'énergie d'un état quelconque du cristal comme la somme des énergies de Hartree à un électron

$$E = 2N \int^{E_F} E \cdot n(E) \cdot dE = \frac{10N}{\sqrt{2\pi}} e^{-E_F^2/2m_2} \times \sqrt{m_2}$$

où le niveau de Fermi est déterminé par le nombre Z d'électrons par atomes :

$$Z = \int^{E_F} 2En(E) dE.$$

N est le nombre d'atomes du cristal, $n(E)$ la densité d'états par atomes et m_2 le moment d'ordre deux.

Dans ces conditions, si à partir de l'état ordonné on transforme N_1 premières liaisons et N_2 secondes liaisons, on montre (cf. [24]) que la différence d'énergie entre un état perturbé et l'état d'ordre maximum s'écrit :

$$\Delta E_2 = \frac{3K}{80} (4N_1 - N_2) \cdot \frac{y^2 - x^2}{\sqrt{m_2}}.$$

Le calcul nécessite la connaissance :

- des niveaux d'énergie du fer, E_{Fe} et du cobalt E_{Co} ,
- des différentes intégrales de recouvrement entre deux atomes de fer : x_F , deux atomes de cobalt : x_C et un atome de fer et un atome de cobalt : y , avec la relation : $2x^2 = x_F^2 + x_C^2$.

La valeur de K est calculée à partir de la position du niveau de Fermi E_F défini par le remplissage de la bande « d ».

Le moment d'ordre deux m_2 de la gaussienne utilisée se met sous la forme :

$$m_2 = \frac{(E_{Fe} - E_{Co})^2}{2} + \frac{3}{10} \left(8y^2 + \frac{3}{2}x^2 \right).$$

Toutes les valeurs numériques nécessaires, à l'exception de y sont empruntées à des travaux publiés antérieurement [24] ; on aura :

$$E_{Co} - E_{Fe} = 1 \text{ eV}, \quad x_C = 0,585 \text{ eV}$$

et

$$x_F = 0,700 \text{ eV}.$$

La valeur de y est choisie de façon à obtenir une énergie de mise en ordre basée sur la température critique de transformation ordre-désordre par une théorie thermodynamique. En utilisant la théorie de Bragg et Williams [25] et une température critique de $T_c = 735^\circ\text{C}$, on obtient la valeur de $y = 0,672 \text{ eV}$.

Dans les structures de type B_2 , pour les deux mécanismes de restauration de paires proches envisagés, on a : $N_1 = 8$, $N_2 = 6$, ce qui conduit à

$$\Delta E_2 = 8,5 \times 10^{-2} \text{ eV}$$

valeur voisine de ΔE_1 .

Il ne faut pas attendre un meilleur accord entre ΔE_1 et ΔE_2 puisque d'une part, ces deux grandeurs sont physiquement différentes et que, d'autre part, leurs déterminations, soit expérimentale, soit théorique, ne sont faites qu'avec une précision relative. On doit cependant remarquer que les hypothèses faites en iii) pour expliquer le dédoublement du stade de restauration des paires proches sont compatibles avec les calculs d'énergie disponibles dans ces alliages. Dans ces conditions, ΔE_1 doit augmenter au cours de la mise en ordre, mais il est difficile de vérifier expérimentalement une telle variation car les deux stades se recouvrent pour des états d'ordre intermédiaires (Figs. 4 et 5).

Ainsi, dans les alliages Fe-Co et Fe-Co-2V ordonnés, nous pensons que, pour un interstitiel de nature donnée, tous les sites lacunaires n'étant pas équivalents, la recombinaison se fait de manière sélective. On favorisera donc dans l'ordre des températures croissantes, d'abord l'élimination des interstitiels qui

vont restaurer l'ordre de départ, puis ceux qui nécessitent la création de désordre atomique local.

5. Conclusion. — Nous avons observé expérimentalement un dédoublement du stade de recombinaison de paires proches dans les alliages Fe-Co et Fe-Co-2V initialement ordonnés avant irradiation.

— Ce phénomène étant lié à l'état d'ordre dans la matrice, nous avons considéré deux mécanismes possibles de recombinaison : l'un qui restaure l'ordre initial, et l'autre qui laisse un désordre local.

— Un calcul effectué par la méthode des moments permet de calculer la différence d'énergie ΔE_2 entre l'état initial ordonné et l'état final localement désordonné qui est comparable à la valeur d'énergie ΔE , déterminée expérimentalement.

Il reste bien sûr à montrer qu'il y a égalité entre les accroissements d'une part de l'énergie de col et d'autre part de l'énergie de l'état d'équilibre.

Bibliographie

- [1] KOEHLER, J. S., *International Conference on Fundamental Aspects of Radiation damage in metals*. Gatlinburg oct. 1975 (US ERDA. Publishing) p. 397.
- [2] SCHILLING, X., ERHART, P., SONNENBERG, K., *idem*, p. 470.
- [3] SEEGER, A., *idem*, p. 493.
- [4] GILBERT, J., HERMAN, H., DAMASK, A. C., *Rad. Effects* **20** (1973) 37.
- [5] KOCZAK, M. J., HERMAN, H., DAMASK, A. C., *Acta Met.* **19** (1971) 303.
- [6] RIVIÈRE, J. P., *Rad. Effects* **33** (1977) 21.
- [7] RIVIÈRE, J. P., GRILHÉ, J., *Rad. Effects* **31** (1976) 53.
- [8] RIVIÈRE, J. P., GRILHÉ, J., *id.* as [1] p. 636.
- [9] HALBWACHS, M., HILLAIRET, J., COST, J. R., *J. Nucl. Mater.* **69 70** (1978) 776.
- [10] HALBWACHS, M., *Phys. Status Solidi* a **42** (1977) 707.
- [11] DINHUT, J. F., RIVIÈRE, J. P., *Rad. Effects* **38** (1978) 33.
- [12] DINHUT, J. F., RIVIÈRE, J. P., DESOYER, J. C., *Rad. Effects* **39** (1978) 233.
- [13] SCHILLING, W., SONNERBERG, K., *J. Phys. F* **3** (1973) 322.
- [14] SCHILLING, W., BURGER, G., ISEBECK, K., WENZL, H., *Proceedings of the International Conference on Vacancies and interstitial in metals*. Julich (North-Holland, Pub.) 1970, p. 225.
- [15] RIVIÈRE, J. P., GRILHÉ, J., *Phys. Status Solidi* a **38** (1978) 713.
- [16] CORBETT, J. W., SMITH, R. B., WALKER, R. M., *Phys. Rev.* **114** (1959) 1452.
- [17] DAMASK, A. C., GILBERT, J., HERMAN, H., *Rad. Effects* **29** (1975) 89.
- [18] EYMERY, J. P., Thèse Université de Poitiers, 1974.
- [19] DINHUT, J. F., Thèse Université de Poitiers, 1977.
- [20] GROSBAS, P., Thèse Université de Poitiers, 1974.
- [21] YOUNG, F. W., *J. Nucl. Mater.* **69-70** (1978) 310.
- [22] SCHILLING, W., *J. Nucl. Mater.* **69-70** (1978) 465.
- [23] DUCASTELLE, F., CYROT-LACKMAN, F., *J. Phys. Chem. Sol.* **32** (1971) 285.
- [24] DINHUT, J. F., DESOYER, J. C. et MOINE, P., *J. Physique* **35** (1974) 447.
- [25] BRAGG, W. L., WILLIAMS, E. J., *Proc. R. Soc. A* **151** (1935) 540.
- [26] JACKSON, R. O., LEIGHLY, H. P., EDWARDS, D. R., *Philos. Mag.* **25** (1972) 1169.