

temps  $t_{DC}$  pour les échantillons désordonnés choqués,  $t_{DL}$  pour les échantillons désordonnés laminés et  $t_{OC}$  pour les éprouvettes initialement ordonnées qui ont été partiellement désordonnées par le choc. Expérimentalement, on a trouvé entre ces trois temps et pour une même température de revenu la relation:

$$t_{DC} < t_{DL} < t_{OC}$$

Les deux premières catégories d'échantillons possèdent d'une part une sursaturation de lacunes dues à la trempe et d'autre part des lacunes introduites par écrouissage; il faut noter<sup>(14)</sup> que le choc crée certainement beaucoup plus de lacunes que le laminage; la remise en ordre étant liée au mouvement des lacunes, il semble normal que l'échantillon, en ayant la plus grande concentration, se réordonne plus rapidement, ce qui justifie l'inégalité  $t_{DC} < t_{DL}$ . La troisième catégorie d'échantillons ne contient que les lacunes d'écrouissage; l'inégalité  $t_{DL} < t_{OC}$  nous conduit à penser que le nombre de lacunes introduit par le choc est inférieur à celui qui est retenu par la trempe.

Les variations de la dureté en fonction du temps de revenu sont comparables pour les échantillons désordonnés laminés et pour les échantillons désordonnés choqués; on observe un accroissement de dureté; au contraire, la dureté des échantillons initialement ordonnés diminue au cours des revenus. On peut décomposer les courbes de dureté des échantillons initialement désordonnés en trois parties. La première coupure correspond au début du palier; rappelons qu'en ce point le degré d'ordre est voisin de 0,6 et que l'on commence à observer des sous-joints par microscopie électronique. La deuxième coupure est définie par le moment où, sur le palier, le paramètre  $S$  atteint sa valeur maximum  $S_{max}$ . La croissance du premier tronçon s'interprète par la nécessité qu'ont les dislocations de créer au cours de leur déplacement des frontières antiphases dans une matrice où le degré d'ordre augmente avec le temps; l'effet adoucissant du réarrangement des dislocations contribue vraisemblablement à diminuer la pente de la courbe. Sur le deuxième tronçon, on peut penser que l'augmentation de  $S$  jusqu'à  $S_{max}$  et l'évolution de la polygonisation ont des effets qui se compensent. Dans la troisième partie des courbes de dureté, l'ordre maximum est atteint et la polygonisation est déjà très avancée; il semble normal que la dureté reste sensiblement constante. En ce qui concerne les échantillons initialement ordonnés et choqués, le degré d'ordre au début de la cinétique est du même ordre de grandeur que celui correspondant à la première coupure sur les courbes des échantillons

précédents; il semble possible d'admettre que l'effet adoucissant de la polygonisation l'emporte sur l'effet durcissant de la remise en ordre qui est très lente (le degré d'ordre maximum est atteint au bout de 1200 hr de recuit à 408°C).

## 5. CONCLUSIONS

L'étude de la structure de l'alliage Fe-Co-V écroui par choc ou par laminage a permis de mettre en évidence les résultats suivants:

(a) pour un même taux de déformation, le choc produit un durcissement plus important que le laminage aussi bien sur les échantillons ordonnés que sur les échantillons désordonnés;

(b) le choc détruit l'ordre à grande distance et crée des parois d'antiphase, le laminage ne désordonne que très faiblement l'alliage;

(c) le choc crée des mâcles nombreuses du type (112) dans l'alliage désordonné et quelques mâcles très fines et très rares dont le système reste à déterminer dans l'alliage ordonné;

(d) aucune structure cellulaire des dislocations n'a été décelée dans les échantillons choqués quel que soit leur état initial (ordonnés ou désordonnés);

(e) une répartition à peu près uniforme des dislocations peut être observée dans les échantillons désordonnés laminés tandis qu'une structure cellulaire apparaît dans les échantillons ordonnés faiblement laminés.

L'étude de l'évolution de la structure écrouie au cours de revenus d'ordre a conduit aux observations suivantes:

(a) en ce qui concerne des échantillons initialement ordonnés puis choqués, la dureté diminue et la taille des domaines antiphases augmente tandis qu'apparaît le phénomène de polygonisation;

(b) en ce qui concerne les échantillons initialement désordonnés puis écrouis par choc ou par laminage, la dureté et la taille des domaines antiphases augmentent; l'accroissement de dureté est d'autant plus important que l'écrouissage initial est plus fort; le phénomène de polygonisation existe également et son apparition semble coïncider sur les échantillons laminés avec le moment où la dureté atteint sa valeur maximum; la phase de coalescence des domaines antiphases ne se produit qu'après que le degré d'ordre à longue distance soit maximum.

## REMERCIEMENTS

Nous remercions M. Migault et Romain des conseils et de l'aide pratique qu'ils nous ont apportés pour la réalisation des chocs. Nos remerciements s'adressent également à Mme Garem et à

Melle Denanot pour leur assistance dans les observations au microscope électronique.

#### REFERENCES

1. D. E. MIKKOLA et J. B. COHEN, *Acta Met.* **14**, 105 (1966).
2. P. BEARDMORE, A. H. HOLTZMAN et M. B. BEVER, *Trans. Am. Inst. Min. Engrs* **230**, 725 (1964).
3. H. KRESSEL et N. BROWN, *Acta Met.* **14**, 1860 (1965).
4. J. RINNOVATORE et N. BROWN, publication citée dans Ref. 3.
5. N. S. STOLOFF et R. G. DAVIES, *Acta Met.* **12**, 473 (1964).
6. A. H. HOLTZMAN et G. R. COWAN, *Response of Metals to High Velocity Deformation*, p. 447. Interscience (1961).
7. A. S. APPLETON et J. S. WADDINGTON, *Acta Met.* **12**, 956 (1964).
8. M. H. RICE, R. G. MCQUEEN et J. M. WALSH, *Solid St. Phys.* **5**, (1958).
9. W. L. BRAGG et E. J. WILLIAMS, *Proc. R. Soc.* **A151**, 540 (1935).
10. F. LAVES, *Naturwissenschaften* **39**, 546 (1952).
11. R. W. CAHN et J. A. COLL, *Acta Met.* **9**, 138 (1961).
12. B. P. HIRSCH, *Internal Stresses and Fatigue in Metals*. Elsevier.
13. J. P. EYMERY, P. GROSBREAS, J. CAISSO et P. MOINE, *Mém. scient. Revue Métall.* **LXVIII**, 339 (1971).
14. H. KRESSEL et N. BROWN, *J. appl. Phys.* **38**, 1618 (1967).
15. A. J. CHABAI, Synthesis of Shock Hugoniot for Rock Materials, *Proceeding of the 5th Symposium on Rocks*, Minnesota (1968).
16. A. MIGAULT, communication privée.

#### APPENDICE

##### Calcul de la pression et de la température dans le front de choc

Dans un matériau, la vitesse de l'onde de choc  $D$  est liée à la vitesse particulière  $u_p$  par la relation :

$$D = C + Su_p \quad (1)$$

où  $C$  et  $S$  sont deux constantes caractéristiques du matériau.

L'utilisation de cette loi et des équations du choc permet d'exprimer la pression  $P$  en fonction du paramètre  $x = V/V_0$  ( $V_0$  et  $V$  sont les volumes massiques à la pression atmosphérique et à la pression  $P$ ):

$$P(x) = \frac{\rho C^2(1-x)}{[1-S(1-x)]^2} \quad (2)$$

où  $\rho$  est la masse volumique du matériau.

La courbe représentative de  $P(x)$  est appelée l'"Hugoniot" du corps. La polaire de choc  $P = f(u_p)$  présente également un intérêt car elle permet de calculer le facteur de transmission d'un choc provenant d'un autre milieu.

En utilisant les valeurs de  $C$  et de  $S$  et en choisissant un modèle d'équation d'état, on peut calculer les fonctions thermodynamiques du solide. On arrive alors à déduire la température dans le front de choc  $T_H$ .

Pour un alliage donné, s'il n'est pas possible de faire des mesures expérimentales directes, on peut

utiliser la méthode de Chabai<sup>(15)</sup> qui consiste à faire la moyenne des "Hugoniot" des constituants :

$$P(x) = \sum_i f_i P_i(x) \quad (3)$$

où  $f_i$  est la fraction molaire du constituant  $i$ ; les  $P_i(x)$  sont des relations du type (2).

Migault<sup>(16)</sup> a montré que les coefficients  $C$  et  $S$  de l'alliage s'exprimaient en fonction des  $C_i$  et  $S_i$  des constituants selon les formules :

$$C = \left[ \frac{1}{\rho} \sum_i f_i \rho_i C_i^2 \right]^{1/2}; S = \frac{\sum_i f_i \rho_i C_i^2 S_i}{\sum_i f_i \rho_i C_i^2}$$

On peut en déduire  $T_H(x)$ .

L'"Hugoniot" du fer présente une discontinuité à 133 kb due à un changement de phase; il existe donc deux relations du type (1) pour ce métal: l'une valable au-dessous de 133 kb, l'autre au-dessus de 320 kb; on est ainsi conduit à deux valeurs de  $C_{Fe}$  et de  $S_{Fe}$ . Pour l'alliage Fe-Co (50-50) nous avons associé à  $C_{Co}$  et  $S_{Co}$  successivement les deux paires  $C_{Fe}$  et  $S_{Fe}$ , ce qui nous a donné deux séries de courbes  $P(x)$  et  $P = f(u_p)$  qui représentent les limites entre lesquelles doivent se trouver les courbes réelles. Il faut noter que pour des faibles pressions (inférieures à 400 kb) ces courbes sont proches, ce qui réduit l'incertitude. On remarque que la polaire de choc est pratiquement confondue avec celle du cuivre: ceci caractérise un très bon accord d'impédance entre ces deux métaux.

La pression de l'onde de choc dans le cuivre au niveau de la face inférieure de la plaque de protection (cf. Fig. 2) a été déterminée au cours d'une expérience annexe. On a mesuré, par la méthode classique des fils réfléchis, la vitesse de surface libre d'une plaque de cuivre identique à la plaque de protection et soumise à un générateur de choc semblable à celui de la Fig. 1. On en a déduit que la pression dans le cuivre était de 260 kb. En faisant successivement les deux hypothèses :

1.  $C_{Fe}$  et  $S_{Fe}$  déterminés pour  $P < 133$  kb
2.  $C_{Fe}$  et  $S_{Fe}$  déterminés pour  $P > 320$  kb

on trouve pour la première pastille de Fe-Co les résultats suivants :

TABLEAU 3

Hypothèse	$P$ transmis dans Fe-Co (kb)	$x = \frac{V}{V_0}$	$\alpha$ (%)	$T_H$ (°C)
1	265	0,89	16,2	85
2	255	0,885	15,5	155