

2.3 Essais de dureté

On mesure la dureté Vickers des échantillons sous charge de 20 kg appliquée pendant 15 sec. Les valeurs données par la suite sont les moyennes d'une dizaine de mesures effectuées de part en part lorsque l'échantillon ne présentait pas de fissures; le nombre d'essais était souvent inférieur sur les échantillons ordonnés choqués.

2.4 Diffraction des rayons X

On utilise un montage par réflexion du type Bragg-Brentano réalisé avec un tube Cristallobloc et un goniomètre du type Berthold; un monochromateur à lame de quartz isole la raie $K\alpha$ du cobalt; les intensités sont mesurées avec un compteur proportionnel et enregistrées au moyen d'un potentiomètre.

Pour un état d'ordre donné, on enregistre les raies (100) de surstructure et (200) fondamentale; la valeur du paramètre d'ordre à grande distance est obtenue en comparant le rapport I_{100}/I_{200} de l'état étudié à celui de l'état qui correspond au degré d'ordre maximum [I_{100} désigne l'intensité de la raie (100) et I_{200} celle de la raie (200)]. La taille des domaines antiphases d est calculée par la formule de Scherrer:

$$d = \frac{0,9 \lambda}{\beta \cos \theta}$$

où: λ est la longueur d'onde de la raie $K\alpha$ du cobalt;
 θ est l'angle de Bragg;

β est la largeur angulaire de la raie de surstructure considérée; β est égal à la largeur B de la raie mesurée à mi-hauteur en degré 2θ et corrigée pour tenir compte de la largeur instrumentale b , suivant la relation de Taylor:

$$\beta = [(B - b)[B^2 - b^2]^{1/2}]^{1/2}$$

2.5 Microscopie électronique

Les échantillons destinés à être observés par microscopie électronique sont polis mécaniquement puis électrolytiquement par jet jusqu'à ce qu'un trou soit percé; les bords de ce trou sont généralement assez minces pour être observables. Les examens sont effectués sur un microscope OPL sous une tension de 100 kV; ils nécessitent l'emploi d'un piège anti-contamination refroidi à l'azote liquide.

3. ETUDE DE L'ALLIAGE DEFORME PAR CHOC OU LAMINAGE

3.1 Evaluation des taux de déformation

Pour caractériser la déformation d'échantillons choqués, Holtzman et Cowan⁽⁶⁾ proposent le coefficient:

$$\alpha = \frac{4}{3} \ln \frac{V}{V_0}$$

où V_0 et V représentent respectivement les volumes massiques à la pression atmosphérique et à la pression P du choc. La relation entre pression et volume massique est donnée par la courbe d'Hugoniot du corps; en l'absence de résultats expérimentaux sur les alliages Fe-Co, nous avons fait une estimation à partir des Hugoniot du fer pur et du cobalt pur (cf. Rice *et al.*⁽⁸⁾). Cette estimation nous a permis d'avoir un ordre de grandeur de la pression P au niveau de la première pastille compte tenu de la pression dans la plaque de protection en cuivre; le calcul résumé dans l'appendice nous a conduit à la valeur $P \approx 260$ kb; il en résulte un taux d'écroûissage pour la première pastille $\alpha = 16\%$. La pression dans les autres pastilles ne pouvant être calculée que par la connaissance de l'amortissement compte tenu du montage utilisé, il ne nous a pas été possible d'évaluer α pour ces échantillons. Il est certain que l'écroûissage diminue lorsqu'on s'éloigne du choc, aussi l'avons-nous caractérisé dans la suite par la distance au choc.

Du point de vue expérimental, nous avons constaté qu'après le choc toutes les pastilles avaient subi un tassement; leur épaisseur initiale de 3 mm est passée à des valeurs comprises entre 2,55 et 2,65 mm; leurs surfaces se sont légèrement courbées et ont pris un aspect granuleux, ce qui conduit à des imprécisions sur la mesure des épaisseurs. Il faut enfin noter que nous n'avons pas constaté de différences d'épaisseur systématiques entre les pastilles ordonnées et les pastilles désordonnées, mais simplement une fissuration beaucoup plus importante des premières.

La déformation des échantillons laminés a été caractérisée par le coefficient:

$$\beta = \frac{e_0 - e}{e_0}$$

où e_0 et e sont respectivement l'épaisseur initiale et l'épaisseur finale de l'éprouvette. Tous les échantillons destinés à subir le traitement de laminage étaient des pastilles cylindriques de 12 mm de diamètre et de 4 mm d'épaisseur. Un laminage supérieur à 4% désagrège l'alliage lorsque celui-ci a subi le traitement de recuit décrit au paragraphe 2.1.1. Pour obtenir des taux de déformation supérieurs, nous avons trempé les échantillons de façon qu'ils aient un degré d'ordre à longue distance plus faible.

3.2 Dureté des échantillons déformés

3.2.1 *Etude de la dureté en fonction de la distance au choc.* Les deux courbes de la Fig. 3 donnent les variations de la dureté en fonction de la distance D au choc pour les deux sortes d'échantillons (ordonnés

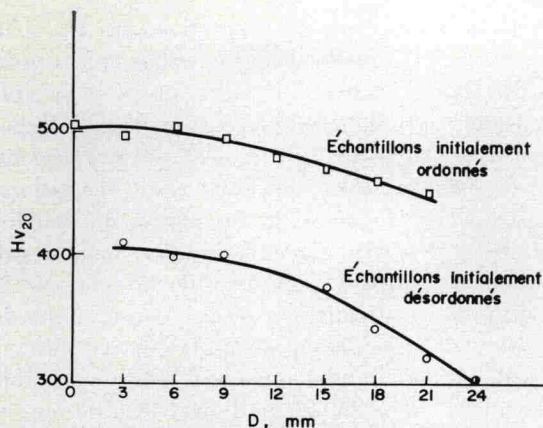


FIG. 3. Variation de la dureté en fonction de la distance au choc.

et désordonnés). On remarque que, sur les deux courbes, la chute de dureté n'est nette que pour une abscisse voisine de 12 mm et que cette chute est plus prononcée pour les échantillons désordonnés. La dureté étant sensiblement la même sur les deux faces des pastilles 1 et 3 ainsi que sur celles des pastilles 2 et 4, nous avons retenu uniquement ces quatre échantillons pour nos études ultérieures et compte tenu de la nature destructrice de certains essais, nous avons réparti nos investigations selon le tableau :

TABLEAU 1

Echantillons	Investigations
1er tiers de l'échantillon 1	Microscopie électronique
1er tiers de l'échantillon 2	
2° tiers de l'échantillon 1	Revenu à 400°C; mesures de dureté et observations au microscope électronique après 500 hr de revenu.
2° tiers de l'échantillon 2	
3° tiers de l'échantillon 1	Revenu à 480°C; mesures de dureté et observations au microscope électronique après 15 hr de revenu
3° tiers de l'échantillon 2	
Echantillons 3 et 4	Revenu à 408°C; mesures de dureté, de degré d'ordre et de taille des domaines antiphases.

3.2.2 Etude de la dureté en fonction du taux de laminage. La Fig. 4 donne les variations de la dureté en fonction de la température de trempes à l'eau pour des échantillons laminés à des taux compris entre 0 et 60%; la gamme de température de trempes s'étend de 500 à 800°C, elle contient la température

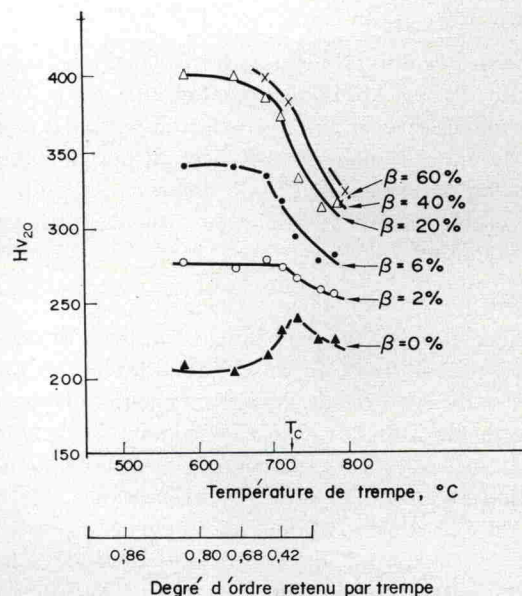


FIG. 4. Variation de la dureté en fonction de la température de trempes et du taux de laminage.

critique ($T_c \approx 725^\circ\text{C}$) et permet d'obtenir des échantillons dont le degré d'ordre à longue distance initial est compris entre 0,86 et 0; les courbes indexées par $\beta = 40-60\%$ sont incomplètes du côté des plus basses températures à cause de la fragilité de l'alliage.

On constate qu'immédiatement après trempes ($\beta = 0\%$), la dureté présente un maximum pour une température voisine de T_c ; on remarque d'autre part que la dureté des échantillons désordonnés est supérieure à celle des échantillons ordonnés. Ce dernier résultat est inversé dès que β atteint 2% et l'augmentation de dureté des échantillons ordonnés par rapport à celle des échantillons désordonnés s'accroît avec la déformation; le maximum de dureté observé après trempes est alors remplacé dans le cas des échantillons laminés par un brusque changement de pente.

3.2.3 Comparaison. La comparaison des effets du choc et du laminage est la plus significative sur des échantillons ayant subi le même taux de déformation. Les valeurs de la dureté en fonction de l'état initial et en fonction de la nature de l'écroutissage sont consignées dans le tableau ci-dessous dans le cas d'une déformation de 16% :

TABLEAU 2

Etat initial	Dureté initiale	Dureté après 16% de déformation par choc	Dureté après 16% de déformation par laminage
Désordonné	225	405	305
Ordonné	205	500	380