

On peut alors constater que le choc produit un durcissement plus important que le laminage à la fois sur les échantillons ordonnés et sur les échantillons désordonnés.

### 3.3 Etat d'ordre des échantillons écrouis

Rappelons qu'avant le choc, les échantillons ordonnés possédaient un degré d'ordre à longue distance évalué à 0,92 [cf. paragraphe (2.1.1)]. La détermination de la taille des domaines antiphases de ces échantillons n'a pas été possible par diffraction des rayons X. En effet, la largeur à mi-hauteur de la raie de surstructure (100) est sensiblement égale à la largeur instrumentale correspondant à l'angle de Bragg de la raie (100); il s'en suit donc que la relation de Scherrer, tenant compte de la correction de Taylor, donne une taille de domaines infinie (ou très grande). Nous avons effectué la détermination de la taille des domaines antiphases des échantillons ordonnés précités par microscopie électronique et trouvé la valeur de 3800 Å (moyenne effectuée sur un grand nombre de micrographies).

Nous avons étudié l'influence du choc sur l'état d'ordre de la pastille numéro 3 (cf. Tableau 1). Pour cela nous avons effectué des mesures relatives de degré d'ordre à longue distance et de taille des domaines antiphases par diffraction des rayons X. D'après ce que nous avons signalé au paragraphe 2.4, nous avons été amenés à choisir un état de référence correctement ordonné. Nous avons pris celui correspondant à la fin de la cinétique de remise en ordre du même échantillon (cf. Tableau 1). Il n'est en effet pas possible de prendre comme état de référence l'état ordonné des échantillons recuits 1 hr à 800°C car une telle éprouvette subit au cours du choc des changements de géométrie et de texture qui perturbent le rapport des intensités des raies fondamentale et de surstructure indépendamment de l'état d'ordre. Les mesures de degré d'ordre à longue distance  $S$  effectuées dans ces conditions ont donné les résultats suivants: l'échantillon observé a été partiellement désordonné, sa face supérieure plus que sa face inférieure, ce qui laisse à penser que l'échantillon numéro 1 devait l'être encore davantage; si l'on appelle  $S_{\max}$  la valeur du degré d'ordre correspondant à la fin d'une cinétique d'ordre à 408°C (cf. paragraphe 4), les valeurs des rapports  $S/S_{\max}$  trouvées sont 0,55 pour la face supérieure et 0,65 pour la face inférieure; en supposant  $S_{\max}$  égal au degré d'ordre d'équilibre à 408°C (soit  $S_{\max} = 0,85$  d'après la théorie de Bragg et Williams<sup>(9)</sup>), on est conduit à des valeurs de 0,47 et 0,55 pour le paramètre  $S$ . La taille des domaines antiphases a été trouvée de l'ordre de 100 Å sur les

deux faces de l'échantillon étudié, ce qui met en évidence une forte diminution par rapport à l'état recuit (3800 Å); elle est due à la création de nombreuses frontières antiphases par les dislocations d'écrouissage. La destruction de l'ordre à longue distance et la diminution de la taille des domaines antiphases que nous venons de signaler dans le Fe-Co-V sont des phénomènes comparables à ceux observés par Mikkola et Cohen<sup>(1)</sup> dans Cu<sub>3</sub>Au. Toutefois, contrairement à ces auteurs, nous ne pensons pas que seule la création de frontières antiphases soit responsable de la diminution du degré d'ordre à longue distance car les domaines ont encore une taille notable ( $\approx 100$  Å); il semble qu'on soit obligé d'admettre que le choc désordonne également l'alliage à l'intérieur des petits domaines.

En ce qui concerne l'écrouissage par laminage, nous avons effectué des expériences de diffraction X sur les échantillons trempés les mieux ordonnés; nous n'avons observé qu'une très faible diminution de l'ordre sur les éprouvettes dont le taux de déformation était inférieur à 20%; à cause de la fragilité de l'alliage, nous n'avons pu obtenir d'éprouvettes massives pour faire des essais correspondants à  $\beta > 20\%$ .

### 3.4 Observations aux microscopes optique et électronique

3.4.1 *Micrographies optiques.* L'étude des échantillons laminés n'a rien révélé d'original. Sur les échantillons ordonnés choqués (numéros 1 et 3) on a pu observer des lignes de glissement ondulées; sur les échantillons désordonnés choqués (numéros 2 et 4), on a rencontré un grand nombre de traces entrecroisées qui ont l'aspect de mâcles.

3.4.2 *Micrographies électroniques.* Les mâcles signalées au paragraphe précédent ont été observées par microscopie électronique (Fig. 5); toutes celles



FIG. 5. Mâcles dans l'alliage désordonné choqué.

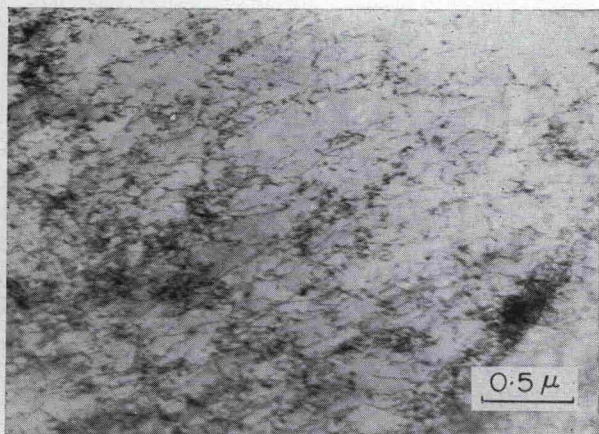


FIG. 6. Configuration des dislocations dans l'alliage désordonné et laminé de 20%.

que nous avons dépouillées étaient du type (112) qui est le type caractéristique des structures c.c. Sur les échantillons ordonnés choqués nous avons rencontré quelques mâcles très fines; pour l'instant, nous n'en avons observé aucune du type (112), ce qui est conforme aux affirmations de Laves<sup>(10)</sup> et de Cahn et Coll<sup>(11)</sup> concernant les structures ordonnées; cependant, l'insuffisance de la platine orientable dont nous disposions ne nous a pas permis de déterminer les systèmes de celles que nous avons trouvées; nous continuons actuellement cette étude dans de meilleures conditions expérimentales.

Nous avons également étudié par microscopie électronique la configuration des dislocations d'écroutissage. Sur les échantillons choqués, nous avons observé des enchevêtrements très denses de dislocations, mais jamais de structure en cellules quel que soit l'état initial (ordonné ou désordonné) de l'alliage. Sur les éprouvettes laminées désordonnées, la répartition des dislocations est dans l'ensemble assez

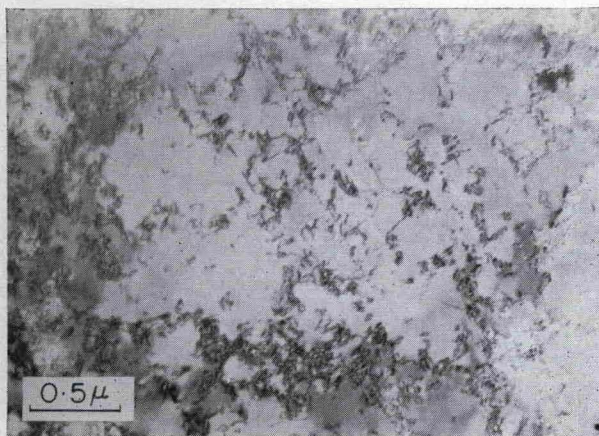


FIG. 7. Configuration des dislocations dans l'alliage ordonné et laminé de 3%.

uniforme (Fig. 6) malgré la présence çà et là de quelques écheveaux; sur les éprouvettes laminées ordonnées, la répartition est moins uniforme et prend parfois un aspect cellulaire; ce caractère est d'autant mieux marqué que le taux d'écroutissage est plus faible (Fig. 7).

L'absence de structure cellulaire dans les éprouvettes désordonnées choquées est conforme aux constatations de Kressel et Brown<sup>(3)</sup> sur les métaux et alliages c.c.; ces auteurs ont lié le phénomène à la mobilité relative des dislocations vis et des dislocations coins dans les structures c.c.; d'après Hirsch<sup>(12)</sup> les cellules sont constituées par des dislocations vis qui ont subi des glissements déviés; or, au cours d'un écroutissage par choc, ce sont les parties coins des dislocations qui se déplacent le

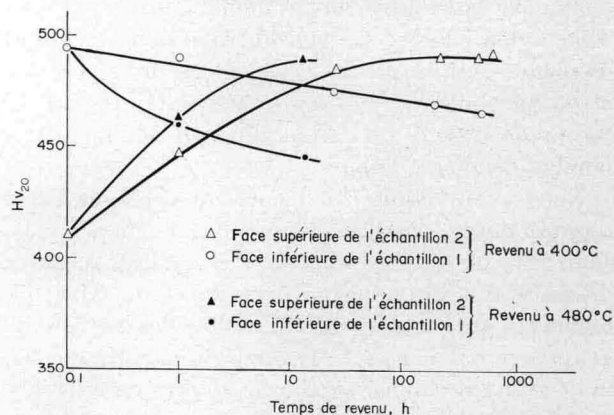


FIG. 8. Variation de la dureté en fonction du temps de revenu (échantillons choqués).

plus vite et qui participent à la déformation. Sachant que la possibilité de glissement dévié est encore plus faible dans l'alliage ordonné que dans l'alliage désordonné, il semble donc normal que la structure cellulaire n'ait pas été observée non plus dans l'alliage ordonné choqué.

#### 4. EVOLUTION DE LA STRUCTURE ECROUÏE AU COURS DE REVENUS D'ORDRE

##### 4.1 Cinétiques de remise en ordre et mise en évidence d'un phénomène de durcissement

4.1.1 Cas des éprouvettes choquées. Nous avons suivi, au cours de revenus d'ordre, l'évolution de la dureté, du degré d'ordre à longue distance, de la largeur des raies de diffraction (100) et (200) et de la taille des domaines antiphases sur les éprouvettes initialement ordonnées ou désordonnées puis choquées. Le Tableau 1 indique les conditions de revenu choisies pour les différents échantillons utilisés.

La Fig. 8 donne l'évolution de la dureté en fonction