

FR 810 23 26

COMPORTEMENT MECANIQUE ET STRUCTURAL DES PHASES  $\alpha$ ,  $\beta$  et  $\gamma$  DE L'URANIUM AU COURS DE LA DEFORMATION PLASTIQUE.

C. PRUNIER\* et C. COLLOT\*\*

\* D.D.E.C. - C.E.A. Centre Nucléaire de Cadarache B.P. 1  
13115 - SAINT PAUL LEZ DURANCE

\*\*I.U.T. Rue des Crayières B.P. 257  
51100 - REIMS

Summary : High temperature behaviour of rich and poor uranium alloys in  $\alpha$ ,  $\beta$  and  $\gamma$  crystalline structures is studied :

- Dynamic recrystallization phenomena begins only in  $\alpha$  and  $\beta$  phases high temperature range
- High strength and brittle  $\beta$  phase shows a very large ductility above 700°C.
- Dynamic recrystallization in  $\gamma$  phase rich alloys is observed only if large energy is available
- Recrystallization is a thermal activated phenomena localised at grain boundary, dependant with alloy concentration and crystalline structure.
- $\beta$  phase activation energy and deformation rate for dynamic recrystallization beginning are the most important in relation with structure complexity ; both temperature and rate deformation are dynamic recrystallization factors.

Résumé : Les auteurs étudient les processus de déformation plastique des alliages d'uranium qui se présentent sous les formes cristallographiques  $\alpha$ ,  $\beta$  et  $\gamma$  suivant le taux plus ou moins élevé des éléments d'addition.

- La recristallisation dynamique, qui permet d'améliorer nettement la capacité de déformation, ne peut être déclenchée que dans les parties supérieures des domaines des phases  $\alpha$  et  $\beta$ .
- En ce qui concerne la phase  $\beta$  considérée comme peu plastique et résistante, un processus de recristallisation engendre une augmentation très importante de la ductilité au dessus de 700°C.
- Pour les alliages fortement alliés, en phase  $\gamma$ , la recristallisation dynamique ne se produit que lorsque l'énergie accumulée est suffisante.
- La recristallisation est un phénomène thermiquement activé prenant naissance aux joints de grains, dont la cinétique dépend de la concentration en élément d'alliage et de la structure cristalline.
- L'énergie d'activation et le taux de déformation nécessaires pour déclencher le phénomène de recristallisation dynamique sont maximaux pour la phase  $\beta$  qui présente un caractère métallique peu marqué.

Les auteurs mettent enfin en évidence l'influence des deux facteurs -température et taux de déformation- sur le processus de recristallisation dynamique de l'uranium.

INTRODUCTION

Pour déterminer le comportement métallurgique des phases  $\alpha$ ,  $\beta$  et  $\gamma$  de l'uranium et analyser les phénomènes physiques qui se produisent au cours du corroyage (écrouissage, restauration, recristallisation) nous avons suivi les modifications structurales de l'uranium déformé à chaud en fonction suivant la déformation, la température et la vitesse de déformation.

## Analyse structurale au cours de la déformation par traction

Nous avons étudié les courbes rationnelles contrainte  $\bar{\sigma}$  - déformation  $\bar{\epsilon}$  pour les trois familles d'alliages d'uranium  $\alpha$ ,  $\beta$  et  $\gamma$ . Des essais de traction interrompus pour différents niveaux de déformation, conduits à la vitesse de déformation de  $2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ , ont permis d'analyser le comportement mécanique et structural.

Pour les alliages faiblement alliés, la courbe type  $\bar{\sigma} - \bar{\epsilon}$  établie en phase  $\alpha$ , est représentée à la figure 1a. Identique pour les alliages U 0,2 % V (figure 1a) et U 0,2 % Cr à  $640^\circ\text{C}$  (figure 1b), elle comporte trois domaines :

a) Le domaine I, de chargement, s'étend de  $\bar{\epsilon} = 0$  à  $\bar{\epsilon} = 0,8 \text{ \%/}$ . Dans cet intervalle, la courbe est approximativement linéaire, comme dans le cas de la déformation à la température ordinaire. Dans ce domaine "élastique", sa pente vérifie la relation :

$$\frac{E}{50} < \frac{d\bar{\sigma}}{d\bar{\epsilon}} < \frac{E}{5} \ll E \quad (1)$$

avec E, module d'élasticité de l'alliage  $\alpha$  à  $640^\circ\text{C}$ , égal à 11000 MPa environ.

Dans ce domaine, la déformation résulte de trois mécanismes [1] :

- la déformation élastique,
- une déformation plastique irréversible se traduisant par l'augmentation de la densité des dislocations,
- une déformation plastique réversible ; dans ce type de déformation, les arcs de dislocations sont mobiles dans leur plan de glissement, mais les points d'ancrage restent fixes. Lorsque la contrainte appliquée s'annule, l'arc reprend sa position initiale.

b) Le domaine II, ou domaine d'écroutissage, s'étend de  $\bar{\epsilon} = 0,8 \text{ \%/}$  jusqu'à  $\bar{\epsilon} = 3 \text{ \%/}$ . La pente est beaucoup plus faible que dans le domaine I,

c) Le domaine III, ou domaine stationnaire, est le plus caractéristique de la déformation à chaud. La contrainte d'écoulement  $\bar{\sigma}_s$  reste constante en première approximation.

Nous avons montré précédemment, par l'essai de torsion, que ce palier  $\bar{\sigma}_s$  s'élève lorsque  $\frac{1}{\bar{\epsilon}}$  augmente ou lorsque T diminue.

Dans ce domaine I, les grains  $\alpha$  ne sont pas déformés, le maillage observé est d'origine thermique, consécutif à l'histoire antérieure de l'éprouvette. De même dans le domaine II, nous ne notons que peu d'évolution.

Dans le domaine III, le phénomène de restauration dynamique s'établit et le régime quasi-permanent (niveau de déformation 1) nous indique que la vitesse de création des dislocations (écroutissage) est égale à la vitesse d'annihilation de celles-ci (restauration).

Les observations réalisées au niveau 2 de la déformation, confirme ce mécanisme par la présence caractéristique de parois de dislocations à l'intérieur des grains  $\alpha$  initiaux (figure 2).

Au niveau de déformation 3, le phénomène de recristallisation s'amorce et se superpose à la restauration, ce qui entraîne un abaissement de la contrainte  $\bar{\sigma}$ .

Toutefois, ce phénomène n'apparaît nettement, au voisinage de certains joints de grain  $\alpha$  sous la forme de fins cristaux équiaxes, que dans la zone de striction de ces éprouvettes.

Pour  $\frac{1}{\bar{\epsilon}} = 4 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ , on remarque essentiellement une structure d'écroutissage où les grains  $\alpha$  recristallisés sont très rares dans la zone de striction. Pour  $\frac{1}{\bar{\epsilon}} = 2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , la recristallisation n'est que partielle au moment de la rupture (figure 3). Nous observons un agrégat composé de grains fins, isotropes, de taille limitée à 10 microns environ, qui prennent naissance aux joints de grains initiaux. Au fur et à mesure qu'on s'éloigne de la zone de rupture, le taux de corroyage diminuant, les plages recristallisées, fines bandes de petits grains au sein des grains initiaux fortement déformés dans le sens de l'effort, sont moins nombreuses.

Pour une vitesse de déformation plus faible,  $\frac{1}{\bar{\epsilon}} = 5 \cdot 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ , la structure est entièrement recristallisée, mais irrégulière, composée de grains fins de 20 à 30 microns dispersés dans des cristaux de 100 microns.

Ainsi, pour les alliages d'uranium faiblement alliés, les mécanismes qui se produisent successivement au cours de la déformation à chaud en phase  $\alpha$  sont les suivants :

- superposition écroutissage - restauration dynamique lors du premier stade d'adoucissement,
- recristallisation dynamique lors du second stade.

Ce phénomène ne se développe, aux joints des grains  $\alpha$  primaires, que si la déformation est importante (striction). Si cette condition n'est pas remplie, seule la restauration a lieu dans l'alliage correspondant. Pour les grandes déformations, le taux de recristallisation est d'autant plus élevé que la vitesse de déformation est plus faible.

Comme pour les essais de torsion, [2] nous observons que la contrainte d'écoulement plastique décroît au fur et à mesure que la température s'élève. Mais au passage  $\alpha \rightarrow \beta$  (650°C), une discontinuité se produit puisque la contrainte d'écoulement passe, pour une même vitesse de déformation  $\frac{d\epsilon}{dt}$  de 2.10<sup>-4</sup> s<sup>-1</sup> de 95 MPa à 165 MPa. Cette contrainte décroît ensuite, dans tout le domaine  $\beta$ , pour atteindre 85 MPa à 736°C. Aussi, avons-nous représenté les courbes de traction pour deux températures extrêmes du domaine d'existence  $\beta$  et effectué des essais interrompus à différents niveaux de la déformation pour étudier le comportement particulier des alliages d'uranium faiblement alliés dans le domaine  $\beta$  (figures 4 et 5).

Pour analyser les propriétés structurales, nous avons choisi l'alliage U 0,2 % Cr, le chrome permettant de stabiliser la phase  $\beta$  par trempe à la température ordinaire.

Il est bien connu que la phase  $\beta$ , de structure cristalline complexe (tétragonale), n'a pas un caractère métallique marqué. Ses systèmes de glissement ne peuvent être déclenchés que pour des niveaux de contrainte élevés. C'est ce que nous confirmons à 680°C, où pour le niveau 1 de déformation très faible, la contrainte maximale atteint 165 MPa. D'après l'allure de la courbe de traction (figure 4), et des observations effectuées au cours d'essais interrompus, il semble que seul un processus d'écrouissage - restauration intervienne pour la vitesse de déformation considérée.

La taille des grains  $\beta$ , qui sont difficilement révélés en lumière polarisée, est importante : plusieurs centaines de microns en moyenne. Des sous-joints  $\beta$  sont visibles au microscope optique. La phase  $\beta$  étant instable à la température ordinaire, il ne nous a pas été possible de caractériser par microscopie électronique la structure de restauration de cette phase. Dans cette zone de température, la rupture de l'alliage se produit sans striction, mais on observe une chute de la contrainte qui caractérise le phénomène de restauration.

A 736°C, la contrainte maximale est plus faible (fig.5): elle se rapproche de la valeur déterminée en haut de la phase  $\alpha$  ; en outre, l'allure de la courbe est comparable. La taille des grains  $\beta$ , de plusieurs centaines de microns également, semble indiquer qu'un processus d'écrouissage - restauration se produit pendant la déformation comme pour le bas de la phase  $\beta$ . Toutefois, apparaissent dans certaines zones, vraisemblablement aux joints de grains  $\beta$ , des petits cristaux recristallisés de phase  $\beta$  : il y aurait donc recristallisation partielle dans le domaine supérieur de la phase  $\beta$ , ce qui pourrait expliquer l'augmentation importante de ductilité quand on franchit les températures élevées, la rupture se produisant avec une striction très marquée.

#### Alliage d'uranium $\gamma$

Les courbes  $\sigma - \bar{\epsilon}$ , caractéristiques des alliages fortement alliés U 10 % Mo ou U 7,5 % Nb 2,5 % Zr, présentent à 810°C une allure à peu près identique (figures 6a et 6b).

Les domaines I et II ont déjà été décrits pour les alliages  $\alpha$  ; ils existent dans un faible intervalle de déformation :

Le domaine I, de chargement, s'étend de  $\bar{\epsilon} = 0$  jusqu'à  $\bar{\epsilon} = 0,1\%$ . La pente de la courbe vérifie, dans cet intervalle, la relation :

$$\frac{E}{50} < \frac{d\sigma}{d\bar{\epsilon}} < \frac{E}{5} \ll E \quad (2)$$

Le domaine II, d'écrouissage, s'étend de  $\bar{\epsilon} = 0,1\%$  à  $\bar{\epsilon} = 0,2\%$  avec une pente plus faible.

Le domaine III est, par contre, très différent de celui observé pour les alliages  $\alpha$  puisqu'il comporte une décroissance très nette de la contrainte, précédant un régime permanent.

La courbe  $\sigma - \bar{\epsilon}$ , marquée par un "pic" important suivi d'un niveau d'ordonnée beaucoup plus faible, est caractéristique du phénomène écrouissage - recristallisation dynamique.

La restauration se développe au sein des grains et dès le niveau 1 de la déformation.

A ce phénomène se superpose un processus de recristallisation qui apparaît aux joints des grains  $\gamma$  (figures 7a et 7b). Il intéresse toute la partie utile de l'éprouvette, c'est pourquoi nous observons cette chute brutale de la contrainte dès que la valeur maximale de  $\sigma$  est atteinte.

Par conséquent, au cours de la déformation effectuée à la vitesse de  $2.10^{-4} s^{-1}$ , se produisent à la fois une restauration de l'alliage au sein des grains  $\gamma$  et une recristallisation sous la forme de petits cristaux aux joints de grains.

Les deux processus cumués entraînent une baisse importante de la contrainte maximale  $\sigma_M$  du niveau 1 jusqu'au niveau 2, où elle se stabilise à une valeur  $\sigma \ll \sigma_M$ .

Pour les alliages d'uranium  $\gamma$ , le maximum de contrainte (pic marqué) est très prononcé, comme dans le cas des métaux, tel le cuivre, dans lesquels la recristallisation se produit sans formation préalable de sous-structure. En effet, lorsque la montée des dislocations est lente, la polygonisation ne peut avoir lieu et la recristallisation ne débute que lorsque l'énergie accumulée est suffisante. Après ce maximum, le phénomène d'adoucissement conduit à une diminution de la résistance, puis à un palier correspondant à un régime quasi-permanent où l'écroutissage est annihilé par la recristallisation et la restauration.

#### Mécanismes de la recristallisation dynamique : Rôles de la température et de la déformation

L'analyse du comportement métallurgique a montré que le phénomène principal d'adoucissement intervenant dans les alliages d'uranium au cours de la déformation à chaud est la recristallisation dynamique.

Une analyse plus complète de nos résultats de torsion et de traction nous a permis d'approfondir les mécanismes de la recristallisation dynamique :

- Le phénomène est thermiquement activé ; les études de cinétique en fonction de la température ont conduit à la détermination des énergies d'activation [3] :

SELLARS et TEGART [4] ont proposé une relation entre la contrainte de régime  $\sigma$ , la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$  et la température  $T$ , qui rend compte des résultats expérimentaux de torsion à chaud par l'expression suivante :

$$\dot{\epsilon} = A \text{sh}^{n'} \alpha \sigma_s e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (3)$$

avec  $R$  constante des gaz parfaits,  $A$ ,  $\alpha$  et  $n'$  des constantes dépendant du matériau et  $Q$  l'énergie d'activation liée au phénomène de restauration qui intervient dans les alliages.

Nous utiliserons donc cette relation pour calculer l'énergie d'activation  $Q$  liée à la recristallisation dynamique des alliages d'uranium au cours de la déformation à chaud. Il suffit de représenter graphiquement  $n' \text{Log sh } \alpha \sigma$  en fonction de  $\frac{1}{T}$  (un exemple de courbe est donné à la figure 8 pour l'alliage U 10 % Mo).

Il ressort que :

Pour les alliages faiblement alliés, dans les parties supérieures des domaines  $\alpha$  et  $\beta$  et en phase  $\gamma$  où la recristallisation dynamique se manifeste, l'énergie d'activation  $Q$  est étroitement liée à la phase considérée.

Pour l'alliage U 0,2 % V, les valeurs de  $Q$  sont respectivement de 76 Kcal.mole<sup>-1</sup> en phase  $\alpha$ , 110 Kcal.mole<sup>-1</sup> en phase  $\beta$  et 53 Kcal.mole<sup>-1</sup> en phase  $\gamma$ .

Ces résultats obtenus avec un seul élément d'addition dans l'uranium (le vanadium) et une seule teneur (0,2 %), indiquent que la structure cristalline est un facteur essentiel de la recristallisation : la structure  $\gamma$ , cubique, au caractère métallique marqué, présente l'énergie d'activation la plus faible.

A l'inverse, l'édifice cristallin  $\beta$ , tétragonal, est complexe et peu métallique ; le réarrangement des dislocations est certainement beaucoup plus complexe que dans le système précédent, d'où une valeur très élevée de l'énergie d'activation.

Enfin, pour la phase  $\alpha$ , de structure orthogonale et d'un comportement métallique intermédiaire aux deux extrêmes précédents l'énergie d'activation atteint une valeur moyenne.

Pour les alliages d'uranium fortement alliés, l'énergie d'activation afférente à la recristallisation dynamique a été étudiée en fonction de la nature (molybdène, niobium - zirconium) et de la teneur des éléments d'addition gammagènes (concentration croissante du molybdène).

Au cours de la déformation à 800°C, nous obtenons les énergies d'activation rapportées dans le tableau suivant :

Alliage	U 15 % Mo	U 6 % Mo	U 10 % Mo	U 7,5 % Nb 2,5 % Zr
Q Kcal.mole <sup>-1</sup>	44	58	72	54

Ainsi, nous mettons en évidence en phase  $\gamma$ , l'influence de la teneur de l'élément d'addition sur l'énergie d'activation qui croît avec la concentration en molybdène. Si nous rapprochons les valeurs ci-dessus de l'énergie d'activation pour la diffusion du molybdène dans l'uranium  $\gamma$ , soit 42 Kcal.mole<sup>-1</sup>, il semble donc que la diffusion de cet élément, dont le coefficient D est fonction de la concentration, intervienne dans le mécanisme de la déformation à chaud des alliages U Mo considérés.

- En ce qui concerne le rôle de la déformation, ROBERTS, BODEN et AHLBLOM [5] proposent d'appliquer la théorie de CAHN [6] relative aux transformations de phases à l'état solide à la recristallisation dynamique.

L'étude par compression à chaud d'aciers austénitiques leur a permis de s'intéresser à la cinétique de la recristallisation dynamique en fixant la température T et la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$ . Leurs courbes contrainte - déformation, établies par l'essai de compression sur les aciers, ont une allure similaire à celles que nous obtenons par les essais de traction et de torsion [2] sur les alliages d'uranium.

Après un taux de déformation  $\dot{\epsilon}_c$  déterminé, la contrainte  $\sigma$  passe par un maximum  $\sigma_{max}$  et s'établit, après un stade d'adoucissement, à une valeur constante  $\sigma_{max}$  correspondant à un régime permanent. Comme nous l'avons signalé,  $\sigma_c$  et  $\sigma_{max}$  augmentent si T diminue ou si  $\dot{\epsilon}$  est plus élevée (figures 9 et 10).

Nous pouvons donc déduire des résultats de ROBERTS et alia le rôle de la déformation  $\dot{\epsilon}$  sur la recristallisation dynamique :

- La déformation  $\dot{\epsilon}_c$  correspond à un taux critique de déformation suffisant pour déclencher la germination des nouveaux cristallites. Pour les aciers austénitiques et pour les alliages d'uranium en haut des domaines  $\alpha$ ,  $\beta$  et en phase  $\gamma$  (figures 1, 5 et 6), les joints des grains d'origine constituent les sites préférentiels de la germination. Le phénomène étant de même nature, nous pouvons reprendre les hypothèses de ROBERTS sur le rôle des grains : le taux de recristallisation est une fonction inverse de la taille du grain initial  $D_0$ . La germination sera très limitée si le grain est grossier, alors qu'une structure d'origine très affinée conduit à un nombre de germes important et donc à une énergie disponible plus élevée.
- Pour une déformation  $\dot{\epsilon}$  donnée, la pente à l'origine de la courbe  $\sigma - \dot{\epsilon}$  est d'autant plus faible que  $D_0$  est plus grossier (figure 11).
- La contrainte  $\sigma_{max}$  est peu affectée par les variations de  $D_0$ , alors que la déformation  $\dot{\epsilon}_{max}$  correspondante augmente nettement avec  $D_0$ .
- Le régime permettant  $\sigma_c$  apparaît avec une période d'adoucissement d'autant plus importante que le grain est grossier.

Pour les aspects cinétiques de la recristallisation dynamique, la théorie de CAHN peut s'appliquer à la vitesse de germination et de croissance aux joints des grains. Pour les aciers, la fraction recristallisée X est une fonction linéaire de la déformation  $\dot{\epsilon}$  dès qu'une valeur  $\dot{\epsilon}_c$  est atteinte. Puisque pour les alliages d'uranium, les phénomènes sont de même nature à la surface des joints, nous avons tenté d'appliquer cette relation aux alliages  $\gamma$ ,  $\beta$  et  $\alpha$  (figure 12) ; nous remarquons que, dans nos conditions opératoires ( $\dot{\epsilon} = 2.10^{-4} s^{-1}$ ) :

- . La déformation critique  $\dot{\epsilon}_c$  est plus élevée que l'alliage U 0,2 % Cr en phase  $\beta$  que pour l'alliage U 0,2 % V en phase  $\beta$  à 640°C et que pour l'alliage U 10 % Mo à 810°C,
- . La pente de la courbe  $\frac{dX}{d\dot{\epsilon}}$  est plus importante pour l'alliage  $\gamma$ .

Nous montrons ainsi que la phase  $\gamma$ , la plus métallique, recristallise plus rapidement que la phase  $\alpha$ . La structure  $\beta$ , la plus complexe, présente la déformation critique la plus élevée et la cinétique la plus faible.

En conclusion, c'est la phase  $\beta$  de l'uranium qui recristallise le plus difficilement. En effet, l'énergie d'activation  $Q$  nécessaire, le taux de déformation critique  $\dot{\epsilon}_c$  et la déformation qu'il faut appliquer pour obtenir un taux de recristallisation donné, sont plus élevés que pour la phase  $\alpha$ .

## 2.2.2. - Lois de comportements métallurgique et mécanique des alliages d'uranium en fonction de la température et de la déformation :

Nous pouvons déterminer le comportement général des alliages d'uranium au cours de la mise en forme par déformation plastique [2].

Pour les alliages faiblement alliés, le phénomène de restauration apparaît d'abord au cours des premiers stades de la déformation ; puis, la recristallisation se manifeste, plus ou moins totalement ; en haut des domaines  $\alpha$  et  $\beta$ , ce phénomène explique la bonne ductilité des alliages.

Par contre, pour les alliages d'uranium  $\gamma$ , c'est la recristallisation dynamique qui intervient si une quantité d'énergie élastique est susceptible d'être accumulée sous forme de dislocations en certains points du matériau de manière à faire apparaître des germes (pic de la courbe  $\bar{\sigma} - \bar{\epsilon}$ ). Ceci n'est possible que si la restauration dynamique est faible, cas de la structure cubique centrée à faible énergie de défauts d'empilements.

Bien que les différents procédés de mise en forme par déformation plastique imposent des lois déformation - temps et température - temps spécifiques (par exemple, la déformation peut être fractionnée dans les cas du laminage ou du forgeage ou imposée en une seule passe pour le matriçage), tous les essais peuvent être schématisés par une courbe contrainte généralisée  $\bar{\sigma}$  - déformation généralisée  $\bar{\epsilon}$  intrinsèque d'un alliage.

Pour une température  $T$  et une vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$ , nous pouvons établir une courbe type  $\bar{\sigma} = f(\bar{\epsilon})$ , représentée par la figure 13, qui peut se décomposer en trois parties principales :

- une zone I, de consolidation croissante, qui correspond à l'écroutissage des grains d'origine déformés sans changement de volume, jusqu'à la contrainte maximale  $\sigma_M$  (qui reflète l'effort maximal à mettre en jeu pour déformer le matériau).
- une zone II, de "déconsolidation", au cours de laquelle la décroissance de la contrainte marque le début de la restauration de la structure écroutie.
- une zone III, palier jusqu'à la rupture, dont le régime permanent est le résultat de l'équilibre entre l'écroutissage et la restauration ou la recristallisation du matériau.

Une telle courbe, intrinsèque de l'alliage dans des conditions thermomécaniques données, dépend de la composition et de la taille du grain du matériau à l'origine. Sa forme reflète l'évolution métallurgique à l'échelle microscopique (écroutissage, restauration, recristallisation), même si l'alliage subit ensuite au refroidissement qui suit la mise en forme, des transformations de phases qui effacent toutes traces de corroyage.

Si nous abaissons la température ou si nous augmentons la vitesse de déformation, le maximum  $\sigma$  de la contrainte est plus élevé et déplacé vers les déformations plus importantes. Inversement, le  $\bar{\epsilon}$  maximum est déplacé vers la gauche et la valeur de son ordonnée diminue si la température augmente ou si la vitesse de déformation est plus faible.

Pour les alliages d'uranium, il y a plusieurs possibilités d'évolution structurale lors de la déformation ; elles sont mises en valeur sur la figure 14.

- 1 - Si la température est supérieure à  $\frac{T_f}{2}$ ,  $T_f$  étant la température de fusion de la phase considérée de l'alliage, l'énergie fournie est thermodynamiquement suffisante pour déclencher la restauration ou la recristallisation pendant la déformation : c'est la restauration ou la recristallisation dynamique, phénomène thermiquement activé, qui a lieu après le maximum de la courbe  $\bar{\sigma} = f(\bar{\epsilon})$  et qui progresse par germination et croissance à partir de sites préférentiels que sont les joints de grains ou les sous-joints, zones d'énergie favorables à la recristallisation. Sa progression correspond à la décroissance de  $\bar{\sigma}$  jusqu'au régime permanent écroutissage - recristallisation. La structure finale après l'essai dépend de la nature de l'alliage d'uranium (figure 14) :

- 1.1 - Pour les alliages  $\alpha$  qui sont portés à haute température, comme U 0,2 %, U 0,75 % Ti, les transformations de phases  $\gamma + \beta + \alpha$  au refroidissement effacent la structure de recristallisation dont l'existence est démontrée par l'allure de la courbe (régime permanent), pour conduire à une structure très voisine de l'état initial.

1.2 - Pour les alliages fortement alliés  $\gamma$ , comme U 10 % Mo, U 6 % Nb, U 7,5 % Nb 2,5 % Zr, ou ceux faiblement alliés maintenus en phase  $\alpha$ , on peut maîtriser l'écroutissage et la recristallisation et conserver ainsi l'affinement souhaité du grain ( $\gamma$  ou  $\alpha$ ).

2 - Si les conditions thermomécaniques sont mal choisies, on peut obtenir les trois états suivants:

- a) Une recristallisation très incomplète, l'écroutissage restant prédominant si T est trop faible ou é trop élevée,
- b) dans des conditions opposées, une recristallisation secondaire qui conduit à un état structural très grossier,
- c) si la température T de l'essai est inférieure à  $\frac{T_f}{2}$ , la quantité d'énergie emmagasinée par le matériau ne permettant pas de faire évoluer le volume et le nombre des grains, seule la forme est modifiée : c'est l'écroutissage.

Il s'agit des trois causes principales de l'hétérogénéité structurale et de la médiocrité des propriétés mécaniques de résistance et de ductilité.

En conclusion, la déformation plastique des alliages d'uranium n'est donc pas toujours une simple opération de mise en forme mais nous montrons qu'elle permet d'améliorer largement les propriétés structurales d'origine, à un niveau supérieur à celui produit par simple traitement thermique.

## 6 - CONCLUSION

L'étude métallurgique comparée de l'uranium faiblement et fortement allié nous a permis de mettre en évidence le comportement intrinsèque des phases  $\alpha$ ,  $\beta$  et  $\gamma$  au cours des traitements thermomécaniques.

Seule, la phase  $\gamma$  (cubique centrée) présente un véritable caractère métallique : par contre, les phases  $\alpha$  et  $\beta$  (orthorhombique et tétragonale) sont moins ductiles. Aussi avons-nous cherché à améliorer leur plasticité par déformation à chaud en déterminant des gammes de température et de vitesse de déformation favorable.

Le phénomène de recristallisation dynamique, qui permet d'améliorer nettement la capacité de déformation ne se produit que dans les parties supérieures des domaines de phases  $\alpha$  et  $\beta$ .

Pour les alliages faiblement alliés, les mécanismes écroutissage, restauration, recristallisation se développent successivement au cours de la déformation en haut du domaine  $\alpha$  (températures supérieures à 600°C). Pour la phase  $\beta$ , réputée très peu plastique et très résistante, nous avons mis en évidence un processus de recristallisation qui engendre une augmentation très importante de la ductilité au-dessus de 700°C.

Pour les alliages fortement alliés, en phase  $\gamma$ , la recristallisation dynamique ne se produit que lorsque l'énergie accumulée est suffisante sans formation préalable de sous-structure.

Nous montrons que la recristallisation dynamique est un phénomène thermiquement activé, prenant naissance aux joints des grains d'origine qui sont des sites préférentiels de germination. Nous avons étudié ce processus pour chacune des phases  $\alpha$ ,  $\beta$  et  $\gamma$  de l'uranium et pour différents éléments d'alliages en fonction de la température et de la déformation. L'énergie d'activation Q de la recristallisation dynamique dépend de la structure cristalline de l'uranium suivant qu'il est en phases  $\alpha$ ,  $\beta$  ou  $\gamma$ . Pour une phase considérée, l'énergie d'activation est fonction de la concentration de l'élément d'alliage.

Les valeurs sont, en effet, les suivantes :

$Q_\alpha = 76 \text{ Kcal.mole}^{-1}$ ,  $Q_\beta = 110 \text{ Kcal.mole}^{-1}$ ,  $Q_\gamma = 53 \text{ Kcal.mole}^{-1}$  pour l'alliage U 0,2 % V.

$Q_\gamma$  atteint respectivement 44, 68 et 72  $\text{Kcal.mole}^{-1}$  pour les alliages U Mo à 1,5 %, 6 % et 10 % de molybdène.

C'est la phase  $\beta$ , la moins métallique, qui nécessite l'énergie d'activation maximale pour la recristallisation dynamique. Le taux de déformation pour produire un pourcentage donné de recristallisation dynamique est également plus important pour la phase  $\beta$  que pour la phase  $\alpha$  pour une même concentration en élément d'addition. Le seuil critique de déformation nécessaire pour déclencher le phénomène est aussi plus élevé pour l'uranium  $\beta$ . Nous mettons ainsi en évidence les rôles parallèles des deux facteurs -température et taux de déformation - sur le processus de recristallisation dynamique de l'uranium.

Quel que soit le mode déformation plastique imposé - torsion, traction, forgeage, laminage ... - le comportement mécanique des alliages d'uranium a pu être schématisé par une courbe contrainte  $\sigma$  - déformation  $\epsilon$ , fonction de la vitesse de déformation  $\dot{\epsilon}$  et de la température T.

Ces courbes spécifiques des phases  $\alpha$ ,  $\beta$  ou  $\gamma$  sont, par conséquent, représentatives des alliages d'uranium faiblement et fortement alliés. Elles permettent de prévoir l'évolution des propriétés mécaniques et structurales lors d'un quelconque traitement thermomécanique et toutes les possibilités de mise en forme à l'état solide peuvent en être déduites.

#### BIBLIOGRAPHIE

- [1] J.L. CHENOT, E. FELDER  
C.E.M.E.F., E.N.S.M.P. Sophia Antipolis (1978)
- [2] C. PRUNIER  
Thèse Doctorat d'Etat - Univ. Reims (1981)
- [3] P. CHOQUET, F. OLIVE, C. PRUNIER  
Communication aux Journées Métallurgiques d'Automne - S.F.M. Paris (1976)
- [4] C.M. SELLARS, W. TEGART  
Mem. Sci. Rev. Met. LWIII, 9, 731 (1966)
- [5] W. ROBERTS, H. BOLDEN, B. AHLBLOM  
Metal Science, 13, 3 et 4, Mars-Avril (1979)
- [6] J.W. CAHN  
Acta Metall. 4, 449 (1956)



ALLIAGE U-0,2%Cr

Evolution structurale en fonction de la déformation à 630°C

Vitesse rationnelle de traction  $\dot{\epsilon} : 2 \cdot 10^{-4} \cdot s^{-1}$

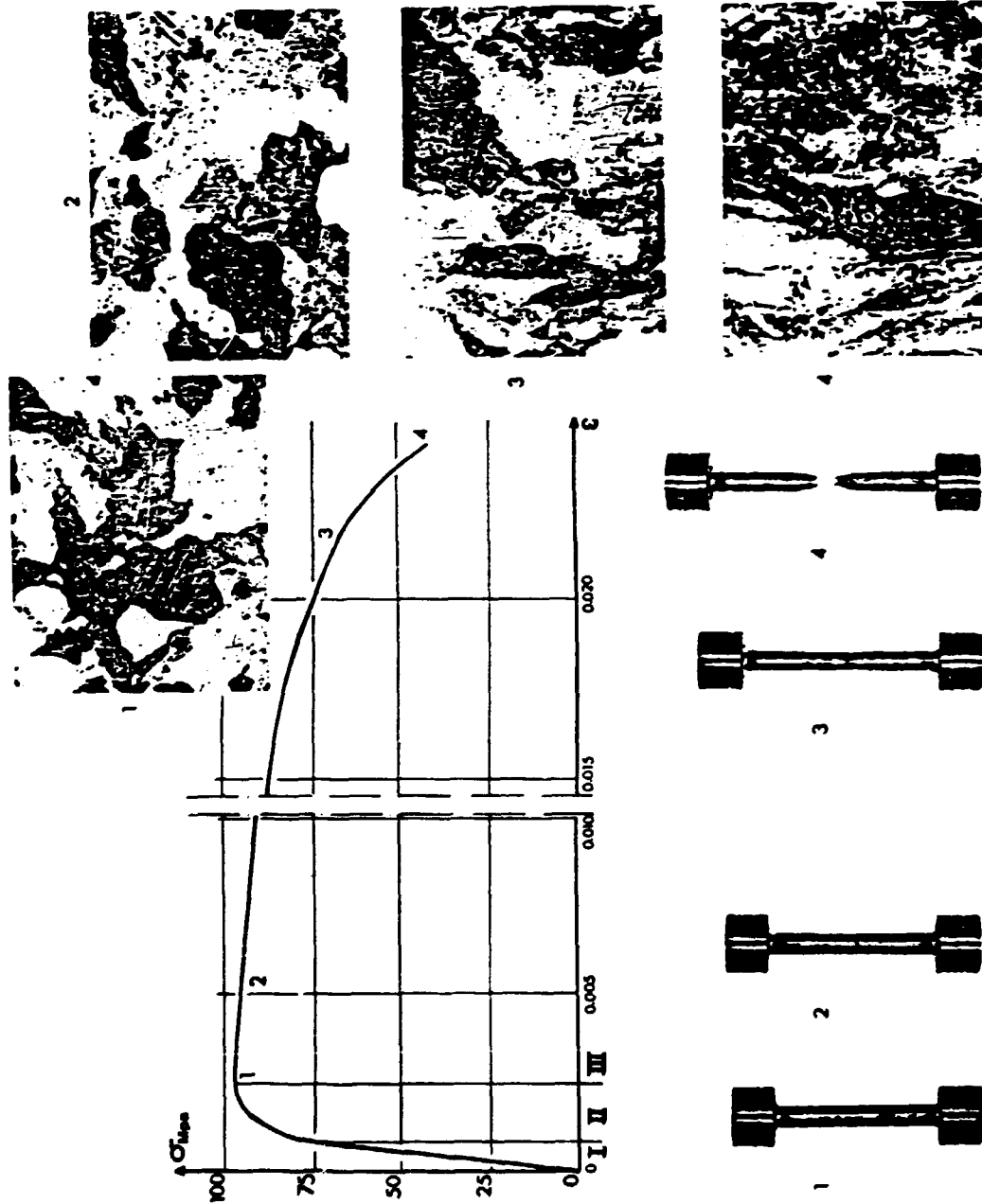
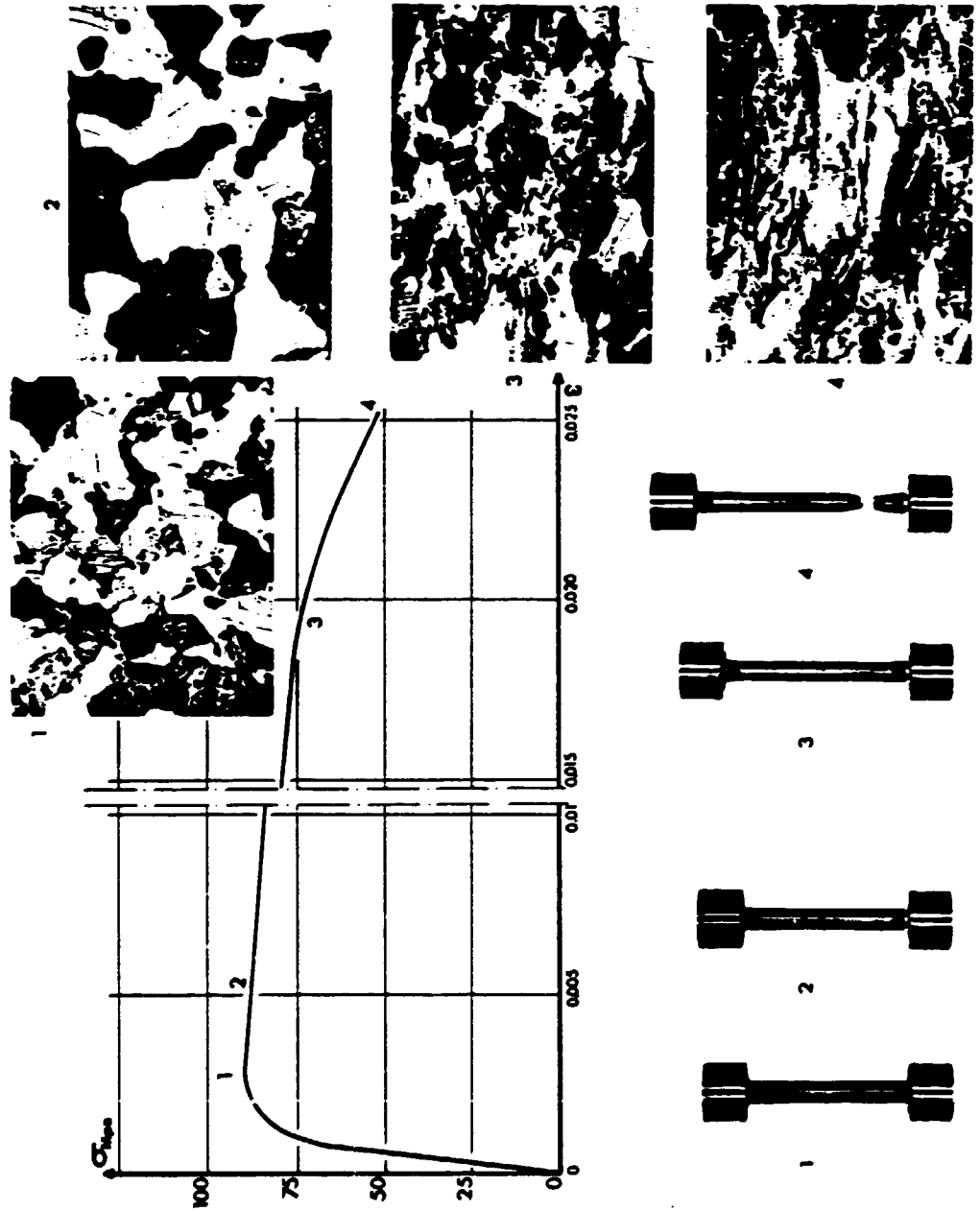


Figure 1a

# ALLIAGE U-0,2%V

## Evolution structurale en fonction de la déformation à 640°C

Vitesse rationnelle de traction  $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-4} \text{s}^{-1}$



# ALLIAGE U-0,2XV

## Evolution structurale en fonction de la déformation à 640°C

Vitesse rationnelle de traction  $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$

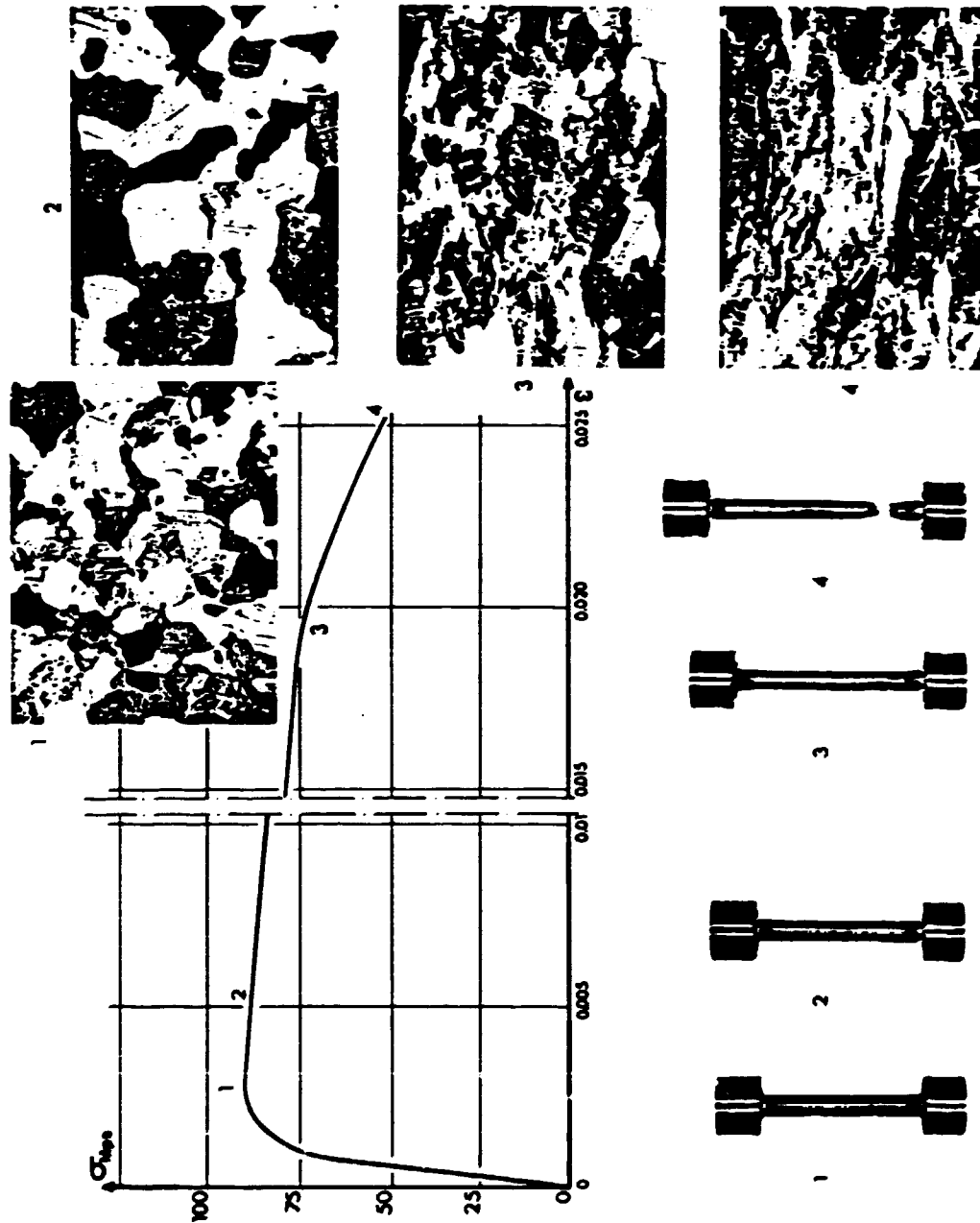
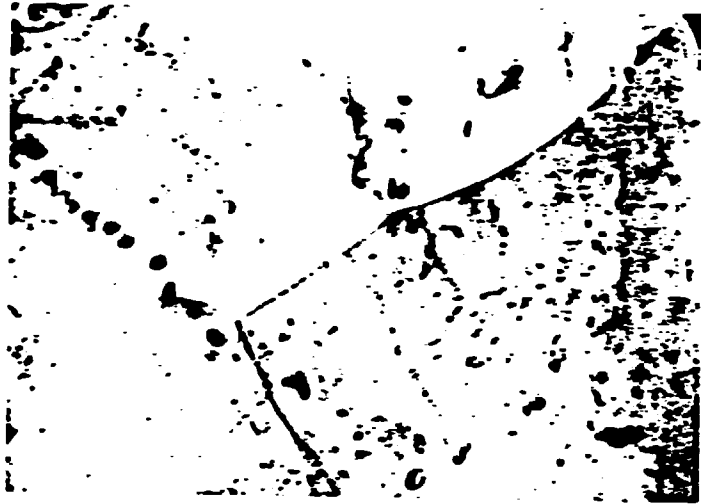


Figure 1b

ALLIAGE U 0,2 % V



a) état restauré

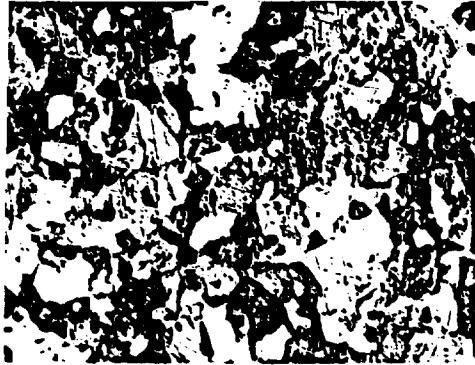


b) état recristallisé

Figure 2

U-0,2%V  
TRACTION A 645°C

$\dot{\epsilon} = 4,2 \cdot 10^{-3} s^{-1}$



$\dot{\epsilon} = 2,2 \cdot 10^{-3} s^{-1}$



$\dot{\epsilon} = 5,2 \cdot 10^{-3} s^{-1}$

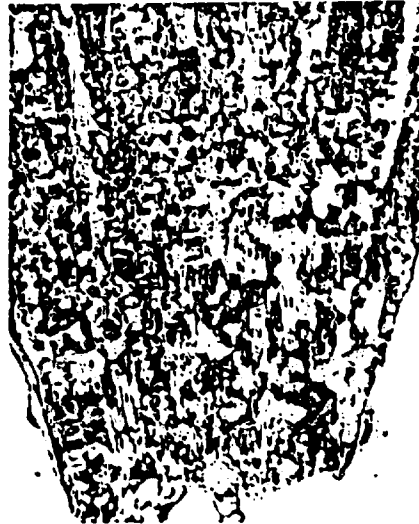


Figure 3

ALLIAGE U-0,2%Cr

Evolution structurale en fonction de la déformation à 680°C

Vitesse rationnelle de traction  $\dot{\epsilon} = 2.10^{-4}.s^{-1}$

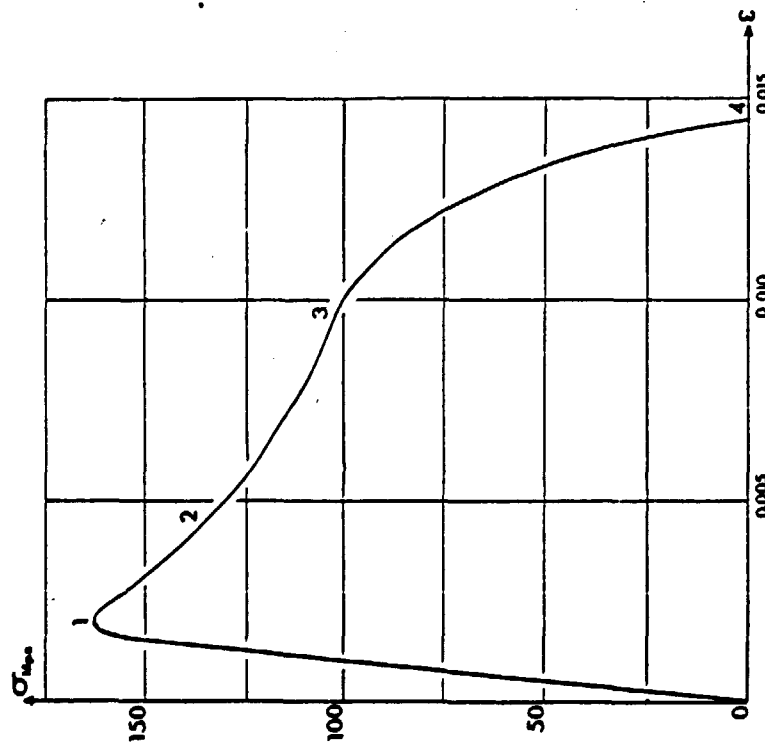
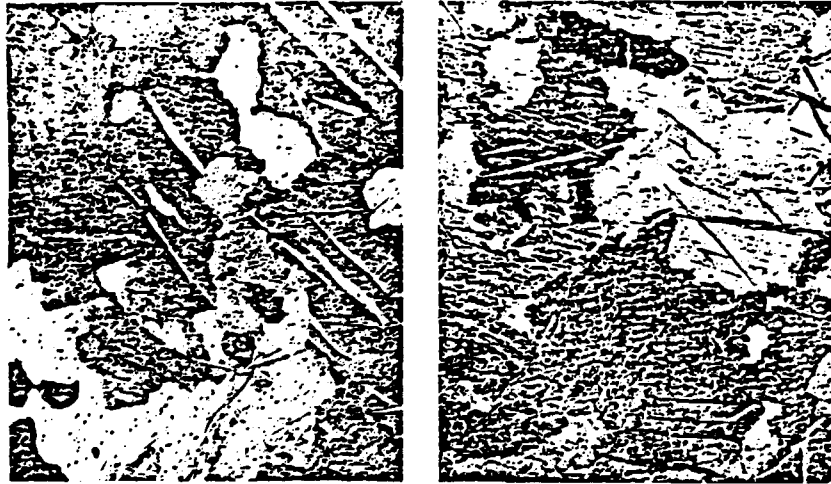


Figure 4

ALLIAGE U-0.2%Cr

Evolution structurale en fonction de la déformation à 740°C

Vitesse rationnelle de traction  $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-4} \cdot s^{-1}$

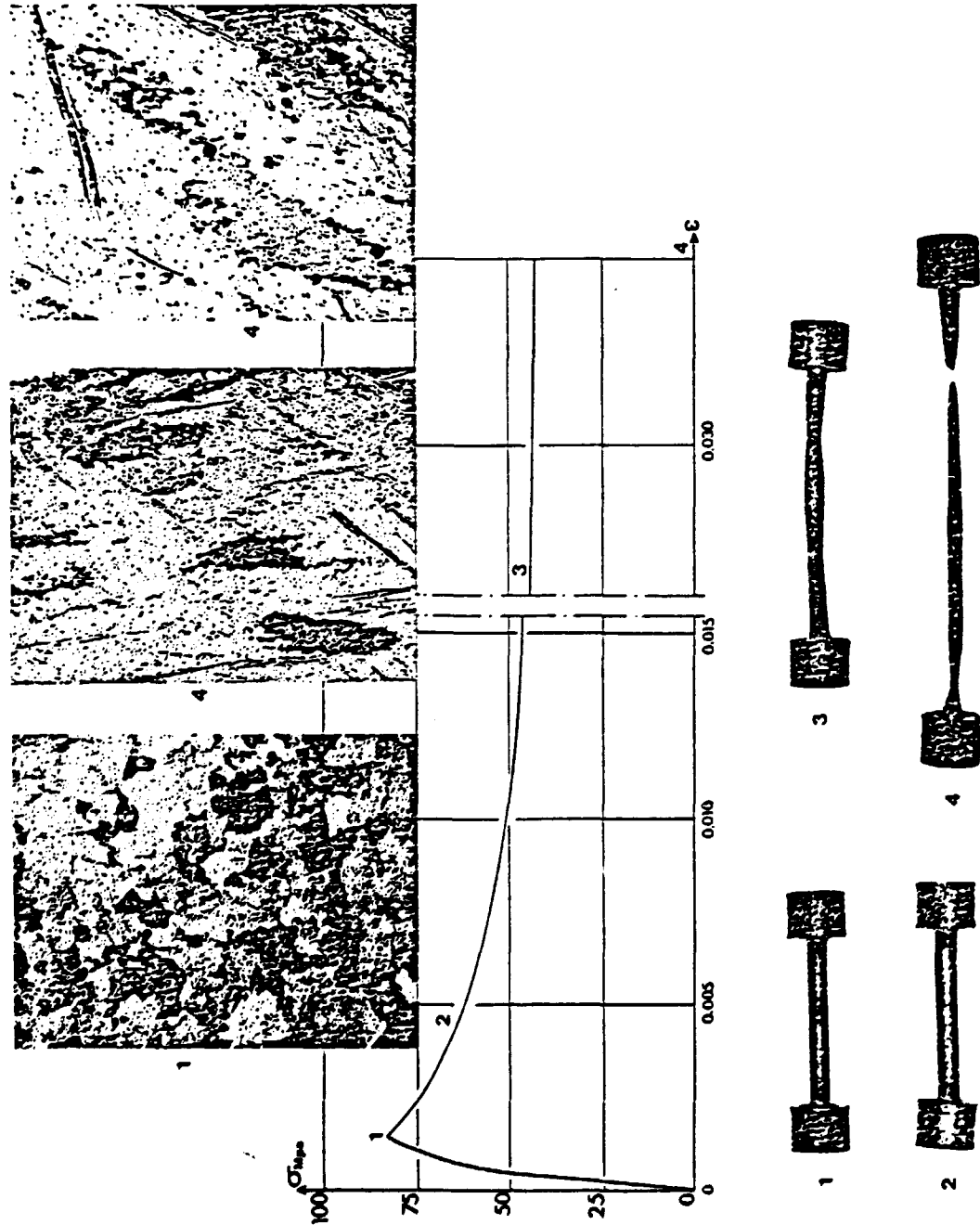


Figure 5

ALLIAGE U-10%Mo

Evolution structurale en fonction de la déformation à 810°C

Vitesse rationnelle de traction  $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-4} \cdot s^{-1}$

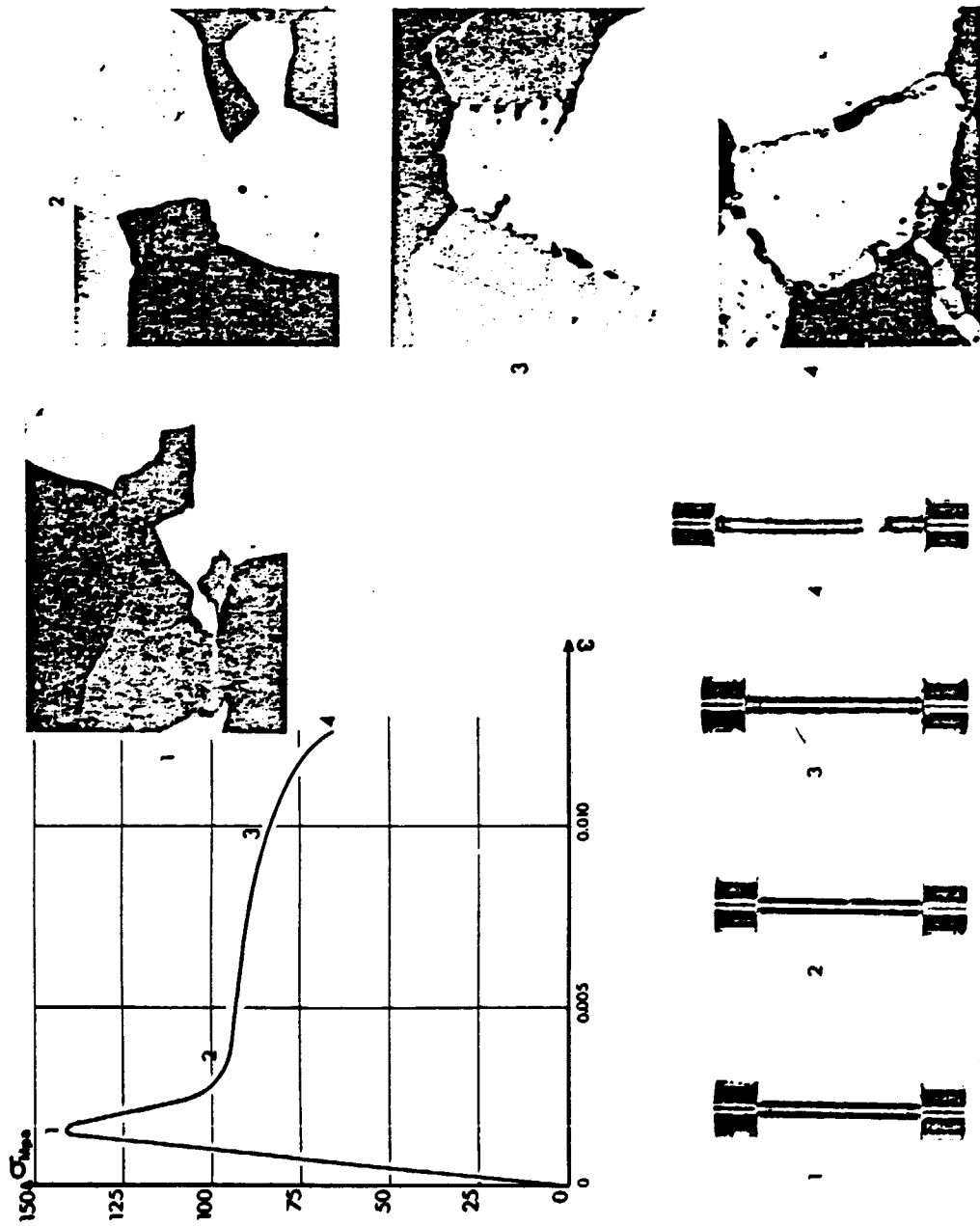


Figure 6 a



ALLIAGE U-7,5%Nb 2,5%Zr

Evolution structurale en fonction de la déformation à 710°C

Vitesse rationnelle de traction  $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-4} \text{s}^{-1}$

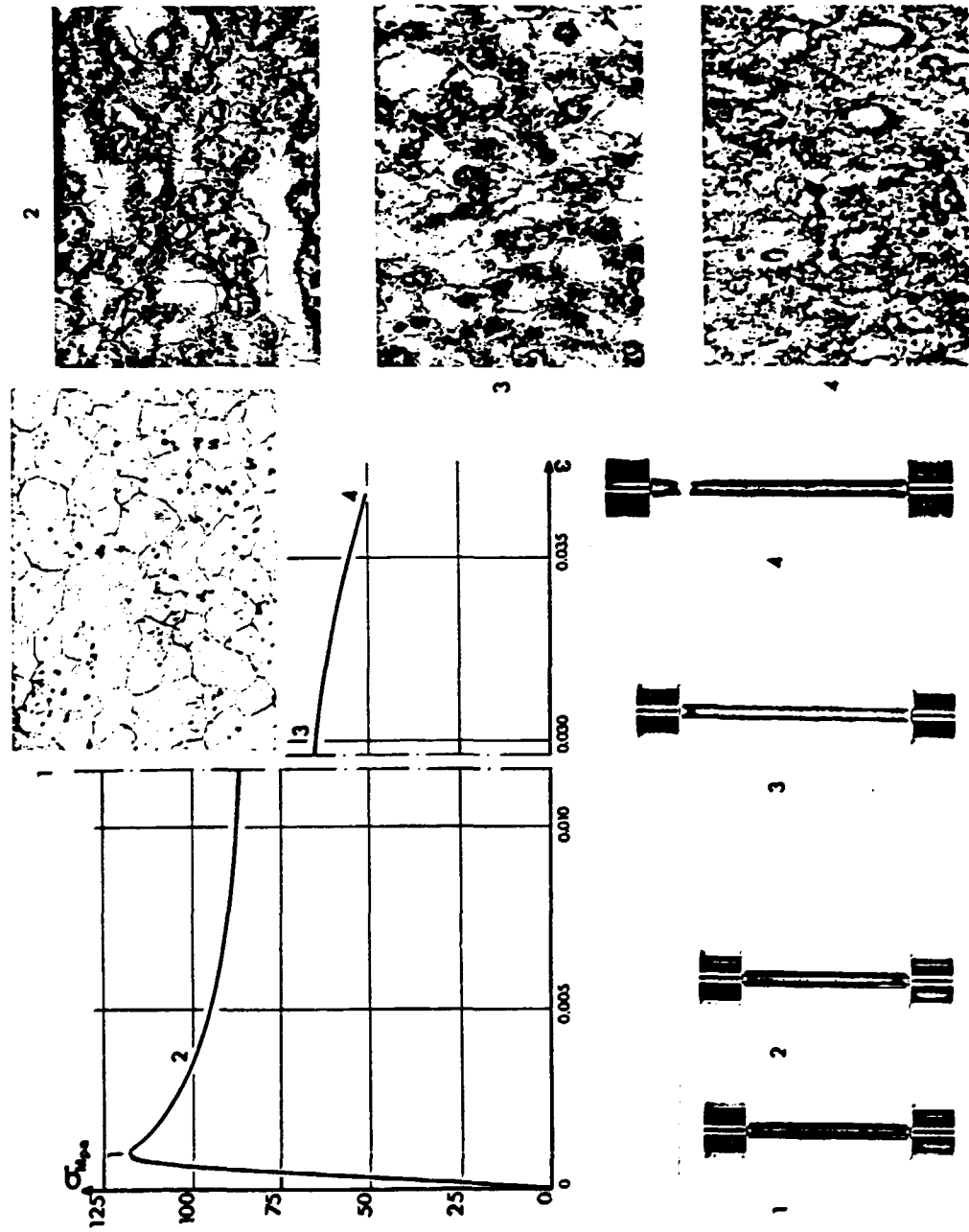


Figure 6 b

ALLIAGE U-10%Mo ( $C=100 \cdot 10^{-6} \text{ dm} = 700 \mu\text{m}$ )

Evolution structurale en fonction de la déformation à 810°C

repère 1



repère 2



repère 3



Figure 7a

ALLIAGE U<sub>75</sub>Nb<sub>25</sub>Zr

Evolution structurale en fonction de la déformation

Repère  
2



Repère  
3



Repère  
4

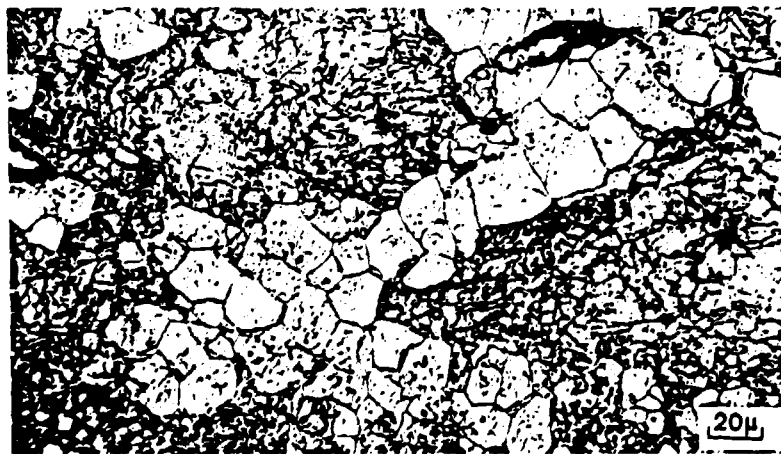
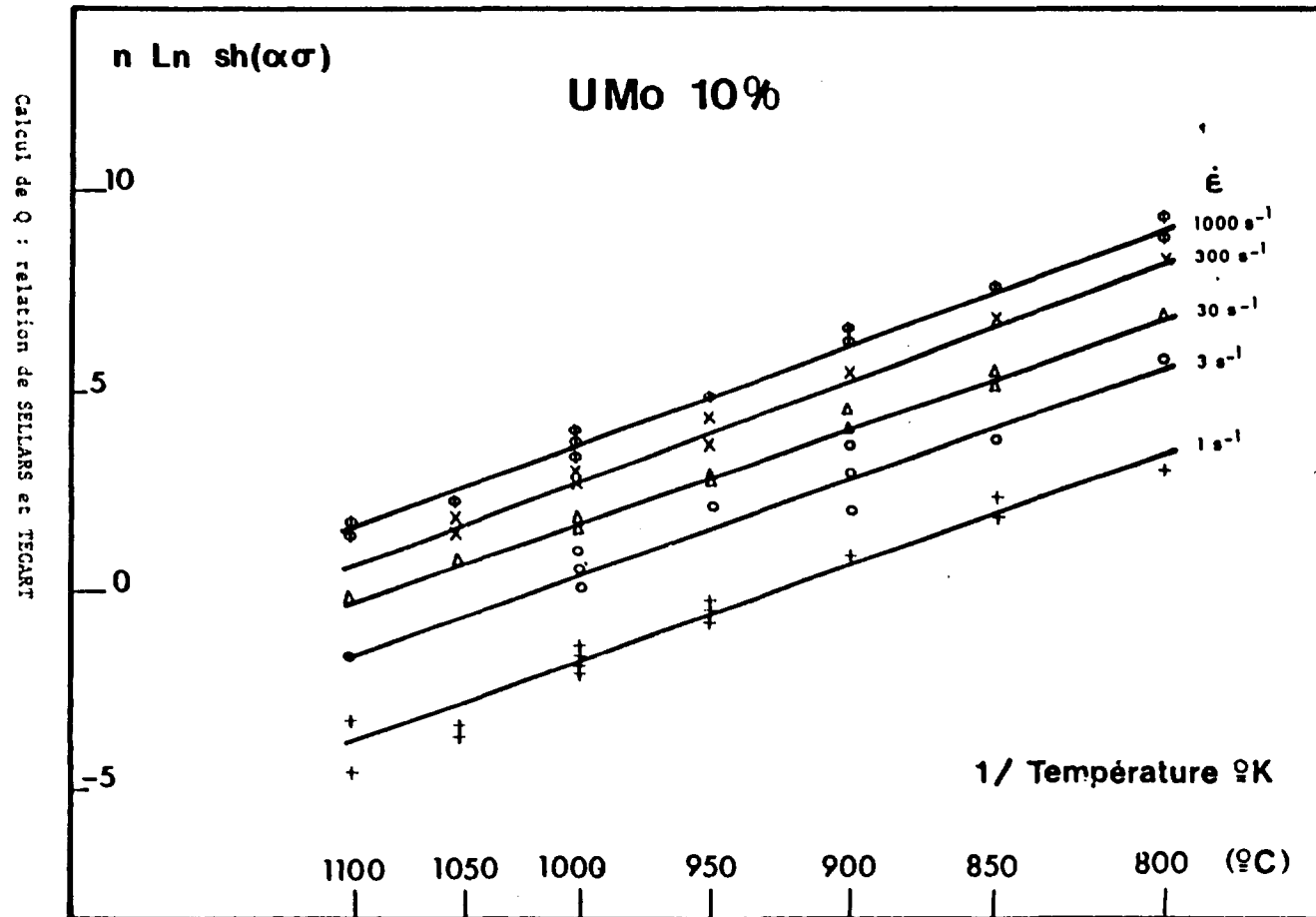


Figure 7b

Figure 8



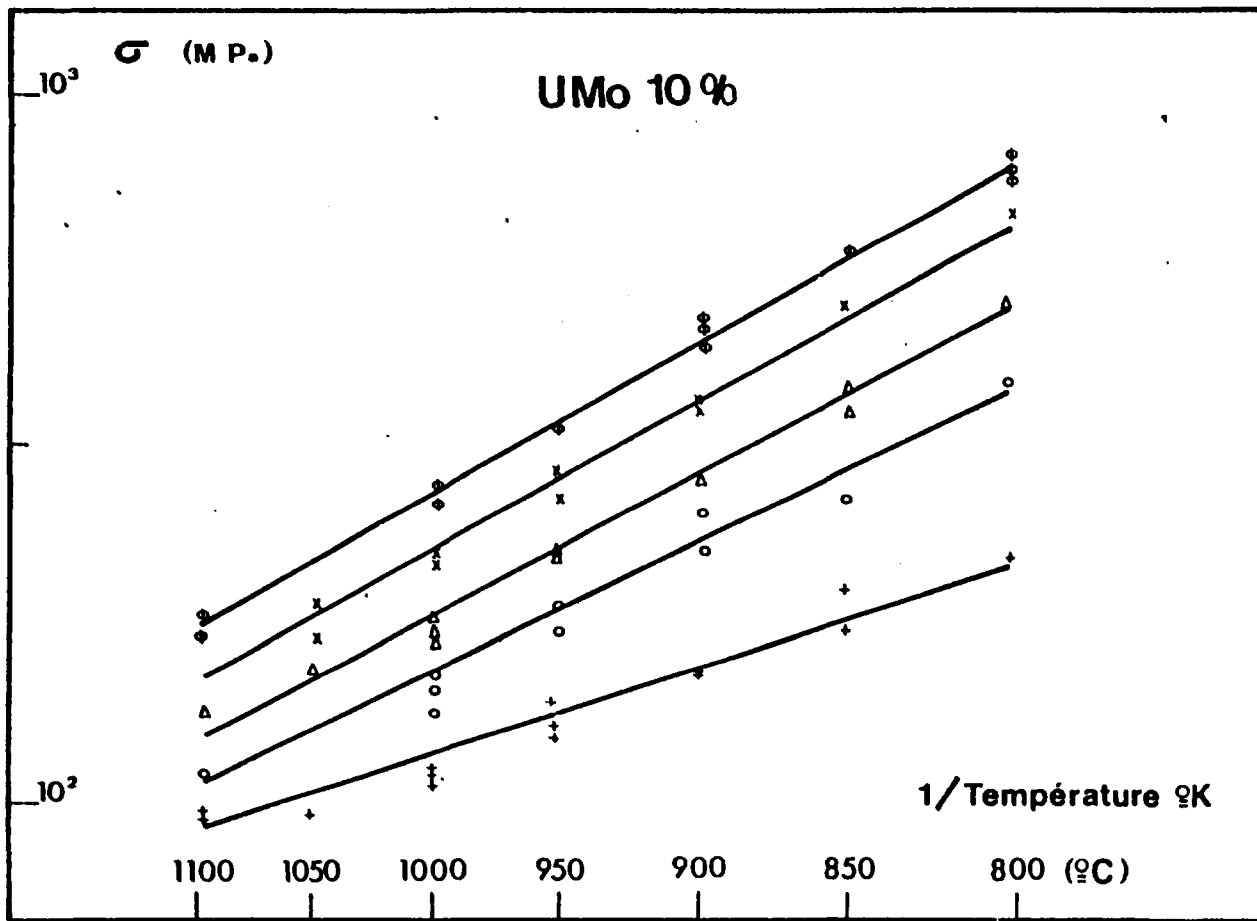
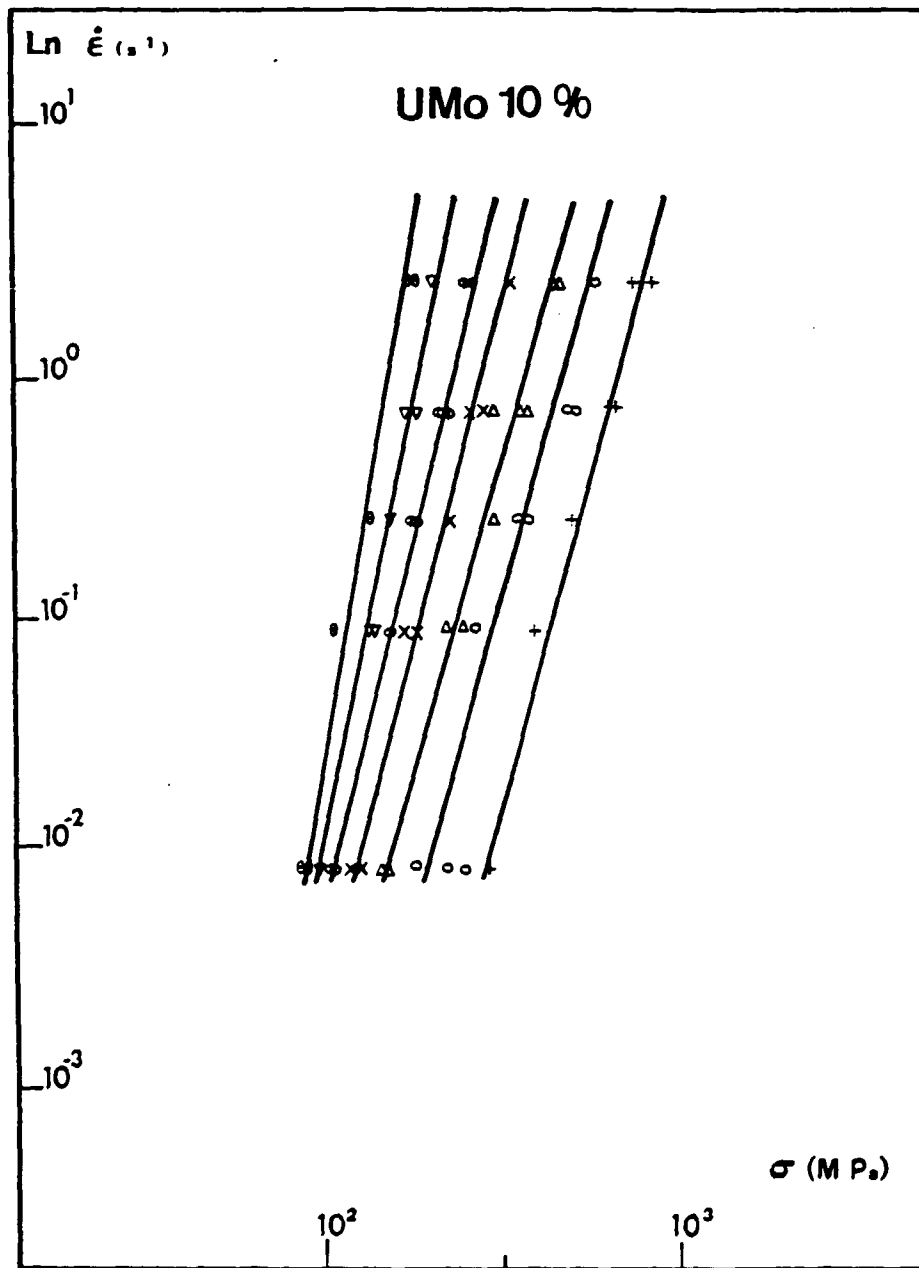


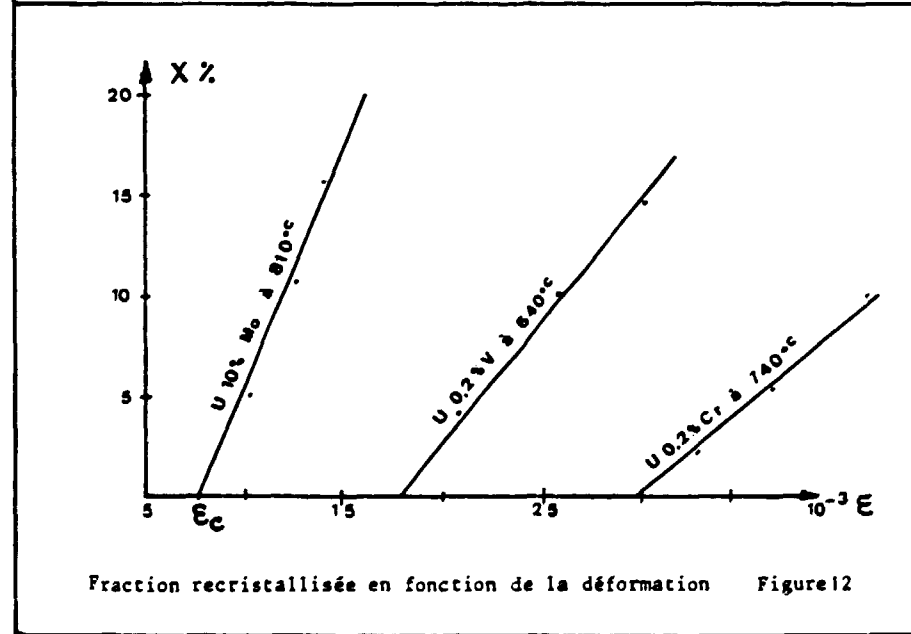
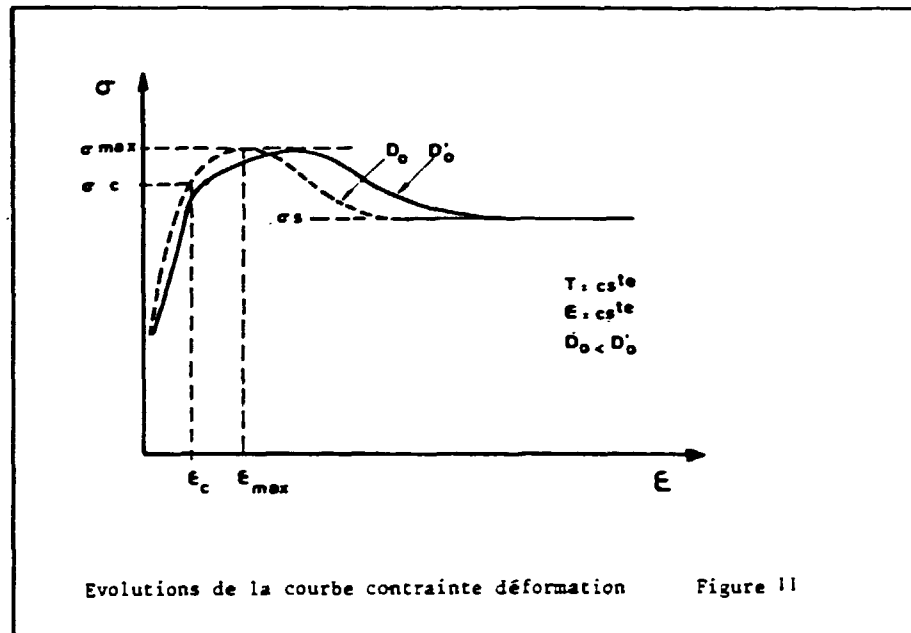
Figure 9

Rôle de la température sur la contrainte



Rôle de la vitesse de déformation sur la contrainte

Figure 10



ALLIAGES D'URANIUM - EXEMPLE D'EVOLUTION STRUCTURALE

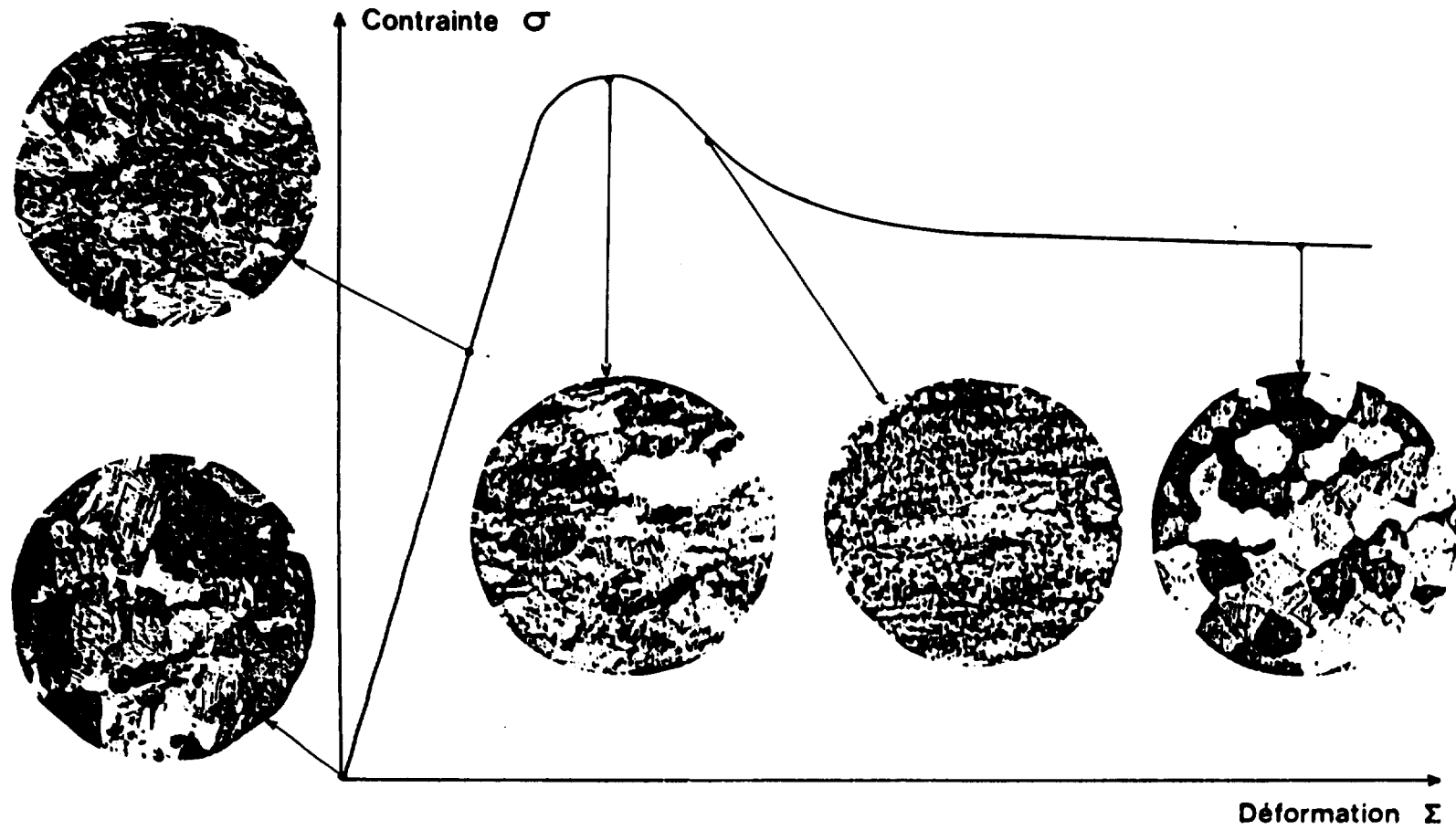


Figure 13



EVOLUTIONS STRUCTURALES DES ALLIAGES D'URANIUM AU COURS DU FORMAGE







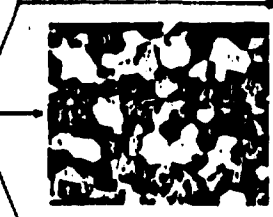






Température	Alliage	Phase	
$T > \frac{T_f(\delta)}{2}$	U U 0,2% V U 1,5% Mo	$\delta$	 →  →  → 
$T > \frac{T_f(\alpha)}{2}$	U U 0,2% V U 1,5% Mo	$\alpha$	 →  →  →   → 
$T > \frac{T_f(\delta)}{2}$	U 10% Mo U 7,5% Nb 2,5% Zr	$\delta$	
$T < \frac{T_f(\alpha)}{2}$ $T < \frac{T_f(\delta)}{2}$	U U 0,2% V U 1,5% Mo U 10% Mo U 7,5% Nb 2,5% Zr	$\alpha$ $\delta$	 →  → 

Figure 14

