

CEA-R 3152

EUR 3420.f

CONTE M. .-

Etudes préliminaires sur les alliages à base de vanadium envisagés pour la fabrication de gaines de réacteurs rapides.-

Association Communauté européenne de l'énergie atomique (Euratom)-Commissariat à l'énergie atomique, Neutrons rapides, Fontenay-aux-Roses (Hauts-de-Seine), 1967.-

27 cm, 24 p., 23 fig. et 9 tabl. h.-t.

CEA-R 3152 - CONTE Madeleine
EUR-3420 f

ETUDES PRELIMINAIRES SUR LES ALLIAGES A BASE DE VANADIUM ENVISAGES POUR LA FABRICATION DE GAINES DE REACTEURS RAPIDES

Sommaire. - Des études préliminaires ont été faites sur une série d'alliages à base de vanadium : V-0,5 pour cent Si, V-5 pour cent Ca, V-5 pour cent Mo, V-5 pour cent Nb, V-2 pour cent Zr, V-20 pour cent Ti, V-10 pour cent Al, V-10 pour cent Sn et V-10 pour cent Ti susceptibles d'être utilisés comme matériau de gainage pour les réacteurs rapides.

La transformation par forgeage à 1000 °C environ et laminage entre 200 °C et la température ambiante est satisfaisante pour toutes les nuances d'alliage sauf le V-10 pour cent Sn et le V-10 pour cent Al.

Les propriétés mécaniques déduites des essais de traction réalisés sur des éprouvettes d'alliages recuits 1 heure à 1050 °C sous vide montrent que d'une façon générale, les éléments d'additions améliorent les propriétés mécaniques du vanadium.

./.

CEA-R 3152 - CONTE Madeleine
EUR-3420 f

PRELIMINARY STUDY OF VANADIUM-BASED ALLOYS INTENDED FOR USE IN FAST-REACTOR CANS

Summary. - Preliminary research has been carried out on a series of vanadium-based alloys : V, 0.5 per cent Si ; V, 5 per cent Ca ; V, 5 per cent Mo ; V, 5 per cent Nb ; V, 2 per cent Zr ; V, 20 per cent Ti ; V, 10 per cent Al ; V, 10 per cent Sn and V, 10 per cent Ti liable to be used as canning material in fast reactors.

The transformation by forging at about 1000 °C and rolling between 200 °C and room temperature is satisfactory for all types of alloys except V with 10 per cent Sn and V with 10 per cent Al.

The mechanical properties deduced from tensile strength tests carried out on alloy samples annealed 1 hour at 1050 °C in a vacuum show that, generally speaking, the addition elements lead to an improvement in these properties as compared to those of pure vanadium.

./.

Après des traitements de corrosion dans une boucle à sodium liquide purifié par piège froid, les alliages sont fragilisés à la température ambiante. Seule la nuance V-20 pour cent Ti conserve des propriétés plastiques. Ces alliages sont recouverts d'une couche superficielle de carbure de vanadium VC.

Après des traitements dans une boucle à sodium liquide purifié par piège chaud, tous les alliages conservent de bonnes caractéristiques mécaniques. La couche superficielle qui les recouvre est constituée de deux carbures de vanadium VC et γ VC et d'un sous-oxyde de vanadium $\text{VO}_{0,9}$.

1967

68 p.

Commissariat à l'Energie Atomique - France

After undergoing corrosion tests in a liquid sodium loop purified by a cold trap, the alloys become brittle at room temperature. Only the vanadium containing 20 per cent Ti keeps its plastic properties. These alloys are covered by a layer of vanadium carbide VC.

After undergoing treatment in a liquid sodium loop purified by a hot trap, all the alloys keep their good mechanical characteristics. The surface layer with which they are covered is composed of two vanadium carbides VC and γ VC, and a vanadium sub-oxide $\text{VO}_{0,9}$.

1967

68 p.

Commissariat à l'Energie Atomique - France

C E A - R 3152

EUR. 3420 f

**ASSOCIATION EURATOM - C.E.A.
NEUTRONS RAPIDES**

**ETUDES PRELIMINAIRES SUR LES ALLIAGES A BASE DE VANADIUM
ENVISAGES POUR LA FABRICATION DE GAINES
DE REACTEURS RAPIDES**

par

Madeleine CONTE

Rapport C E A - R 3152

**CENTRE D'ÉTUDES NUCLÉAIRES
DE FONTENAY-AUX-ROSES**

Les rapports du COMMISSARIAT A L'ENERGIE ATOMIQUE sont, à partir du n° 2200, en vente à la Documentation Française, Secrétariat Général du Gouvernement, Direction de la Documentation, 31, quai Voltaire, PARIS VIIème.

The C.E.A. reports starting with n° 2200 are available at the Documentation Française, Secrétariat Général du Gouvernement, Direction de la Documentation, 31, quai Voltaire, PARIS VIIème.

Association EURATOM-CEA
Neutrons Rapides

Centre d'Etudes Nucléaires de Fontenay-aux-Roses
Services des Eléments Combustibles au Plutonium
et d'Etudes Radiométallurgiques

ETUDES PRELIMINAIRES SUR LES ALLIAGES A BASE DE VANADIUM
ENVISAGES POUR LA FABRICATION DE GAINES
DE REACTEURS RAPIDES

par

Madeleine CONTE

TABLE DES MATIERES

	<u>Pages</u>
I - Introduction	1
II - Elaboration et Transformation des alliages . .	5
A) Elaboration	5
B) Forgeage	5
C) Laminage	7
III - Caractérisation des alliages	8
IV - Propriétés mécaniques	9
A) Essais de traction	9
B) Interprétation des résultats	10
V - Corrosion dans le sodium liquide	13
A) Conditions des Essais - Variations pondérales	13
B) Contrôles micrographiques	14
C) Contrôles radiocristallographiques .	16
D) Interprétation des résultats	17
E) Influence du traitement en boucle à sodium sur les propriétés mécaniques des alliages	19
VI - Conclusions	23

ETUDES PRELIMINAIRES SUR LES ALLIAGES A BASE DE VANADIUM ENVISAGES POUR LA FABRICATION DE GAINES DE REACTEURS RAPIDES

I - INTRODUCTION

Les gaines des éléments combustibles du premier coeur du réacteur rapide RAPSODIE sont en acier austénique type 316. Un alliage assez semblable constitue la solution de référence pour les éléments combustibles du premier coeur du réacteur rapide PHENIX, actuellement à l'étude au Commissariat à l'Energie Atomique.

Cependant, les propriétés du vanadium et de certains de ses alliages ont amené à les prendre en considération comme matériaux de gainage potentiels pour les réacteurs rapides.

Les plus significatives de ces propriétés sont les suivantes :

1. Propriétés neutroniques : Le vanadium fait partie de la liste assez courte des métaux dont les sections efficaces de diffusion et de capture pour les neutrons rapides et intermédiaires sont suffisamment basses pour que l'on puisse les utiliser en quantité importante dans un réacteur rapide, sans nuire à son économie neutronique et à son taux de régénération interne. Les métaux acceptables sans inconvénients sont : le Fer, le Chrome, le Nickel, le Zirconium, le Titane et le Vanadium.

2. Propriétés mécaniques : Les gaines des éléments combustibles de réacteur rapide travaillent à température élevée :

le point chaud des gaines du réacteur PHENIX atteint 700°C. A cette température les gaines doivent pouvoir s'opposer aux pressions importantes créées par les gaz de fission qui se dégagent du combustible au cours de l'irradiation. D'autre part, il est souhaitable qu'elles puissent accepter une certaine déformation à chaud, sans rupture, sous l'effet du gonflement du combustible irradié à des taux de combustion très élevés.

Les propriétés mécaniques du vanadium et de certains de ses alliages ont fait l'objet d'études préliminaires assez nombreuses. [1], [2], [3], [4], [5], [6], [7].

Les résultats obtenus, s'ils sont loin d'être confirmés pour que le choix d'un alliage pour une utilisation industrielle soit possible, indiquent tous que ces alliages présentent des caractéristiques de traction et de fluage à chaud qui les rendent comparables aux meilleurs alliages réfractaires.

3. Transformation : Le vanadium pur et certains de ses alliages sont suffisamment malléables à la température ordinaire [1], [8], [9], [10], [11], [12], pour que l'on puisse envisager sans difficultés particulières, à partir de lingots filés, le laminage et l'étirage à froid.

4. Compatibilité avec l'élément combustible : Les principaux résultats publiés sont relatifs à des essais de compatibilité entre des éléments combustibles U Pu Fz (U 10 Pu 10 Fz) et des gaines en alliage V 10 Ti et V 20 Ti [3] [5] [6] [10] [14]. La diffusion de l'élément combustible dans la gaine se traduit par une courbe du type

$$x^2 = Kt$$

où x = la profondeur de pénétration dans la gaine exprimée en cm

t = le temps en seconde

K = le coefficient de pénétration en cm^2/sec qui dépend de la température.

Des calculs d'extrapolation ont été faits pour des courbes $x^2 = Kt$ à 650°C.

La profondeur de pénétration dans l'élément combustible a été calculée. Elle est de 7 μ au bout d'un an et de 9 μ au bout de 2 ans.

5. Compatibilité avec le sodium : Le sodium étant le fluide de refroidissement choisi pour Phenix et très probablement pour les projets ultérieurs de réacteurs rapides en France, la compatibilité du matériau de gainage avec le sodium revêt une importance particulière. A ce sujet le vanadium pose incontestablement un problème sérieux, sa tenue à la corrosion dans le sodium dépendant en effet très fortement de la teneur en oxygène du sodium. [2] [5] [11] [13] à [19].

Compte tenu de ces données générales, il a paru intéressant de lancer un programme d'études du vanadium et de certains de ses alliages.

Le choix s'est porté sur la série d'alliages binaires suivante :

V - 0,5 % Si	V - 5 % Nb	V - 10 % Al
V - 5 % Cr	V - 2 % Zr	V - 10 % Sn
V - 5 % Mo	V - 20 % Ti	V - 10 % Ti

les pourcentages des éléments d'addition indiqués étant des pourcentages pondéraux.

Les éléments d'addition et leur quantité ont été choisis en fonction des critères suivants :

- 1) d'après les diagrammes binaires correspondants, ils forment avec le vanadium des solutions solides,
- 2) ce que l'on sait déjà de leurs propriétés les rend intéressants à étudier,
- 3) les additions ont une chance d'améliorer les propriétés mécaniques et la résistance à la corrosion du vanadium par le sodium.

Les travaux ont été orientés de façon à obtenir rapidement sur les différents alliages une certaine connaissance des problèmes d'élaboration et de transformation, des propriétés mécaniques, et de la compatibilité avec le sodium. Ces renseignements doivent permettre une sélection de certains alliages pour des essais plus approfondis sur les quantités de métal plus importantes.

Ce document est relatif aux études antérieures à Novembre 1965 qui ont été entreprises en collaboration avec la Société IMPHY KUHLMAN, les études de corrosion par le sodium étant réalisées par la Section d'Etude de la Corrosion par Gaz et Métaux liquides du C.E.A.

II - ELABORATION ET TRANSFORMATION DES ALLIAGES

A) - Elaboration.

Le but de notre étude étant de faire une sélection parmi la série d'alliages proposés, nous avons travaillé sur des quantités de métal relativement faibles, préparées sous forme de boutons élaborés au four à arc.

Chaque bouton obtenu représente 50 à 60 grammes d'alliage et, par nuance d'alliage deux ou trois boutons ont été élaborés.

Afin d'homogénéiser au maximum les alliages, chaque élaboration comportait une double fusion, une fragmentation et une nouvelle double fusion, ces deux dernières opérations se répétant trois fois.

Chaque bouton a donc subi 4 doubles fusions séparées par 3 fragmentations.

Des boutons de vanadium non allié qui serviront d'éléments de comparaison, ont été élaborés dans les mêmes conditions.

B) - Forgeage.

Les premiers essais ont été faits à 1100°C, chaque bouton étant protégé par une gaine étanche fermée sous argon, afin

d'éviter tout risque de pollution. (gaine étanche en mumétal 25 % Fe - 75 % Ni ou en Nicral D - acier 25 _20).

Les boutons, écrasés en un seul coup sous un pilon de forge, étaient transformés en une galette d'environ 5 mm d'épaisseur. La réduction réalisée par ce forgeage était de l'ordre de 60 à 65 %.

Dans le cas de l'alliage V 5 % Sn, il n'a pas été possible, par forgeage à 1100°C, d'obtenir de galette, le bouton se cassant en de nombreux morceaux. Des essais de forgeage faits à 1150°C n'ont pas donné de meilleurs résultats. Cette nuance d'alliage a donc été abandonnée.

Dans les galettes ainsi obtenues, deux bandes de métal A et B (fig. n° 1) ont été découpées. Les teneurs en O₂, C, N₂ et le pourcentage réel d'élément d'addition ont été analysés sur ces fractions. Les résultats sont groupés dans le tableau I.

Sur une seconde série d'alliages à laquelle a été rajouté l'alliage V 10 Ti, des essais plus systématiques ont été faits afin de mieux définir la température de forgeage. Les fig. 2 et 3 représentent des macrographies de boutons forgés.

Ces essais nous permettent de fixer les domaines de températures suivantes pour le forgeage des différentes nuances.

Alliage	Domaine de Température θ °C
V non allié	900°C < θ < 1000°C
V - 5 % Nb	1000°C < θ < 1100°C
V - 2 % Zr	1100°C < θ < 1250°C
V - 10 % Al	1150°C < θ < 1200°C
V - 5 % Mo	θ ≈ 1050°C
V - 20 % Ti	950°C < θ < 1000°C
V - 10 % Ti	950°C < θ < 1000°C

C) - Laminage.

La partie C des galettes (fig. n° 1) a été ramenée par laminage, de 5 mm à 1 mm, ou 0,5 mm d'épaisseur suivant les cas.

Ce laminage commencé à 250°C s'est poursuivi à la température ambiante sans difficulté, sauf dans le cas de l'alliage V - 10 % Al qui, à froid, s'est assez fortement criqué.

D'une façon générale on peut donc dire que l'aptitude à la transformation des différentes nuances d'alliage proposées est assez bonne.

III - CARACTERISATION DES ALLIAGES

Les échantillons, prélevés dans une barrette de 0,5 mm d'épaisseur, ont subi des recuits sous vide secondaire (pression partielle de $5 \cdot 10^{-5}$ mm Hg) pendant 1 heure, à des températures croissantes par bonds de 50°C, de 700°C à 1150°C.

Entre chaque recuit, des contrôles micrographiques et des mesures de dureté ont permis de fixer la température de recristallisation des diverses nuances.

Sur le tableau II sont indiquées les variations de la dureté (HV 10) des alliages en fonction de la température du recuit.

Les courbes, figures n° 4 (a et b) permettent de mieux mettre en évidence le minimum aplati par lequel passe la dureté entre 905°C et 1050°C.

Les contrôles micrographiques, fig. n° 5 à 8, montrent que la recristallisation est très avancée à 1050°C. Cependant, il semble que, soit la température, soit la durée du recuit, doive être un peu mieux définie car la taille de grains, qui n'est pas toujours homogène, indique que la recristallisation n'est pas totale.

IV - PROPRIETES MECANIKES DES ALLIAGES

A) - Essais de traction.

Des essais de traction ont été faits sur toutes les nuances d'alliages, à température ambiante sous air, et à 500 et 650°C sous une pression inférieure à 10^{-5} mm de mercure.

La vitesse d'allongement était de 3,6 % par minute et l'enregistrement des courbes était effectué par amplification mécanique au moyen du procédé classique du "Trépied Chévenard".

Les éprouvettes avaient les caractéristiques suivantes :

- micro-éprouvette type n° 349
- diamètre 1,5 mm
- longueur utile 7,5 mm
- Etat recristallisé résultant d'un recuit de une heure à 1050°C sous vide, avec refroidissement dans le four.

Les essais ont été faits au Centre de Recherches Métallurgiques de la Société IMPHY KUHLMANN, sur une machine de traction Adamel, type M G 4 V.

Aucune anomalie n'a été relevée sur les courbes. Les résultats exprimés par les grandeurs suivantes :

- limite élastique à 0,2 % en Kg/mm ²	E 0,2 %
- charge de rupture en kg/mm ²	R
- allongement pour cent	A %
- striction pour cent	S %

sont groupés dans les tableaux n° III, IV et V.

Quand dans la colonne S % aucun chiffre n'est porté, c'est que la section de l'éprouvette s'est ovalisée ou déformée et qu'aucune mesure correcte n'a pu être faite sur la section de rupture.

La signification des symboles utilisés dans ces tableaux est la suivante :

V N D	Vanadium non dégazé
V D	Vanadium dégazé
V B E	Vanadium affiné par bombardement électronique.

Plusieurs essais ont été faits sur une même nuance d'alliage et dans chaque nuance d'alliage des boutons ont été élaborés à partir de vanadium de diverses origines, afin de voir l'influence éventuelle de la pureté du vanadium de départ sur les propriétés mécaniques des alliages.

Les résultats d'analyses des diverses matières premières sont groupés dans le tableau VI.

B) - Interprétation des résultats.

Les différences notées sur les résultats pour une même nuance d'alliage peuvent provenir des différences de pureté des

vanadium utilisés, et également d'une hétérogénéité en élément d'addition dans l'alliage.

D'autre part, les essais ont été faits sur des microéprouvettes, ce qui augmente nettement la possibilité de dispersion des résultats pour un alliage hétérogène.

Compte tenu de ceci, nous constatons que :

1.- Tous les alliages, à température ambiante comme à 650°C, ont des charges de rupture supérieures à celle du vanadium de départ.

2.- Les charges de rupture de ces alliages sont relativement peu affectées par la température. Pour l'alliage V-20 Ti, plus particulièrement, elle ne diminue que de 7 à 8 % entre la température ambiante et 650°C.

3.- L'alliage V-10 Al présente les charges de rupture les plus élevées, mais à un coefficient d'allongement très faible. Il ne semble pas raisonnable de conserver cette nuance pour des essais plus poussés.

4.- Parmi les autres nuances, l'alliage V-20 Ti présente les meilleures propriétés mécaniques : charge de rupture élevée, 60 Kg/mm² environ, et bonne capacité de déformation tant à température ambiante (20 % environ) qu'à 650°C (23 à 24 %).

5.- L'alliage V-2 Zr possède une charge de rupture relativement faible (30 à 35 Kg/mm²) et ne doit pas non plus être conservé, sa capacité de déformation n'étant pas très élevée (10 à 15 %).

6.- Les autres nuances : V-0,5 Si, V-5 Cr, V-5 Mo et V-5 Nb ayant des caractéristiques mécaniques comparables ne peuvent, à partir de ces seuls résultats, être départagées.

V - CORROSION DANS LE SODIUM LIQUIDE

A) - Conditions des essais - Variation pondérale.

Ces essais ont été réalisés sous le contrôle de la Section d'Etudes de la Corrosion par Gaz et Métaux Liquides du Département de Métallurgie. [20] [21]

Les éprouvettes de corrosion, sous forme de rubans de 8 mm de large, 1 mm d'épaisseur et 50 mm de long, ont été placées dans deux boucles à sodium. La vitesse du sodium était de l'ordre de 1,5 mètre/seconde, et la purification du sodium se faisait dans une boucle, sur un piège froid maintenu à 105°C, dans l'autre boucle sur un piège chaud, constitué par des copeaux de zirconium, maintenu à 650°C.

Pendant toute la durée des essais, la température du sodium dans les deux boucles était de 600°C.

Le tableau VII groupe les variations pondérales de 4 nuances d'alliages et d'un échantillon témoin de vanadium en fonction de la durée de séjour dans le circuit sodium.

Les échantillons ayant séjourné 250, 500 et 1000 heures dans le sodium purifié par piège froid ont été introduits simultanément.

L'essai de 750 heures n'a été commencé qu'une fois l'essai de 250 h terminé.

On constate donc que quand la purification du sodium est faite par piège froid, les pertes de poids sont élevées, alors qu'avec une purification par piège chaud les variations sont infimes et se traduisent par une augmentation de poids.

D'autre part, on ne peut affirmer que la teneur en oxygène au cours des 1000 heures d'essai en piège froid ait été constante. En effet, la corrosion est moins importante pour les éprouvettes 750 h qui a débuté après, que pour les éprouvettes 250 h.

Le vanadium qui est un excellent "getter" semble avoir purifié le circuit qui, pour l'essai de 750 h, était donc plus pur.

D'après ces variations pondérales, il semble que l'élément d'addition le moins bénéfique soit le Titane.

B) - Contrôles micrographiques.

Nous avons fait un certain nombre d'examens micrographiques sur les échantillons après corrosion dans le sodium liquide qui nous ont permis de constater :

1.- Une réorganisation de la structure des alliages. Le traitement thermique subi par les échantillons a favorisé la formation des grains dont la taille est beaucoup plus homogène qu'avant les essais de corrosion par le sodium et dont les joints sont beaucoup plus apparents. Ceci a été également signalé par la section d'Etudes de la Corrosion par Gaz et Métaux Liquides du Service de Chimie des Solides. (CEN Saclay).

2.- Après 250, 500 ou 750 heures dans la boucle à sodium équipée d'un piège froid, nous n'avons pas pu mettre en évidence par micrographie la pellicule de corrosion. Toutefois nous avons constaté sur tous les alliages que le bord des échantillons n'était plus net. Il est très probable que la pellicule due à la corrosion était peu adhérente au métal et qu'elle a été arrachée au cours du polissage. Les fig. 9 à 11 représentent les micrographies de ces alliages.

3.- Après 1000 heures dans la boucle à sodium équipée d'un piège froid, cette pellicule a été mise en évidence sur tous les alliages étudiés. Son importance varie d'un échantillon à l'autre mais on ne peut admettre comme valeur absolue l'épaisseur mesurée au microscope car on risque toujours d'arracher, lors de la préparation des échantillons, une partie de cette couche superficielle. Les figures 12 à 14 représentent les micrographies de ces alliages.

4.- Après 1000 heures, dans la boucle à sodium équipée d'un piège chaud, aucune pellicule de corrosion n'a pu être mise en évidence. Les micrographies figure 15 montrent que les bords des échantillons sont plus nets que ceux relatifs aux échantillons ayant séjourné 500 et 750 heures dans la boucle à sodium purifié par piège froid.

Nous signalons d'autre part qu'à la réception de ces échantillons nous avons constaté un changement d'aspect extérieur des échantillons du type "piège froid" qui avaient perdu leur éclat métallique, ce qui n'était pas le cas pour les échantillons du type "piège chaud".

C) - Contrôles radiocristallographiques.

Nous avons utilisé pour ces contrôles un goniomètre Philips qui nous a permis de faire un contrôle non destructif de surface des échantillons sans aucune préparation préalable. Les conditions de travail ont été les suivantes :

Vitesse d'exploration	$\frac{1}{8}$ °/minute
Vitesse d'enregistrement	200 mm/heure
Anticathode	Cuivre
Filtre	Nickel

1.- Echantillons avant corrosion par le sodium.

Nous n'avons décelé aucune anomalie sur les spectres R X obtenus, qui étaient ceux des solutions solides à base de vanadium. La largeur des raies du spectre était plus ou moins grande suivant l'alliage considéré.

2.- Echantillons après corrosion par le sodium.

- Boucle à sodium = purification par piège froid.

En plus du spectre caractéristique de la solution solide de l'alliage, nous avons pu mettre en évidence un certain nombre de raies appartenant au carbure de vanadium VC, structure cubique à face centrée de paramètre approximatif $4,16 \text{ \AA}$. La fig. 16 représente une partie de ces diagrammes dans le domaine angulaire où se situent les 2 raies les plus intenses de ce carbure.

Par contre, dans le cas d' **alliage** V-5 Cr, nous avons obtenu (fig. n° 17) un spectre de rayons X totalement différent, caractéristique de 2 composés de même structure cristalline

(cubique centrée) et de paramètre voisin. Ceci se traduit par le dédoublement de presque toutes les raies du spectre de rayons X. Ce fait, également signalé par J. SANNIER et R. DOMINGER $\overline{[22]}$, semble correspondre à la présence de la phase β (ordonnée) du diagramme V-VO.

- Boucle à sodium - purification par piège chaud -

Contrairement à toute attente, les spectres de rayons X les plus complexes correspondent à cette série d'alliages. On trouve en plus des raies caractéristiques du carbure de vanadium VC, celles du carbure γ VC qui est en fait une solution solide du type $V C_{0,42-0,50} O_{0,01}$ qui cristallise dans le système hexagonal.

Outre ces carbures, nous avons identifié un sous-oxyde de vanadium du type $VO_{0,9}$ qui cristallise dans le système cubique à faces centrées et a un paramètre approximatif de $4,12 \text{ \AA}$. Ce sous-oxyde a également été signalé par des chercheurs américains. $\overline{[18]}$

Une autre raie intense du spectre de RX (passage angulaire $2 \theta = 40,25^\circ$) n'a pu être attribuée à une structure connue et reste donc à identifier.

D) - Interprétation des résultats.

Les résultats obtenus ne permettent pas encore de proposer avec certitude un mécanisme de corrosion par le sodium du vanadium et de ses alliages.

Il semblerait que la phase la plus adhérente de la corrosion en surface soit une phase carbure plutôt qu'une phase oxyde.

Ces deux éléments, Carbone et Oxygène, sont bien les principales impuretés à éliminer du sodium liquide, comme l'ont signalé H.A. LEVIN et S. GREENBERG [23].

Si l'on considère les résultats que nous avons obtenus : perte de poids des alliages traités dans la boucle à sodium purifié par piège froid associée à la formation en surface du carbure de vanadium d'une part, augmentation de poids dans le cas d'une purification par piège chaud associée à la formation en surface de carbures et de sous-oxyde de vanadium, on peut peut-être suggérer un mécanisme de corrosion en deux étapes :

- formation de carbure et d'oxydes en surface et diffusion d'oxygène au coeur du métal [20]
- entraînement par le sodium de la couche d'oxyde peu adhérente.

Ceci expliquerait en partie l'aspect plus ou moins déchiqueté des contours des éprouvettes après la corrosion par le sodium.

Les résultats de variations pondérales ne peuvent malheureusement pas être comparés à ceux publiés par les Américains [13] à [19] qui, pour des essais de corrosion par le sodium (température 650°C, vitesse du sodium 61 cm/sec) ont trouvé dans certains cas des augmentations de poids, dans d'autres cas des pertes de poids.

Il semble que la teneur en impuretés du sodium soit très difficile à évaluer, ce qui expliquerait la divergence des résultats.

E) - Influence du traitement en boucle de sodium sur les propriétés mécaniques des alliages.

Après les traitements de corrosion dans le sodium liquide des essais de traction ont été faits sur les différents alliages.

Ces essais ont été faits dans les conditions suivantes :

- Machine de traction

Machine Inströn, type TT CML

Vitesse de traction : 0,2 cm/minute

Vitesse d'enregistrement : 5 cm/minute

- Éprouvettes

Ruban de largeur : 5 mm environ

longueur : 30 mm environ

épaisseur : 1 mm environ

- Conditions : Température ambiante sous air.

Ces éprouvettes n'ayant pas la forme classique d'une éprouvette de traction, nous avons fait des essais sur des éprouvettes similaires n'ayant pas subi de traitement de corrosion.

En effet, nous ne pouvions, en toute rigueur, comparer nos résultats à ceux donnés par la Société Imphy Kuhlmann, la forme des éprouvettes, la machine de traction et les conditions des essais de traction étant très différentes.

Les figures n° 18 (a à d) et 19 (a à d) représentent les courbes de traction de rubans d'alliages de vanadium obtenues

à température ambiante et sous air.

Nous constatons que toutes ces courbes, sauf celle relative à l'alliage V-2 Zr présentent des "Yield Point". Les propriétés mécaniques obtenues sont groupées dans le tableau VIII.

a.- Boucle sodium - purification par piège froid.

Quelle que soit la durée du traitement, on constate après le traitement de corrosion, que tous les alliages, sauf la nuance V-20 Ti, sont très fragiles. Ils ne présentent plus de domaine plastique, ont un coefficient d'allongement pratiquement nul et ont une charge de rupture inférieure à leur limite élastique avant le traitement de corrosion. (fig. 20 et 21). Ceci confirme la diffusion durcissante de l'oxygène dans le vanadium signalée par R. DARRAS [217].

b.- Boucle sodium - purification par piège chaud.

Dans ce cas, tous les alliages ont conservé de bonnes caractéristiques mécaniques et les anomalies du type "Yield Point" se retrouvent pour tous les alliages (figure 22).

Les résultats (charge de rupture, limite élastique, allongement pour cent) relatifs à ces essais de traction sont rassemblés dans le tableau IX.

Les charges de rupture des alliages sont peu affectées par le traitement de corrosion, celle relative à la nuance V-20 Ti est diminuée mais garde une valeur de 43 Kg/mm^2 , valeur supérieure à celle du vanadium avant le traitement de corrosion.

Les capacités d'allongement des alliages sont très bonnes et sont même, en moyenne, deux fois plus grandes après traitement de corrosion qu'avant.

En conclusion, nous constatons que la purification du sodium par piège froid est en général insuffisante. Les caractéristiques mécaniques des alliages de vanadium sont influencées par la diffusion de l'oxygène et peut-être du carbone dans le métal, cette diffusion risquant de se produire pour des traitements de longue durée.

La purification du sodium par piège chaud permettrait certainement de limiter dans le temps la fragilité des métaux et peut-être même de l'éviter. Ceci est certainement lié à la diminution de teneur en oxygène et carbone dans le sodium.

Toutefois la fragilité des alliages à température ambiante ne préjuge en rien de leurs propriétés mécaniques à chaud qui peuvent être excellentes. Cependant elle limite énormément l'utilisation des alliages, sauf celle du V-20 Ti.

D'autre part, avant d'entreprendre une nouvelle série d'essais il serait bon d'adopter une forme d'éprouvette plate plus compatible avec les essais de traction tout en conservant une surface suffisante pour les essais de corrosion (fig. 23 b).

Le montage utilisé (fig. 23 a) pour les rubans dont nous disposons impose un serrage de l'éprouvette entre deux mors plats. Dans certains cas, la fragilité de l'alliage était telle que l'éprouvette se cassait au cours du montage. D'autre part, nous avons constaté que très souvent la cassure se faisait au ras de l'un des mors et non pas, comme dans un essai correct, au milieu de l'éprouvette.

VI - CONCLUSIONS

Il serait prématuré, en s'appuyant sur les résultats préliminaires présentés ci-dessous, de porter un jugement sur chacun des alliages de vanadium étudiés. Il a cependant été possible d'obtenir un certain nombre de résultats qui doivent permettre d'orienter les études ultérieures.

A) Aptitude à la transformation.

- Vers 1000-1050°C, sous gaine protectrice, le forgeage de ces alliages est possible, sauf pour une nuance, le V-10 Sn, qui a été éliminée.

Ceci indiquerait que, sur des lingots plus importants, le filage ne devrait pas poser de problèmes majeurs.

- D'autre part, la transformation par laminage est possible à 250°C puis à température ambiante sur la plupart des alliages, la nuance V 10 Al ayant toutefois tendance à se craqueler assez fortement à la température ambiante.

B) Traitements de recristallisation.

Après un traitement de 1 heure à 1050°C, sous une pression partielle inférieure à 10^{-5} mm de Hg, la recristallisation de ces alliages est pratiquement terminée.

C) Propriétés mécaniques.

A la température ambiante, comme à 650°C, les alliages ont des charges de rupture élevées et supérieures à celle du vanadium de départ sauf dans le cas de l'alliage V - 2 Zr pour lequel l'addition en zirconium n'a apporté qu'une très légère augmentation de la charge de rupture. Les alliages V - 10 Al et V - 20 Ti ont les charges de rupture les plus élevées (70 et 64 Kg/mm² en moyenne), V - 5 Mo - V 0,5 Si - V 5 Cr et V 5 Nb ont des charges de rupture pratiquement identiques (46 Kg/mm² en moyenne) et enfin V 2 Zr avec une charge de rupture moyenne de 34 Kg/mm² se rapproche le plus du vanadium (31 Kg/mm² en moyenne).

Par contre, dans certaines nuances, l'élément d'addition a été défavorable et nous avons enregistré des diminutions notables de ductilité : 10 % d'allongement moyen à chaud pour le V 10 Al contre 20 % moyen pour le vanadium de départ.

Cette nuance V 10 Al serait donc à éliminer.

D) Corrosion dans le sodium liquide.

Après des essais de corrosion à 600°C dans une boucle à sodium liquide purifié par piège froid, les alliages sont très fragiles à température ambiante. Seule la nuance V 20 Ti garde une certaine plasticité. La variation pondérale est une perte de poids plus ou moins importante suivant le temps de séjour des alliages dans le sodium et suivant la purification du sodium.

Les alliages après corrosion sont recouverts d'une pellicule, constituée en majeure partie de carbure de vanadium VC, plus

ou moins adhérente, qui ternit leur aspect métallique initial.

Après corrosion dans la boucle à sodium liquide purifié par piège chaud, tous les alliages gardent de bonnes caractéristiques mécaniques à température ambiante. La variation pondérale est une augmentation de poids.

Bien qu'ayant conservé leur éclat métallique, les alliages sont recouverts d'une couche superficielle de carbures de vanadium VC et γ VC et de sous oxyde $V O_{0,9}$.

BIBLIOGRAPHIE

- [1] "Selected Properties of Vanadium alloys for reactor application".
K.F. SMITH, R.J. VAN THYNE. ANL 5661
- [2] Progress Report ANL 6868 page 131 (Annuel 1963)
- [3] " " ANL 6880 page 20
- [4] " " ANL 6912 page 24 Juin 1964
- [5] " " ANL 6923 page 23-24 Juillet 1964
- [6] " " ANL 6944 Septembre 1964
- [7] " " ANL 7017 page 30
- [8] " " ANL 6810 page 8
- [9] " " ANL 6868 page 92
- [10] " " ANL 6885 Avril 1964
- [11] " " ANL 6936 page 24-25 Août 1964
- [12] "Ductile Vanadium developped in Japan"
Nucleonics Mars 1965 page 82
- [13] Progress Report ANL 6808 page 11 Novembre 1963
- [14] " " ANL 6840 page 20-27 Janvier 1964
- [15] " " ANL 6868 page 38 (Annuel 1963)
- [16] " " ANL 6880 page 21 Mars 1964
- [17] " " ANL 6977 page 21 Novembre 1964
- [18] " " ANL 7003 page 14 Janvier 1965
- [19] " " ANL 7017 page 31 Février 1965

/20/ "Corrosion des aciers inoxydables et des alliages réfractaires dans le sodium liquide".
L. CHAMPEIX et R. DARRAS. B.I.S.T. n° 104 Mai 1966
page 93

/21/ "Corrosion of Nuclear materials in liquid sodium".
R. DARRAS, L. CHAMPEIX, J. SANNIER.
Third International Congress on Metallic corrosion
Moscow May 16-25 1966

/22/ SANNIER (J) DOMINGET (R). Communication privée

/23/ Progress Report ANL 6677 page 27

Manuscrit reçu le 4 janvier 1967

LISTE DES FIGURES

- 1 Prélèvement pour analyse dans un bouton forgé
- 2) Macrographies de boutons d'alliages de vanadium forgés
- 3 (à la température optimum
- 4 (a et b) Courbe de variation de la dureté en fonction de la température du traitement thermique
- 5 Micrographie V non allié - V 20 Ti avant corrosion
- 6 " V 10 Al - V 0,5 Si "
- 7 " V 2 Zr - V 5 Cr "
- 8 " V 5 Nb - V 5 Mo "
- 9 " V 20 Ti - V 5 Cr après 250 h Na piège froid
- 10 " V 0,5 Si après 500 h Na piège froid
- 11 " V non allié - V 2 Zr après 750 h Na piège froid
- 12 " V non allié - V 20 Ti après 1000 h Na piège froid
- 13 " V 5 Cr - V 0,5 Si après 1000 h Na piège froid
- 14 " V 5 Nb après 1000 h Na piège froid
- 15 " V 5 Nb - V 5 Mo après 1000 h Na piège chaud
- 16 Spectres RX du V 20 Ti avant et après corrosion Na
- 17 " du V 5 Cr après 1000 h Na piège froid
- 18 Courbe de traction des alliages avant corrosion sodium
- 19 " " " " " "

- 20 Courbe de traction après corrosion Na piège froid
- 21 " " des V 20 Ti
- 22 " " après corrosion Na piège chaud
- 23 a Montage de traction éprouvette type ruban
- b " " éprouvette plate

VANADIUM - TABLEAUX

- I Analyse des alliages de vanadium
- II Dureté des alliages de vanadium en fonction de la température du traitement thermique
- III)
(Caractérisation mécanique des alliages de vanadium
- IV)
(Essais de traction à température ambiante, 500°C
- V)
(et 600°C
- VI Analyse des matières premières
- VII Variation pondérale des alliages après corrosion Na
- VIII Propriétés mécaniques des alliages avant corrosion Na
- IX " " " " après corrosion Na

Tableau N° I
ANALYSE DES ALLIAGES DE VANADIUM

Référence bouton	Alliage	O ₂ (ppm)	Teneurs en		élément d'alliage %
			C (ppm)	N ₂ (ppm)	
B 5	V 0,5 % Si	244	700-772	283-276	0,88
B 6	-	467	740-773	588-476	0,63
B 8	-	519	680-636	440-612	0,92
B 16	V 5 % Nb	1197	1317	-	5,3
B 18	-	1300	1388	-	5,4
B 21	-	580	735	-	4,6
B 22	V 5 % Cr	392	690	-	6,4
B 23	-	1180	1300	-	6,2
B 24	-	740	720	-	6
B 25	-	-	-	-	5,9
B 26	-	-	-	-	6,3
B 27	-	-	-	-	5,7
B 104	V 20 % Ti	1640	610-730	469-420	19,65
B 106	-	1795	980-1020	470-305	18,35
B 108	-	690	780-875	427-420	17,14
B 110	V 2 % Zr	-	600	-	1,3
B 112	-	-	1120	-	1,19
B 114	-	-	760	532	1,27
B 116	V 5 % Mo	-	655	402	5,56
B 118	-	-	2975	-	5,32
B 120	-	-	805	497	5,70
B 122	V 10 % Al	-	655	223	9,96
B 124	-	-	1040	497	9,82
B 126	-	-	700	402	9,77

Nota : Les alliages V-Si et V-Cr ont été élaborés en introduisant un excès de l'élément d'addition :

0,8 % pour 0,5 % visé de Si

7 % pour 5 % " " Cr

ceci pour compenser la grande volatilité de ces éléments d'addition.

Tableau n° II

VARIATION DE LA DURETE DES ALLIAGES EN FONCTION DE LA TEMPERATURE DU RECUIT

Nuance	Repère	Dureté (HV 10)										
		écroui	700°C	750°C	800°C	850°C	900°C	950°C	1000°C	1050°C	1100°C	1150°C
V non allié	B 28	190	184	171	159	122	108	96,1	97,5	97,6	104	109
V 0,5 Si	B 5	237	234	205	199	190	162	133	134	135	144	147
V 5 Cr	B 22	258	247	203	203	208	195	155	145	147	151	159
V 5 Nb	B 21	268	266	270	261	240	228	208	179	177	182	189
V 20 Ti	B 104	291	247	231	212	212	208	208	207	208	207	207
V 2 Zr	B 111	187	186	177	171	157	144	127	88,8	87,2	82,7	83,8
V 5 Mo	B 116	236	233	226	213	209	191	165	152	152	154	153
V 10 Al	B 126	358	-	-	292	283	269	258	251	254	258	262

Tableau n° III

PROPRIETES MECANQUES DES ALLIAGES DE VANADIUM

Nuance	Repère du bouton	Origine du Vanadium	Origine de l'addition	Température de l'essai 0°C	E 0,2 % Kg/mm ²	R Kg/mm ²	A %	S %
Vanadium non allié	B 29	V N D (lot 213)	-	ambiante 500°C 650°C	22,2 14,7 10,2	26,6 29,2 14,1	21,7 13,7 21,5	59,3 52,3 -
	B 30	V D	-	ambiante 500°C 650°C	23,4 26,6 14,2	38,3 32,5 20,1	24,0 16,1 32,9	- 59,6 -
	B 32	V B E	-	ambiante 500°C 650°C	25,1 10,6	29,8 Pas d'éprouvette 14,2	13,9 31,9	- -
V 0,5 Si	B 4	V N D (lot 213)	Silicium Péchiney catégorie 00 Pureté 99,9	ambiante 500°C 650°C	32,7 21,9	41,9 Pas d'éprouvette 35,5	18,9 25,5	50,1 66,4
	B 7	V D		ambiante 500°C 650°C	39,1 24,2 23,8	47,6 41,1 32,5	19,2 4,5 29,2	44,6 19,6 -
	B 9	V B E		ambiante 500°C 650°C	38,1 25,3 25,1	46,8 48,0 37,9	14,3 14,9 25,5	28,3 48,5 -
V 5 Cr	B 163	V N D (lot 214)	Chrome Light Qualité "Van Arkel"	ambiante 500°C 650°C	33,9 20,3 21,0	43,1 42,7 32,5	20,9 17,5 20,3	- 61,0 -
	B 165	V N D (lot 214)		ambiante 500°C 650°C	40,1 26,0 28,7	48,4 42,1 42,9	19,7 10,8 24,0	- 38,0 60,1

Tableau n° IV

PROPRIETES MECANIQUES DES ALLIAGES DE VANADIUM

Nuance	Repère du bouton	Origine du Vanadium	Origine de l'addition	Température de l'essai 0°C	E 0,2 % Kg/mm ²	R Kg/mm ²	A %	S %
V 5 Mo	B 117	V N D (lot 213)	Pastille de Mo pur Kuhlmann	ambiante	31,7	40,1	13,5	48,5
				500°C	22,6	39,1	12,7	52,3
				650°C	22,2	34,4	15,1	61
	B 119	V D		ambiante	40,9	46,6	14,9	38
				500°C	30,0	49,7	13,5	35,4
				650°C	26,6	35,1	18,3	12,9
	B 121	V BE		ambiante	40,3	49,9	15,7	48
				500°C	25,0	43,1	13,5	27,4
				650°C	27,5	42,3	18,3	46,6
V 10 Al	B 123	V N D (lot 213)	AL 99,9 Pechiney	ambiante	75,0	75,3	1,5	7,2
				500°C	44,9	54,9	11,5	21,5
				650°C	42,4	53,7	13,1	30,0
	B 125	V D		ambiante	55,5	55,5	0	1,3
				500°C	31,9	40,7	7,2	9,7
				650°C	28,1	37,6	9,7	28,8
	B 127	V BE		ambiante	77,1	77,1	0	3,5
				500°C	45,4	51,5	13,5	54,3
				650°C	40,7	46,7	11,7	32,3

Tableau n° V
PROPRIETES MECANIKES DES ALLIAGES DE VANADIUM

Nuance	Repère du bouton	Origine du Vanadium	Origine de l'addition	Température de l'essai 0°C	E 0,2 % Kg/mm ²	R Kg/mm ²	A %	S %
V 5 Nb	B 17	V N D (lot 213)	Niobium de bombar- dement électronique	ambiante 500°C 650°C	35,1 26,1 24,1	43,2 44,3 37,0	14,3 13,5 13,2	- 39,2 46,6
	B 19	V D		ambiante 500°C 650°C	38,7 25,8 22,8	49,3 44,3 39,3	14,3 9,5 18,7	41,6 19,6 52,3
	B 20	V BE		ambiante 500°C 650°C	39,3 30,2 27,7	49,0 51,9 44,9	14,7 16,5 18,0	41,2 39,0 50,7
V 20 Ti	B 105	V N D (lot 213)	Ti (Ugine)	ambiante 500°C 650°C	52,5 38,7 33,8	61,1 60,0 50,4	25,6 16,5 26,9	55,7 49,8 59,3
	B 107	V D		ambiante 500°C 650°C	55,1 37,9 37,0	63,7 62,8 59,8	14,9 17,2 20,3	46,2 46,7 53,2
	B 109	V BE		ambiante 500°C 650°C	55,5 39,5 38,2	65,4 62,6 59,6	20,9 18,0 19,5	57,2 53,2 52,6
V 2 Zr	B 111	V N D (lot 213)	Zr Kroll	ambiante 500°C 650°C	27,0 19,0 23,4	33,4 24,3 26,8	15,5 10,5 9,7	44,6 42,6 56,5
	B 113	V D		ambiante 500°C 650°C	24,7 20,5 21,7	32,3 26,2 25,6	13,5 12,7 13,2	55 65 40,1
	B 115	V BE		ambiante 500°C 650°C	31,0 26,4 27,9	39,0 33,8 31,1	14,9 12,0 11,2	25,6 46,6 49,8

Tableau n° VI

ANALYSE DES MATIERES PREMIERES

Métal	Références	Gaz en ppm			Impuretés métalliques en ppm								
		O ₂	N ₂	C	Fe	Si	Al	Ca	Mg	Ni	Cr	Cu	Pb
V	213 ND	1260	650	700	900	1800	45	15	90	90	100	-	15
V	213 D	-	460	700	850	1800	45	15	90	90	100	-	15
V	12 BE	1400	422	900	220	3000	20	15	n.v.	n.v.	100	-	n.v.
Ti	Ugine	-	322	380	P	T	T	-	-	-	n.v.	T	T
Zr	"Kroll" Ugine	870	42	250	T	T	n.v.	-	-	-	-	-	-
Mo	Pastilles Kuhlmann	310	27	120	73	46	60	-	-	35	-	6	n.v.
Al	Péchiney	-	63	80	P	P	-	-	-	-	-	T	n.v.

P = présent mais non dosable
T = trace
n.v. = non visible dans le spectre

Tableau N° VII

VARIATIONS PONDERALES DES ALLIAGES DE VANADIUM
APRES CORROSION DANS LE SODIUM LIQUIDE A 600°C

Conditions d'essais	Variation de poids en mg/cm ²				
	Piège chaud 1000 h.	250 h.	Piège froid		1000 h.
			500 h.	750 h.	
V non allié	+ 0,25	- 22	- 28	- 0,8	- 35
V 0,5 % Si	+ 0,15	- 11,5	- 9,5	- 0,9	- 10
V 0,5 % Cr	+ 0,10	- 10	- 9,5	- 0,8	- 9,5
V 5 Nb	+ 0,20	- 10	- 10	- 1	- 11
V 20 Ti	+ 0,25	- 26	- 38	- 4	- 43

Tableau N° VIII

CARACTERISTIQUES MECANQUES DES ALLIAGES DE VANADIUM AVANT CORROSION Na
TRACTION SOUS AIR A TEMPERATURE AMBIANTE

Nature	Eo,2 Kg/mm ²	Yield Point sup.2 Kg/mm ²	Yield Point inf.2 Kg/mm ²	Charge de rupture R Kg/mm ²	Al % total	Al % à R
V non allié	-	27,62	25,50	34,8	30,3	17,1
V 5 Mo	-	52,8	50,3	59,1	24,9	14,6
V 20 Ti	-	62,7	61,00	68,2	26,3	16,5
V 5 Nb	-	46,6	46,2	55,0	23	14
V 10 Al	-	77,5	-	-	15,4	-
V 5 Cr	-	49	46,4	55,4	28,4	16,7
V 0,5 Si	-	46,6	43,2	51,6	24,5	14,6
V 2 Zr	16,5	-	-	30,2	27,2	16,4

Tableau N° IX

CARACTERISTIQUES MECANQUES DES ALLIAGES DE VANADIUM
APRES CORROSION DANS LE SODIUM LIQUIDE

Nature de l'alliage	Sodium Piège froid												Sodium Piège chaud			
	250 heures			500 heures			750 heures			1000 heures			1000 heures			
	Eo,2	R	A %	Eo,2	R	A %	Eo,2	R	A %	Eo,2	R	A %	E O,2	Yield Point	R	A %
V non allié	-	49	<1	-	33,3	<1				-	47,5	<1	-	28,75	35,3	42,9
V 20 Ti	47,5	54,5	15	55,8	65,8	21	50	55	16	38,3	45	9,4	32,10	-	43,12	25,4
V 5 Cr	-	14	<1							-	7,5	<1	-	40,0	49,4	33,3
V 5 Nb	-	25	<1							-	17,5	<1	-	48,75	59,4	19,7
V 0,5 Si	-	14,1	<1							-	13,8	<1	35	-	43,1	24,6
V 10 Al							-	54,9	<1							
V 5 Mo							-	16,6	<1							
V 2 Zr							-	52,5	<1							

E O,2 exprimés en Kg/mm²
R " "
Yield Point " "

Dans certains cas, le rapport $\frac{l_0}{S_0}$ des éprouvettes était trop faible pour qu'un essai de traction puisse être fait : $\frac{l_0}{S_0}$ (l_0 = 1 à 2 mm - S_0 = 6 ou 8 mm²)

**Prélèvements pour analyse
dans un bouton forgé**



Fig n 1

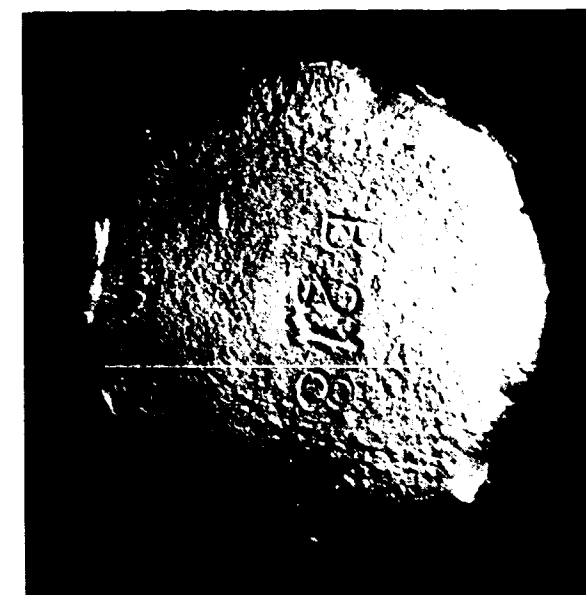
Boutons forgés à la bonne température



Vnon allié (1000°C)



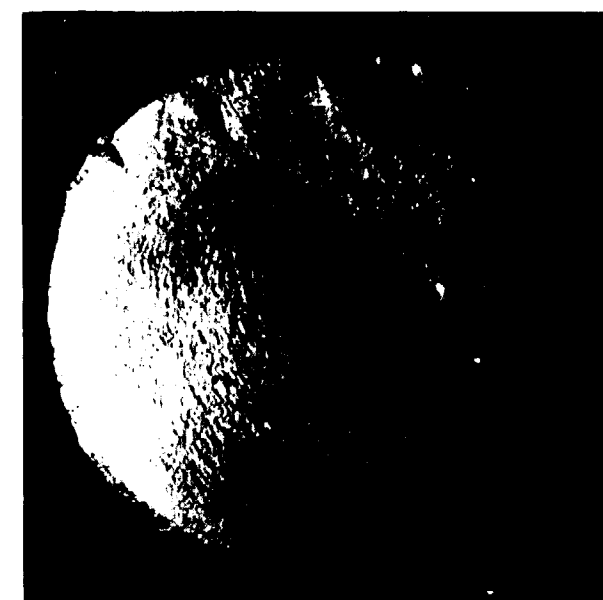
V5Nb (1000°C)



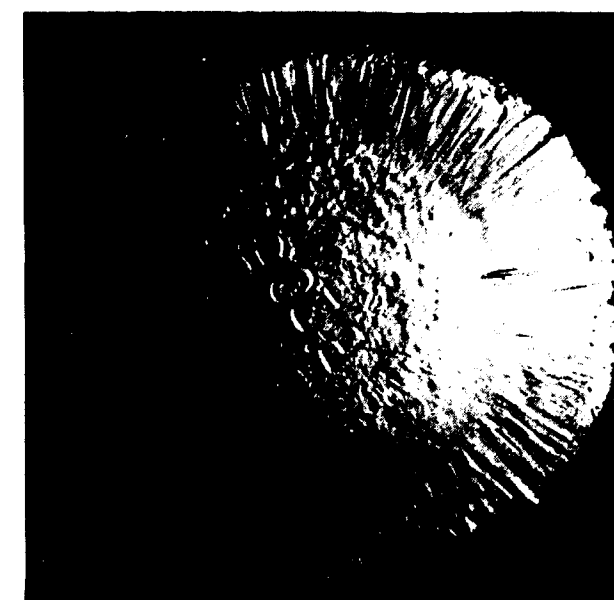
V20Ti (1000°C)



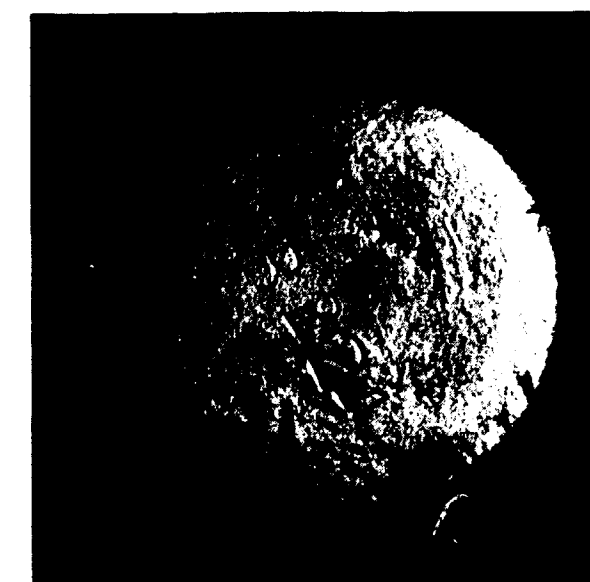
V5Mo (1050°C)



V2Zr (1100°C)



V10Al (1200°C)



V10Ti (1000°C)

Variation de la dureté
en fonction de la température de recuit

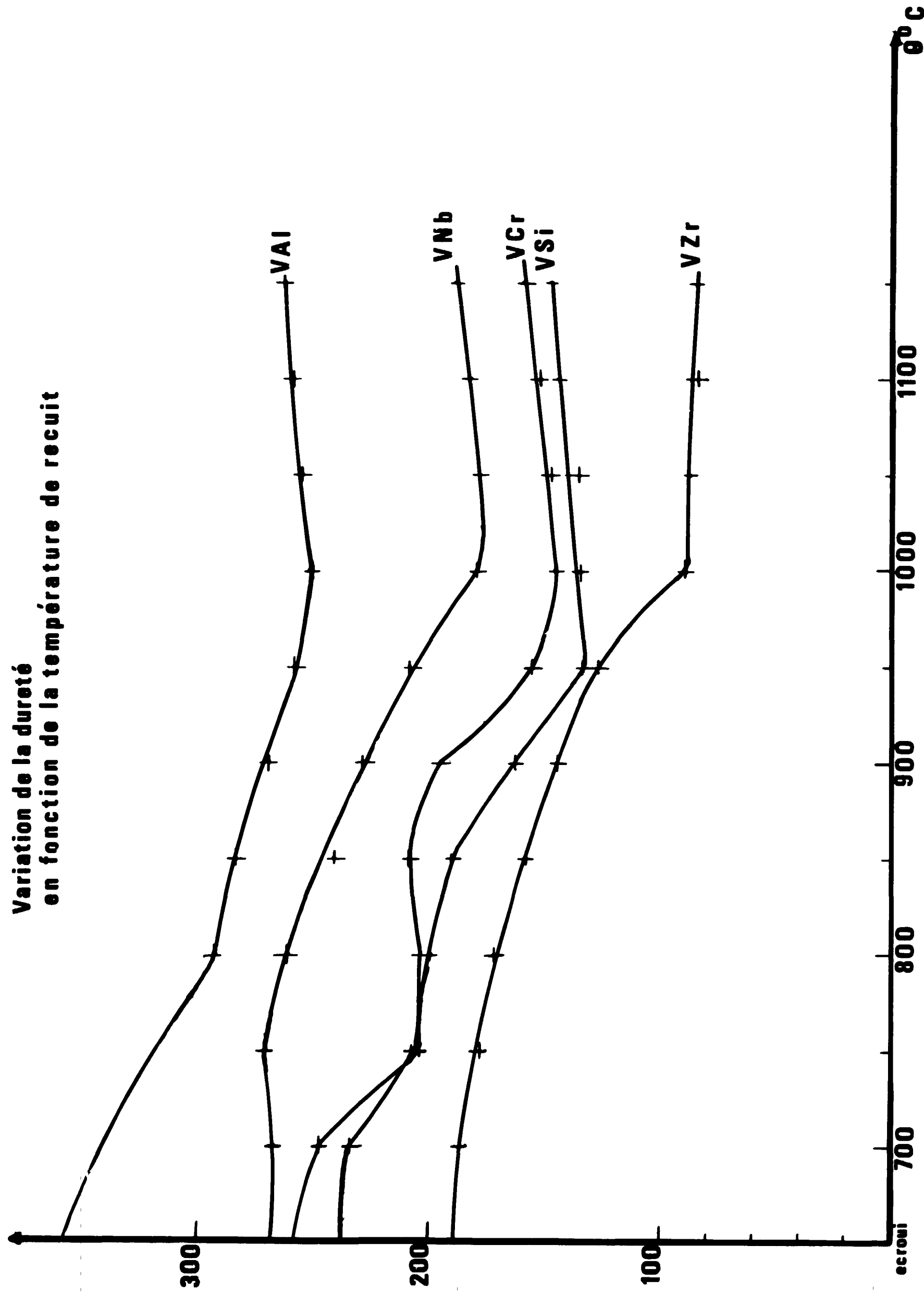


Fig n 4(a)

Variation de la dureté
en fonction de la température de recuit

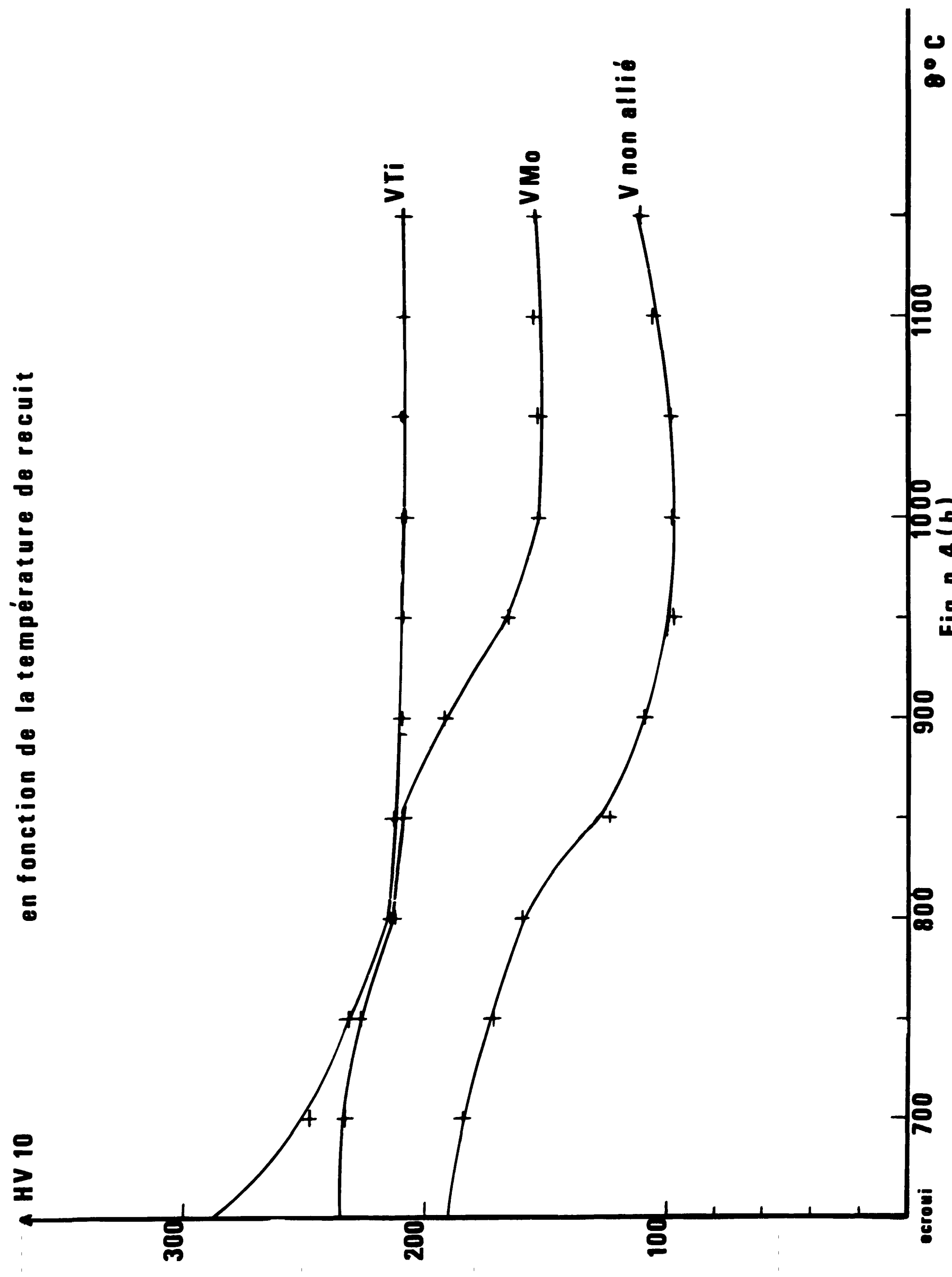
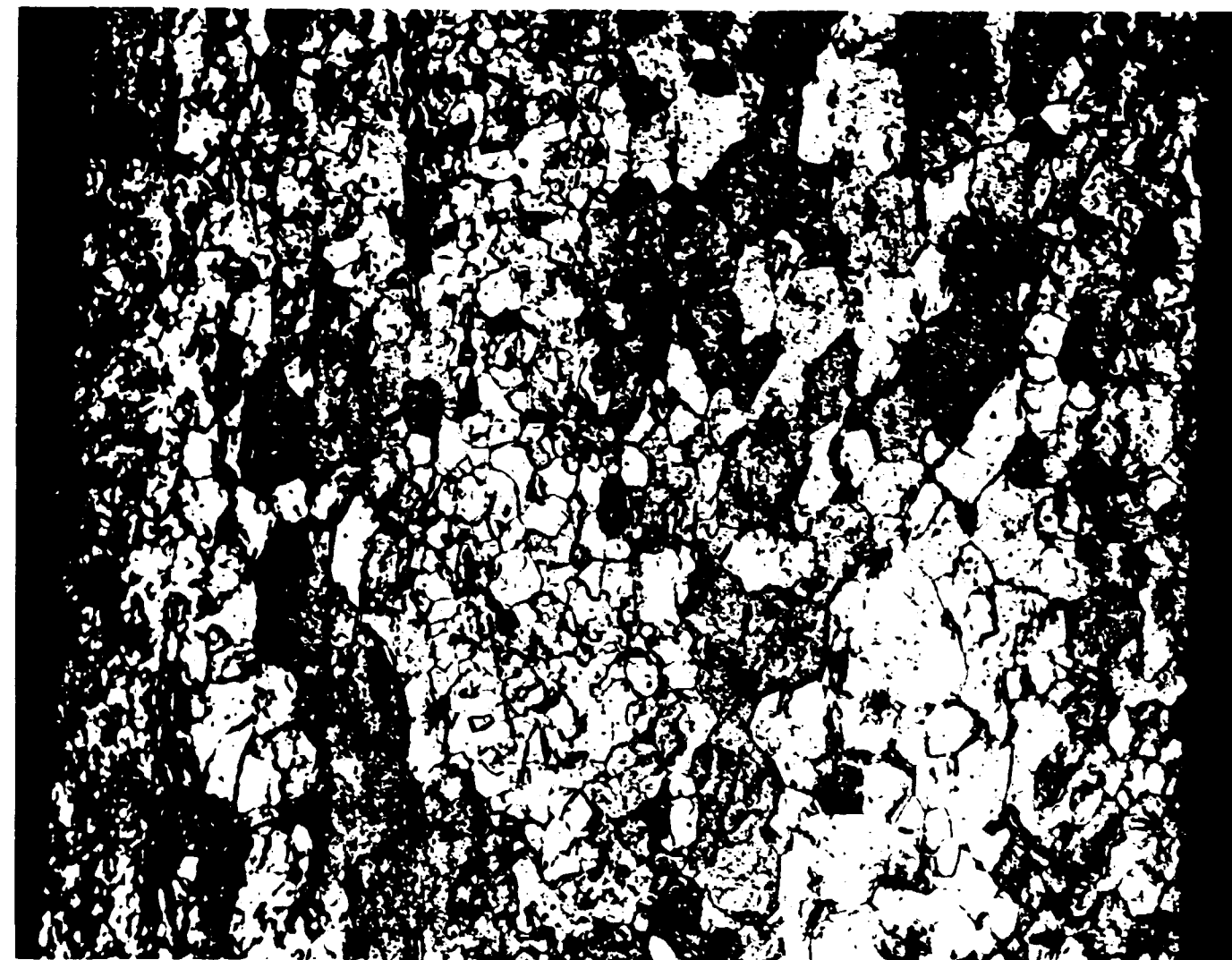


Fig n 4(b)

V non allié recuit 1h à 1050⁰ C



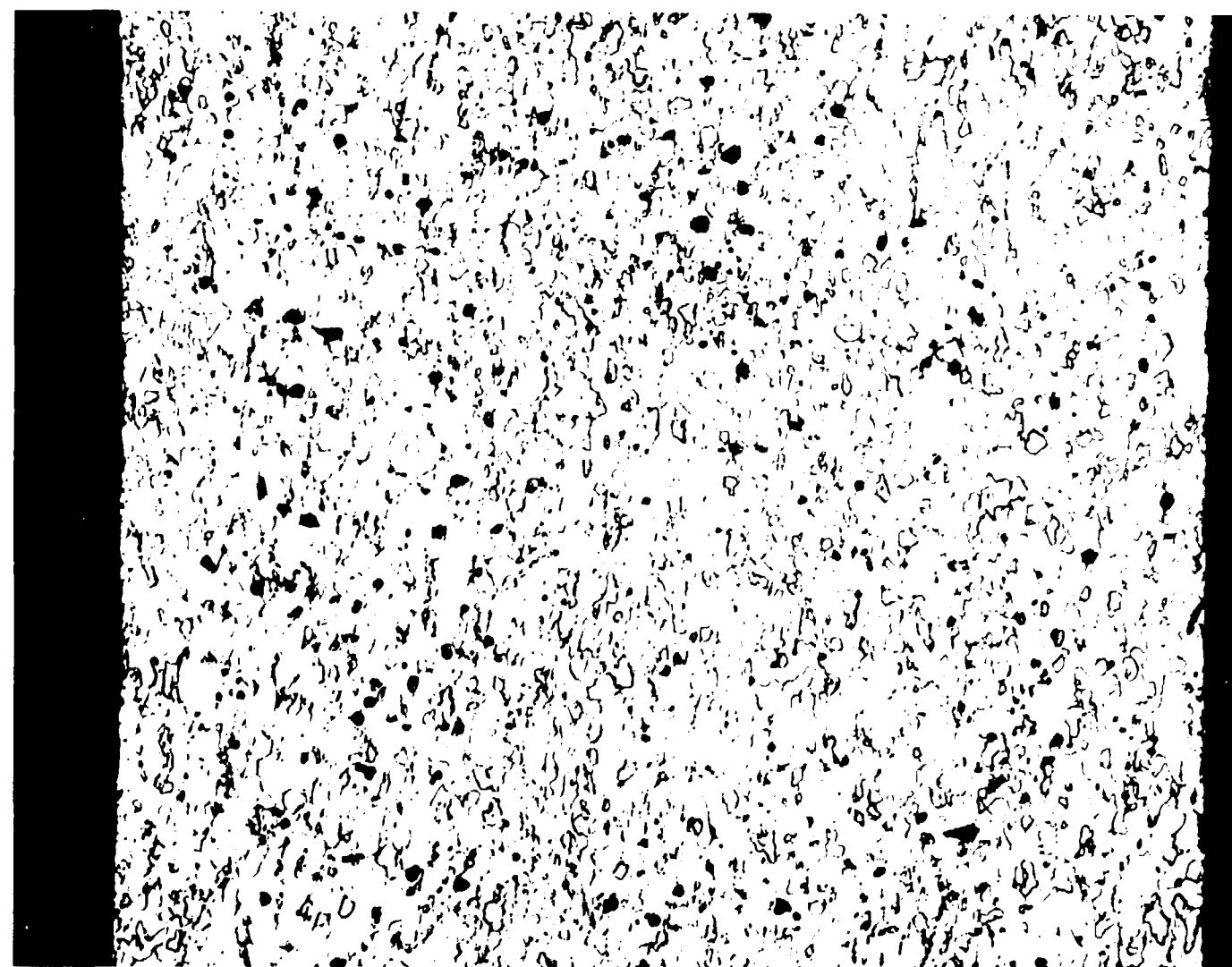
x160

V10Al recuit 1h à 1050⁰ C



x160

V 20Ti recuit 1h à 1050⁰ C



x160

Fig n 5

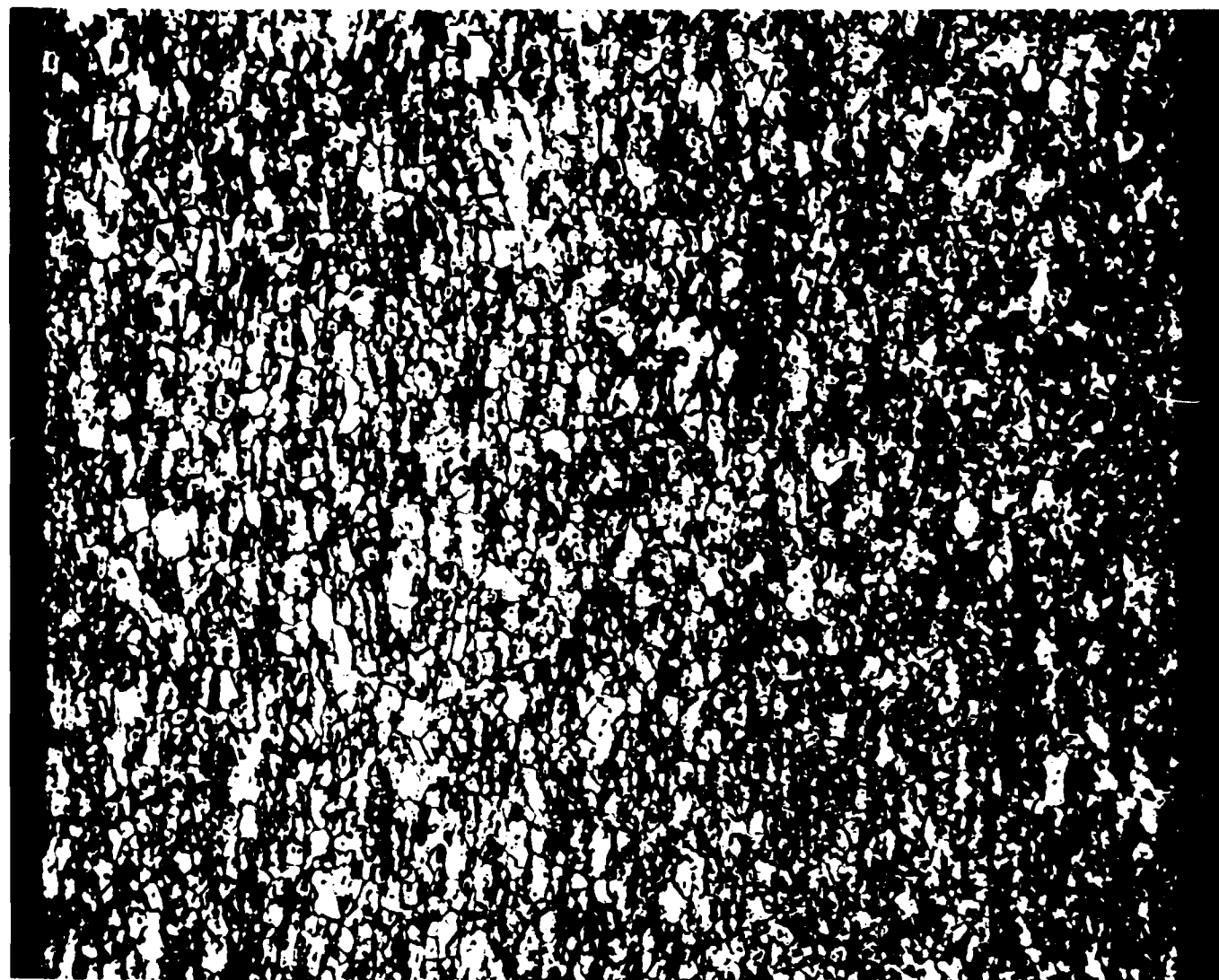
V0,5Si recuit 1h à 1050⁰ C



x160

Fig n 6

V2Zr recuit 1h à 1050°C



x160

V5Nb recuit 1h à 1050°C



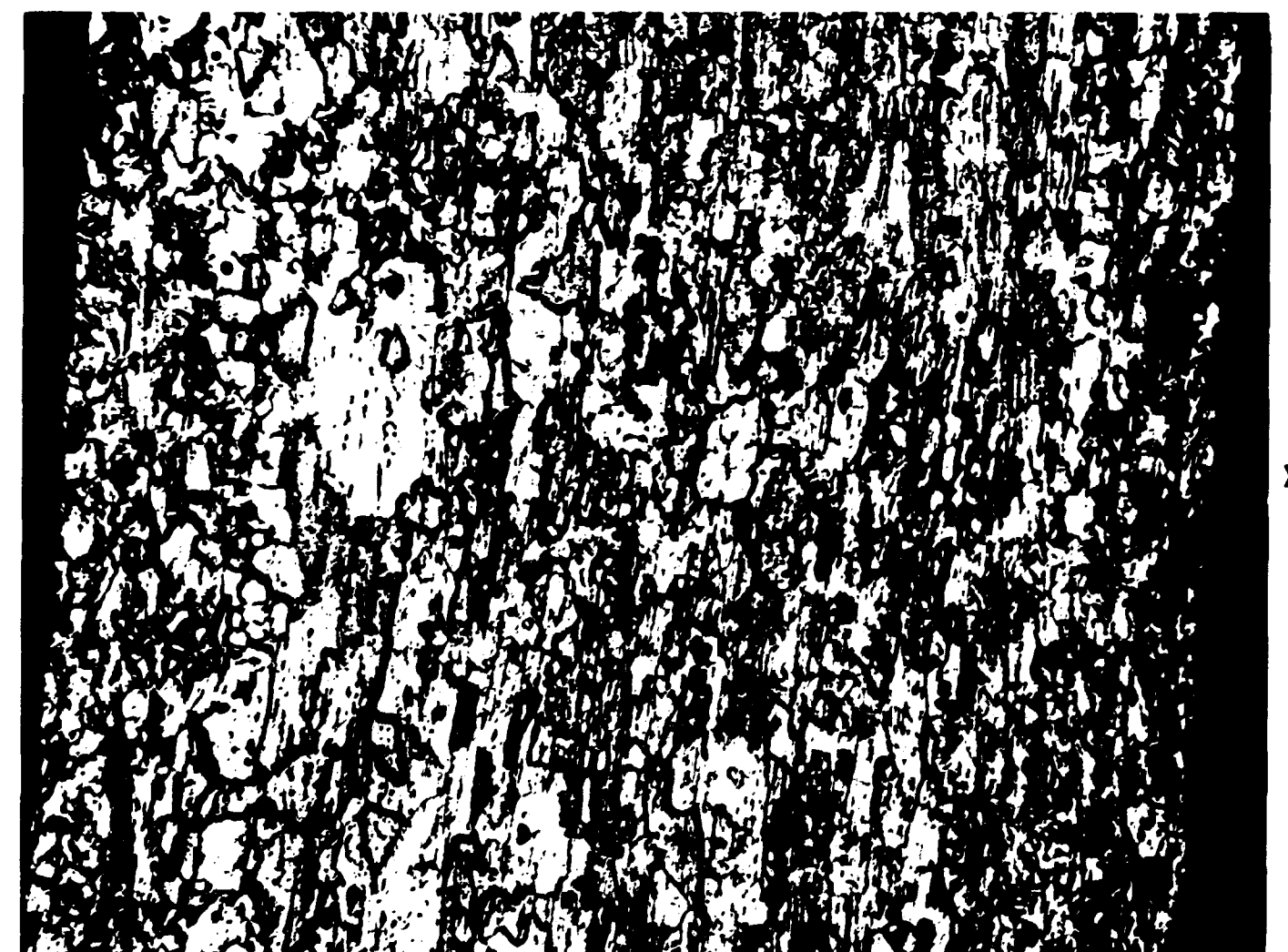
x160

V5Cr recuit 1h à 1050°C



x160

V5Mo recuit 1h à 1050°C

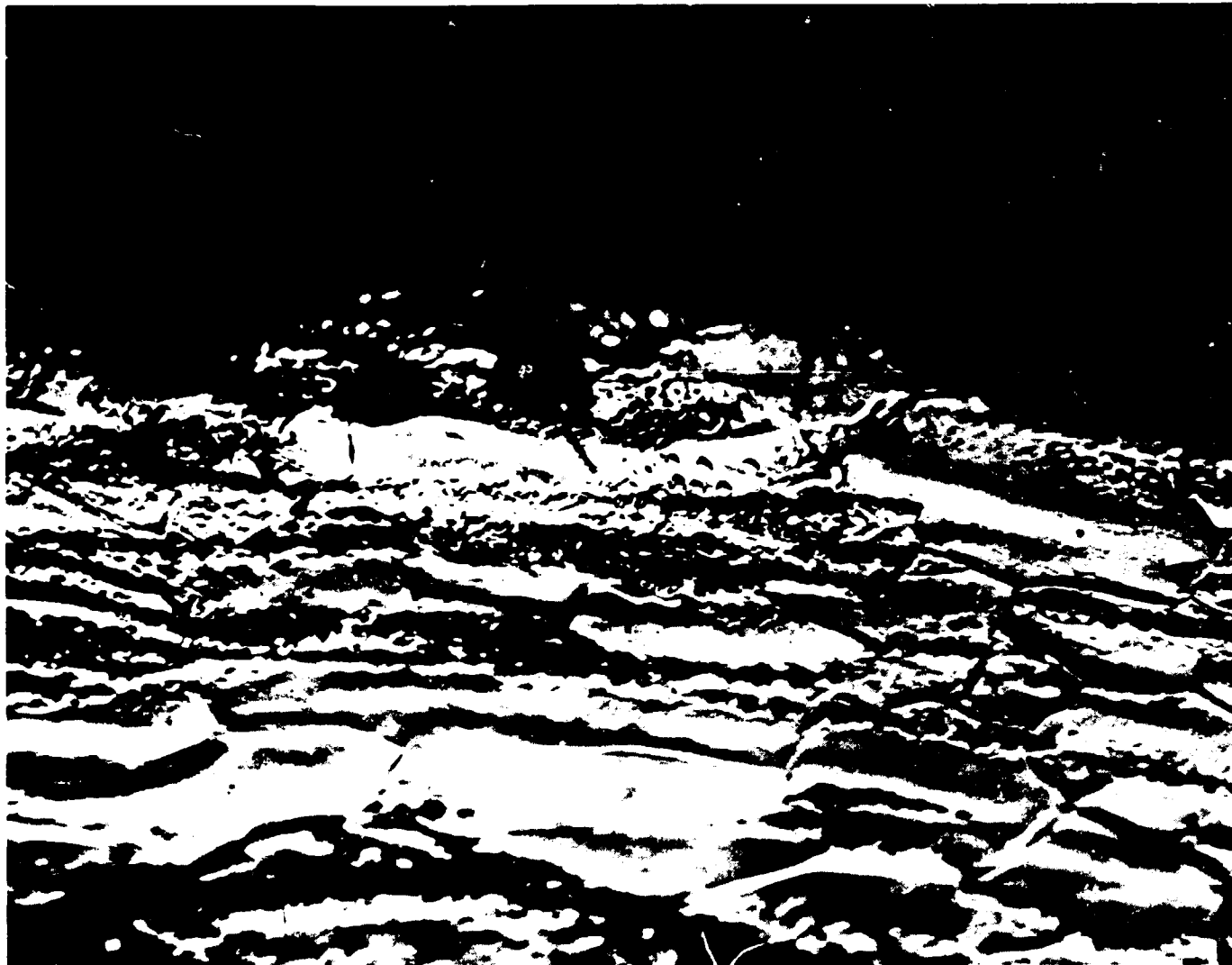


x160

Fig n 7

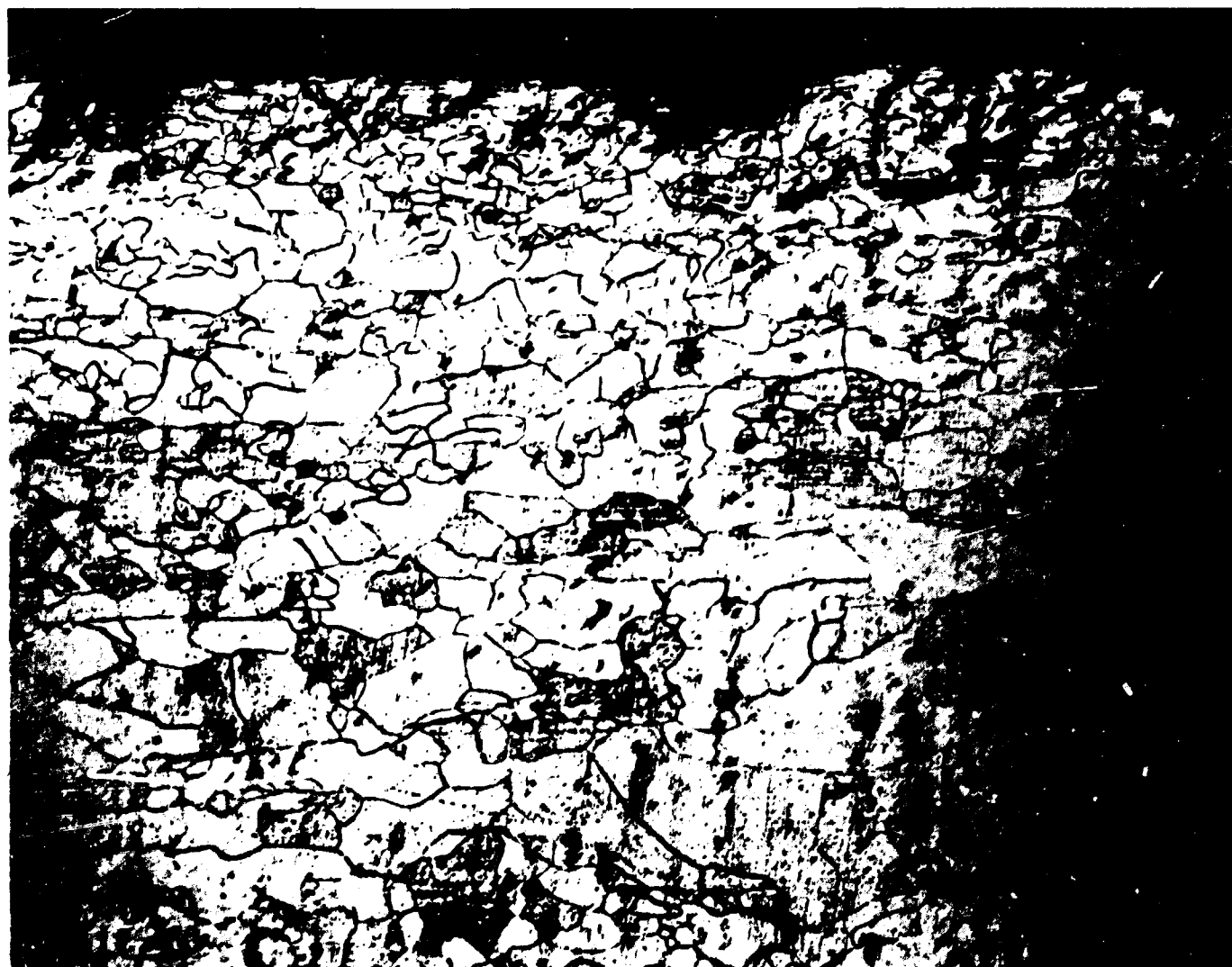
Fig n 8

V20Ti après 250h à 600°C dans le sodium (boucle à piège froid)



x 160

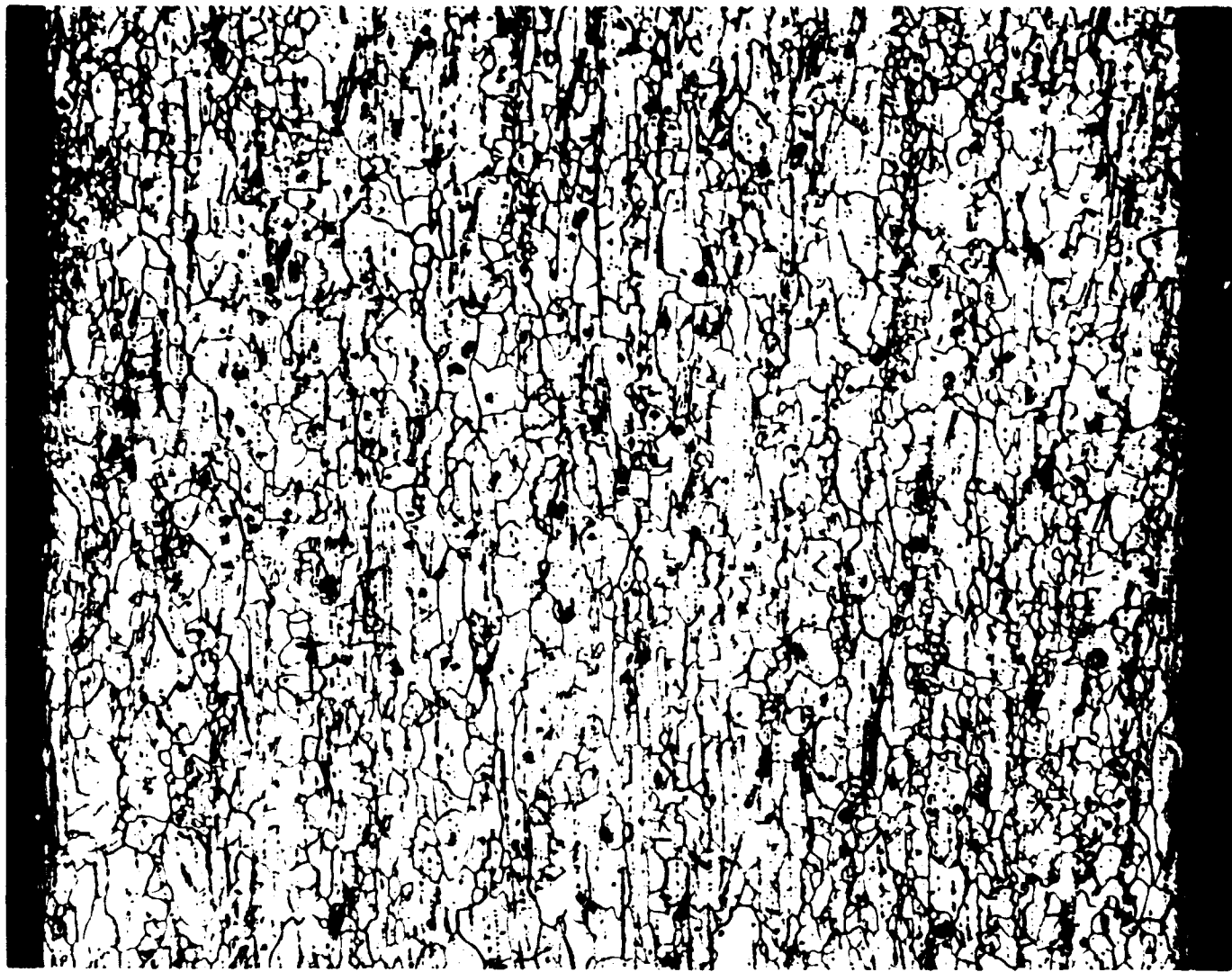
V5Cr après 250h à 600°C dans le sodium (boucle à piège froid)



x 160

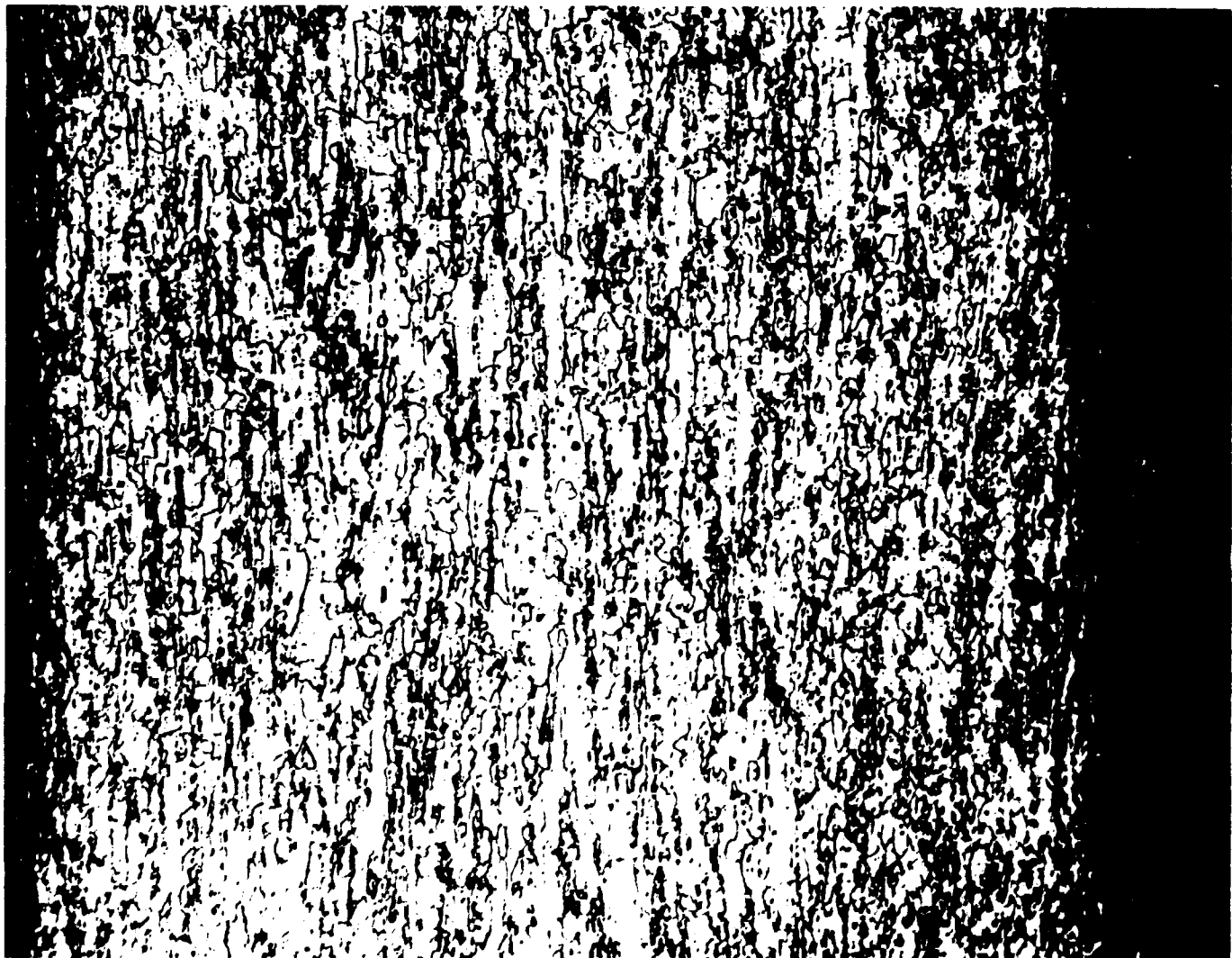
Fig n 9

V5Mo après 500h à 600°C dans le sodium (boucle à piège froid)



x160

V2Zr après 500h à 600°C dans le sodium (boucle à piège froid)



x160

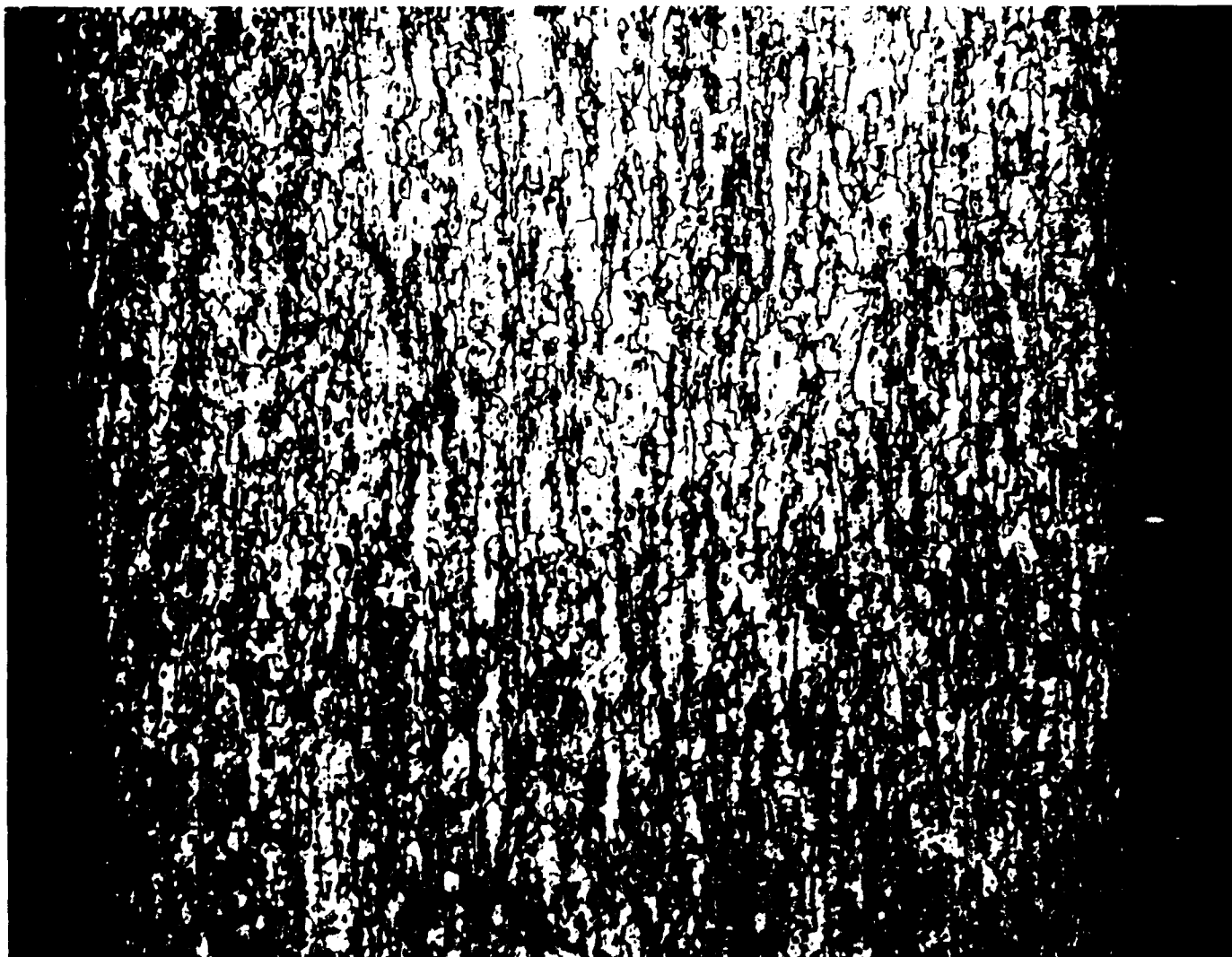
Fig n 10

V non allié après 750h à 600°C dans le sodium (boucle à piège froid)



x160

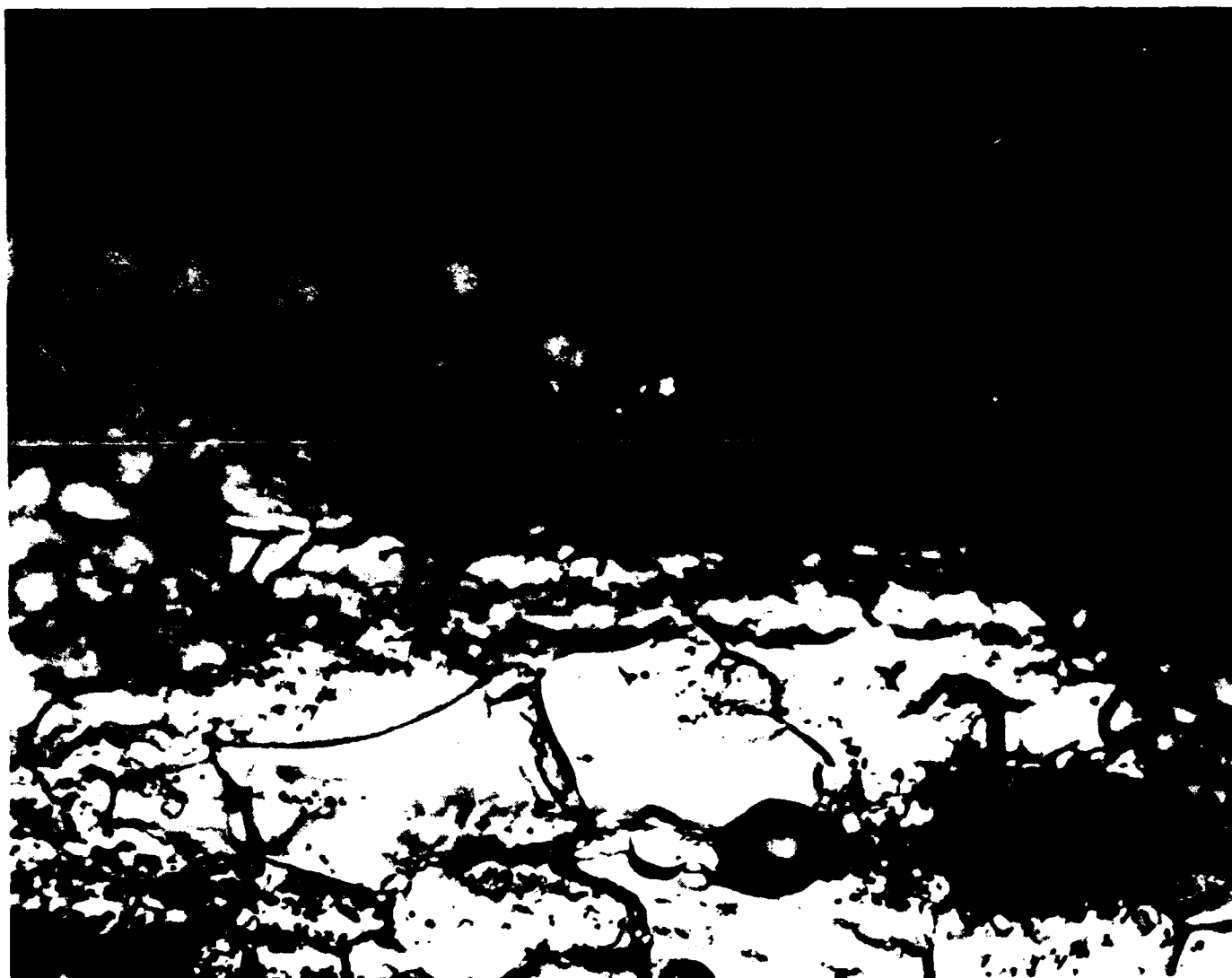
V2Zr après 750h à 600°C dans le sodium (boucle à piège froid)



x160

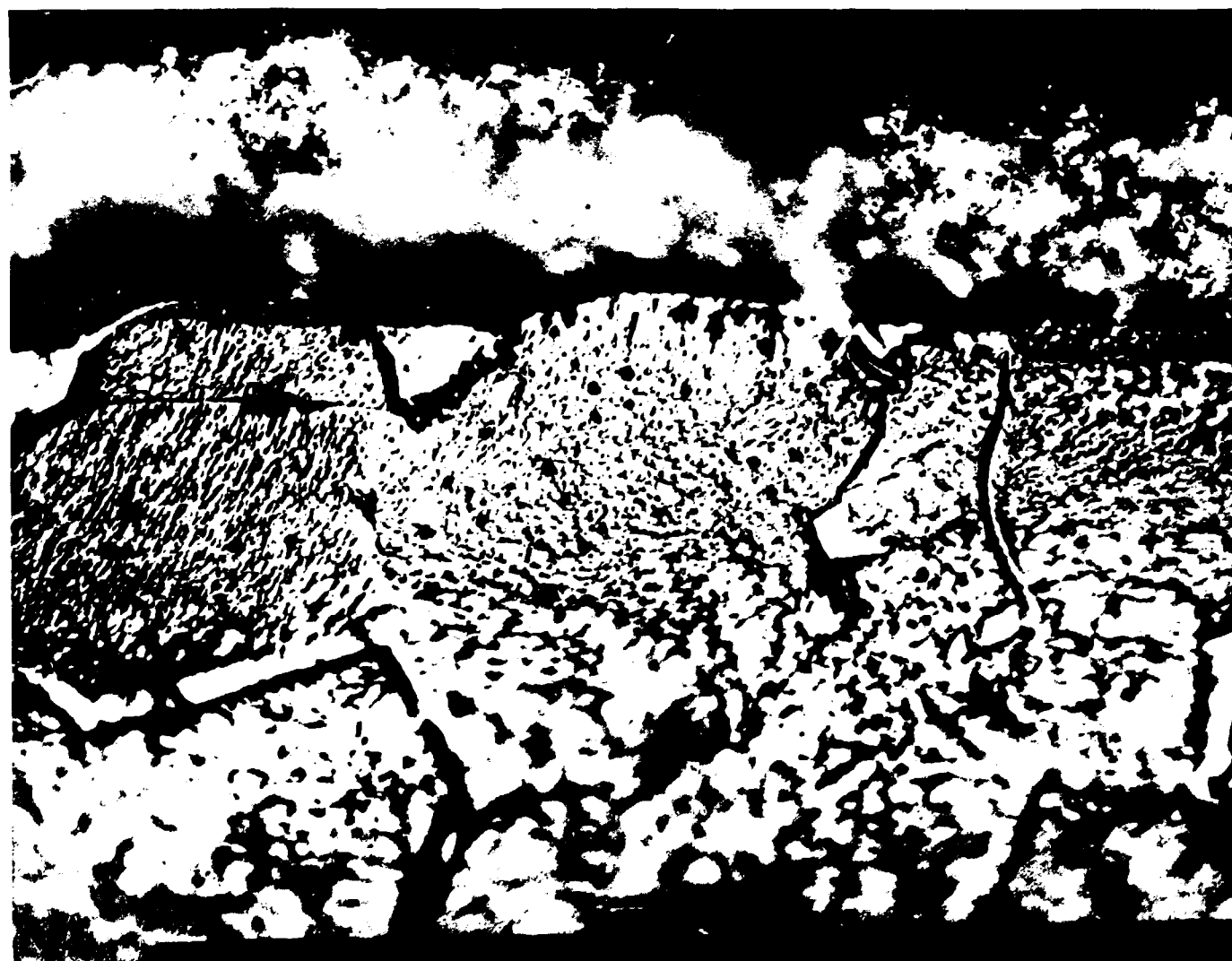
Fig n 11

V20Ti après 1000h à 600°C dans le sodium (boucle à piège froid)



x1600

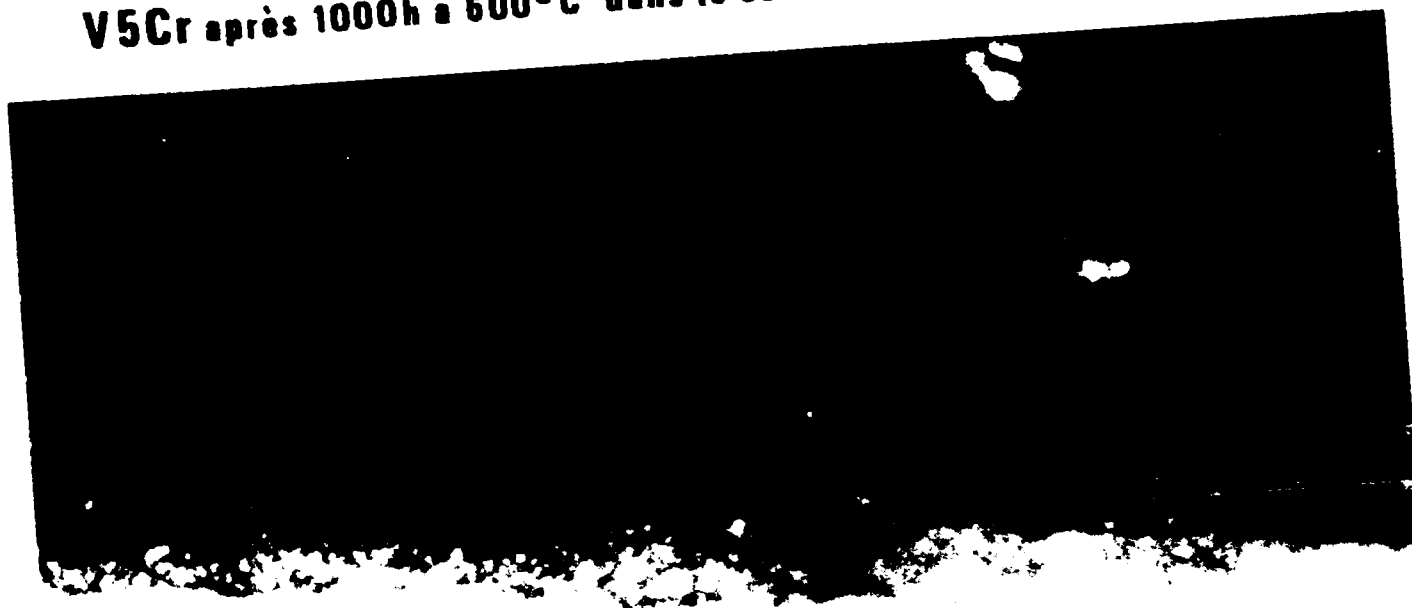
V non allié après 1000h à 600°C dans le sodium (boucle à piège froid)



x1600

Fig n 12

V5Cr après 1000h à 600°C dans le sodium (boucle à piège froid)



x1600

métal

VO,5Si après 1000h à 600°C dans le sodium (boucle à piège froid)

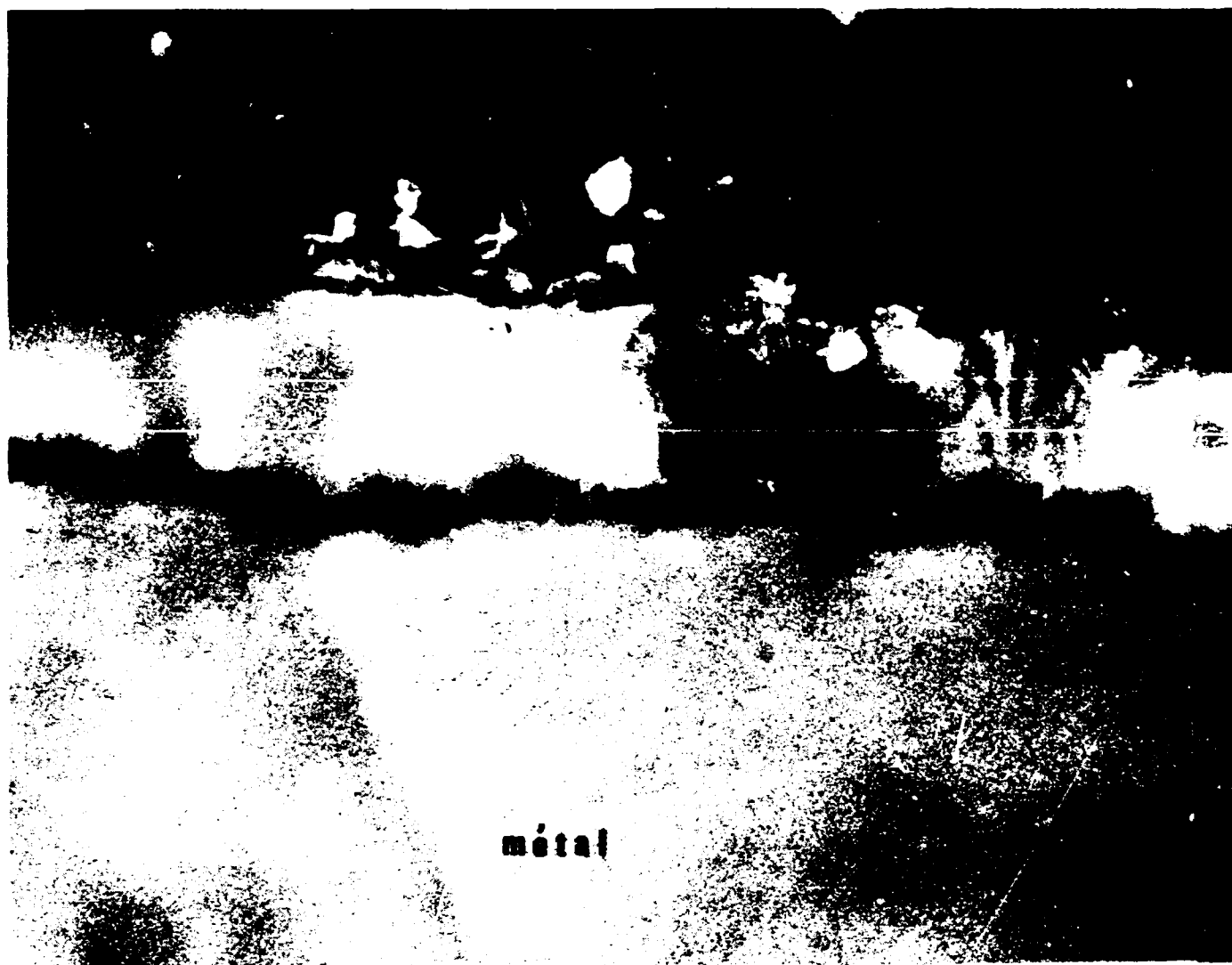


x1600

métal

Fig n 13

V5Nb après 1000h à 600°C dans le sodium (boucle à piège froid)



x 1600

Fig n 14

V5Nb après 1000h à 600°C dans le sodium (boucle à piège chaud)



x160

V5Mo après 1000h à 600°C dans le sodium (boucle à piège chaud)



x160

Fig n 15

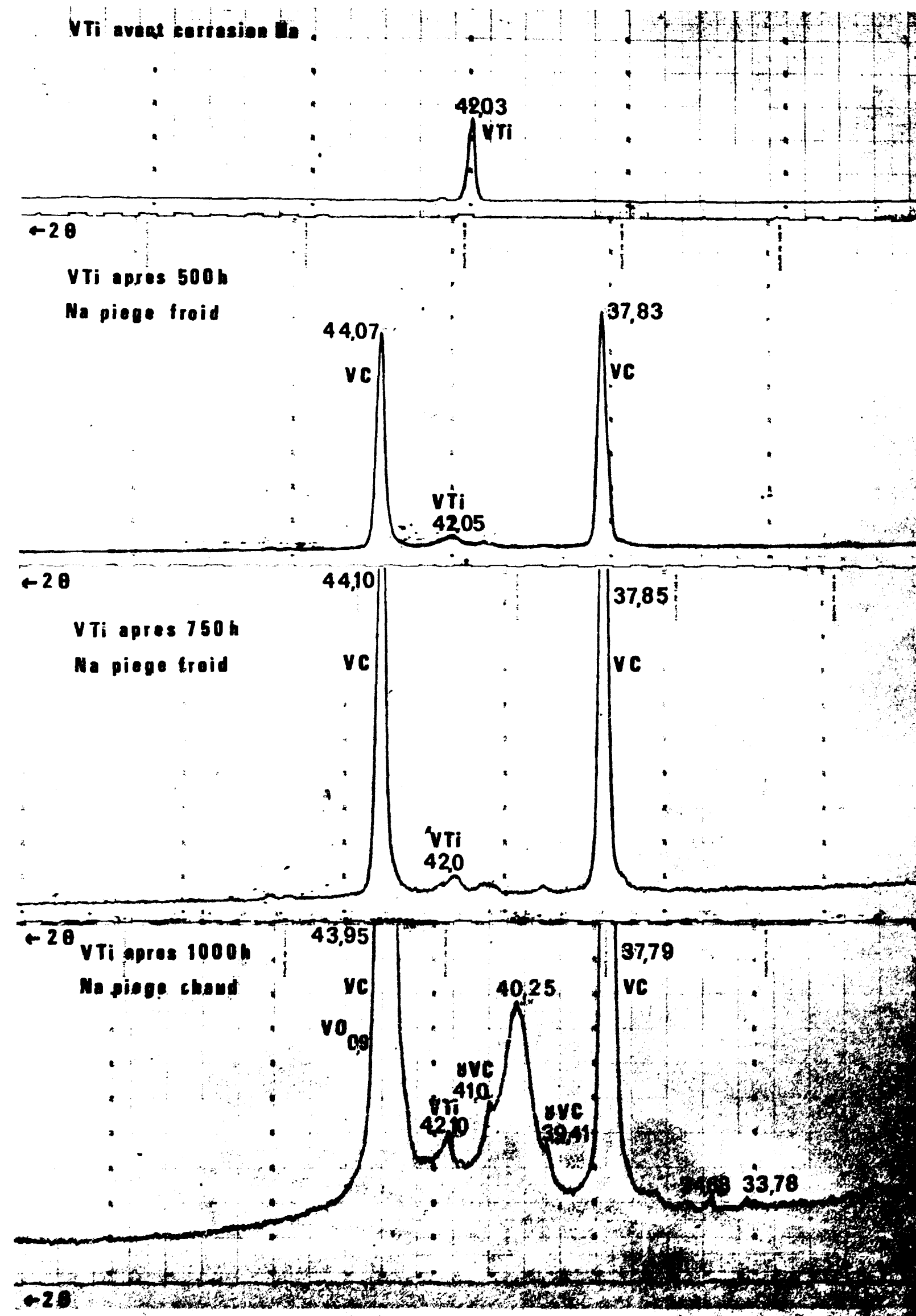


Fig n 16

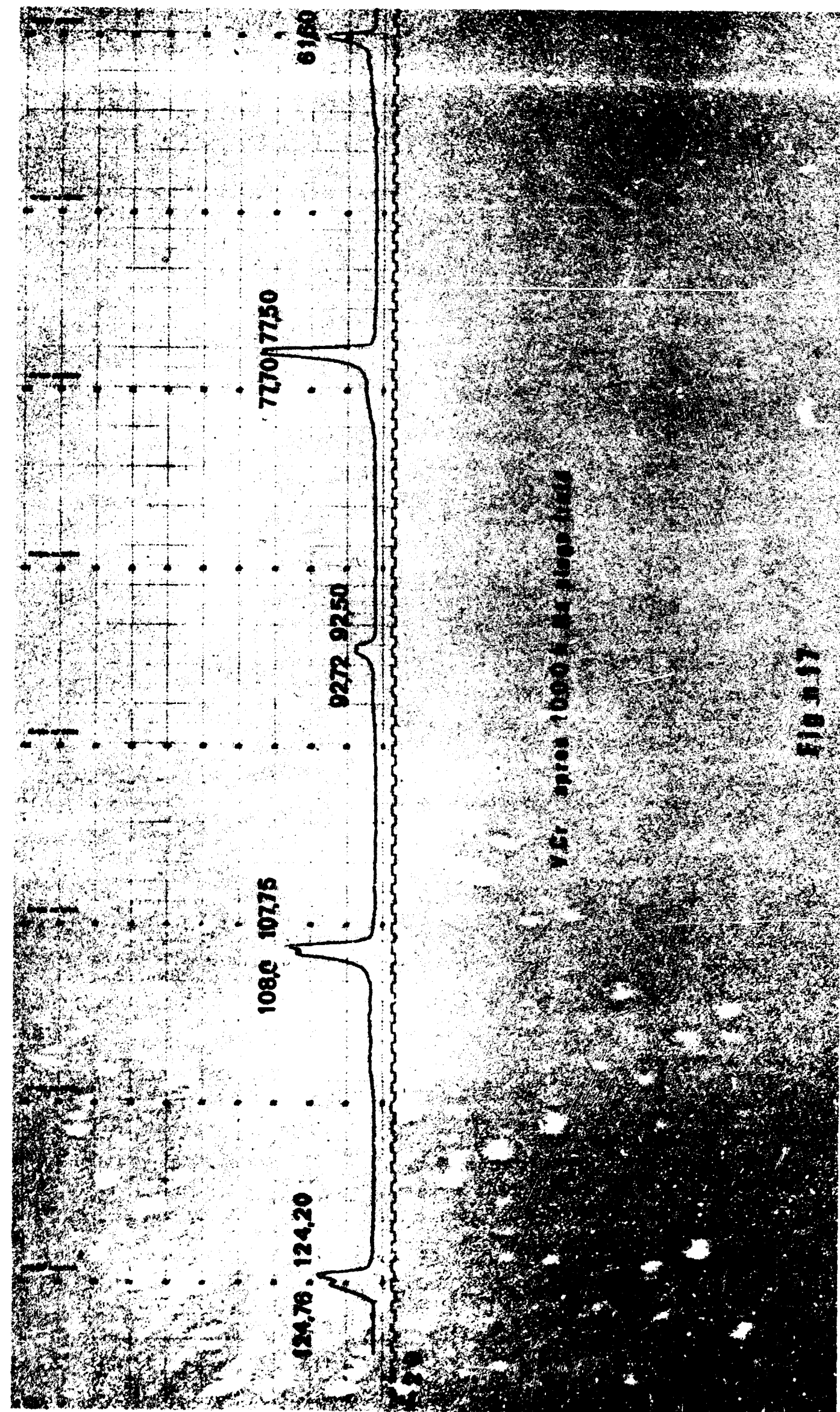


Fig. n 17

Alliages de Vanadium

avant traitement en boucle à Sodium

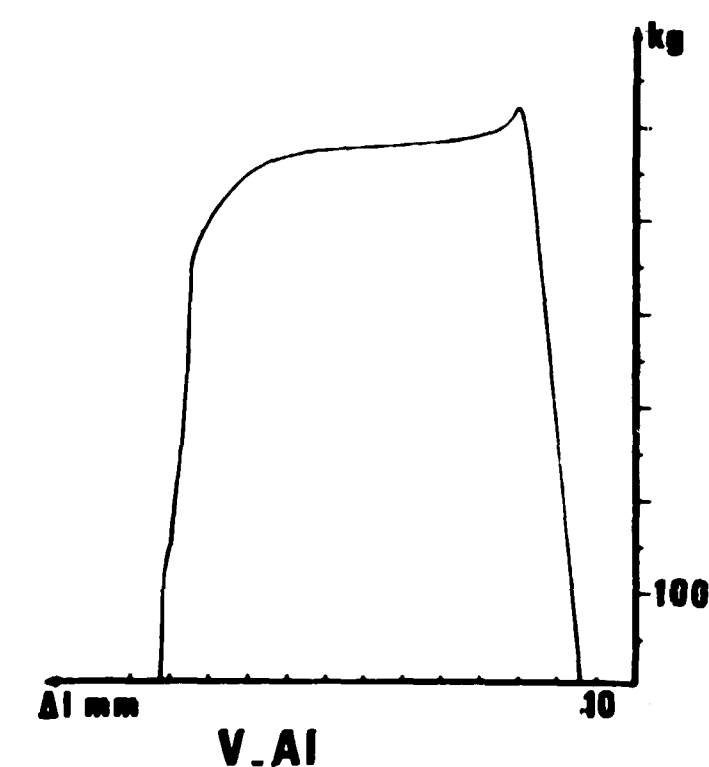
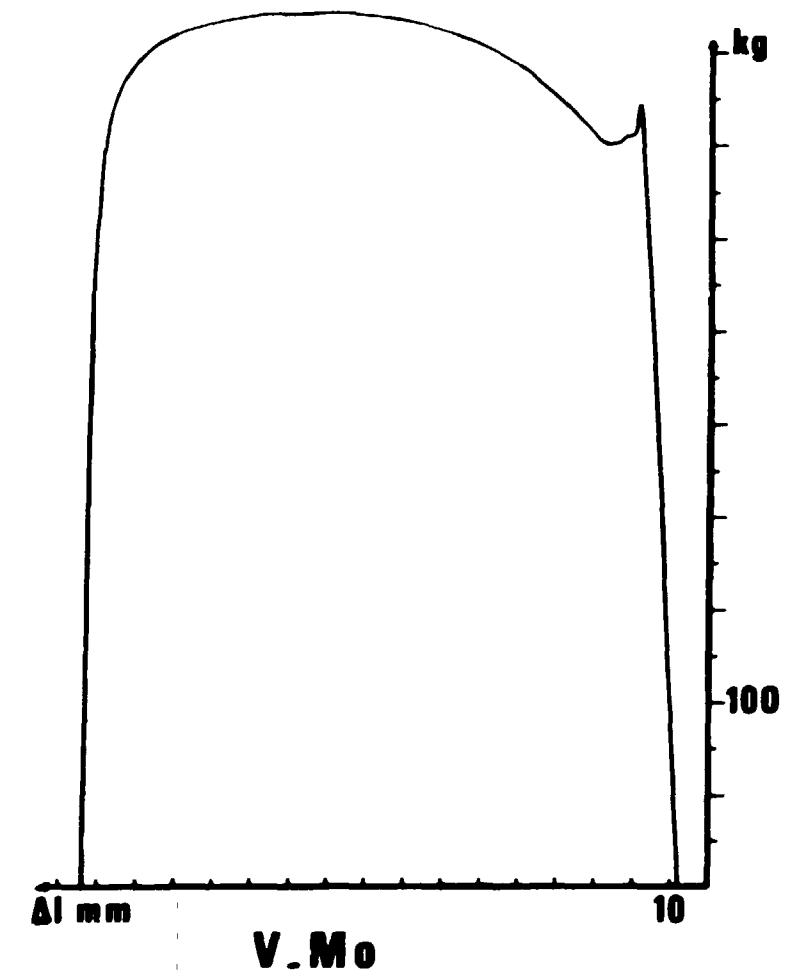
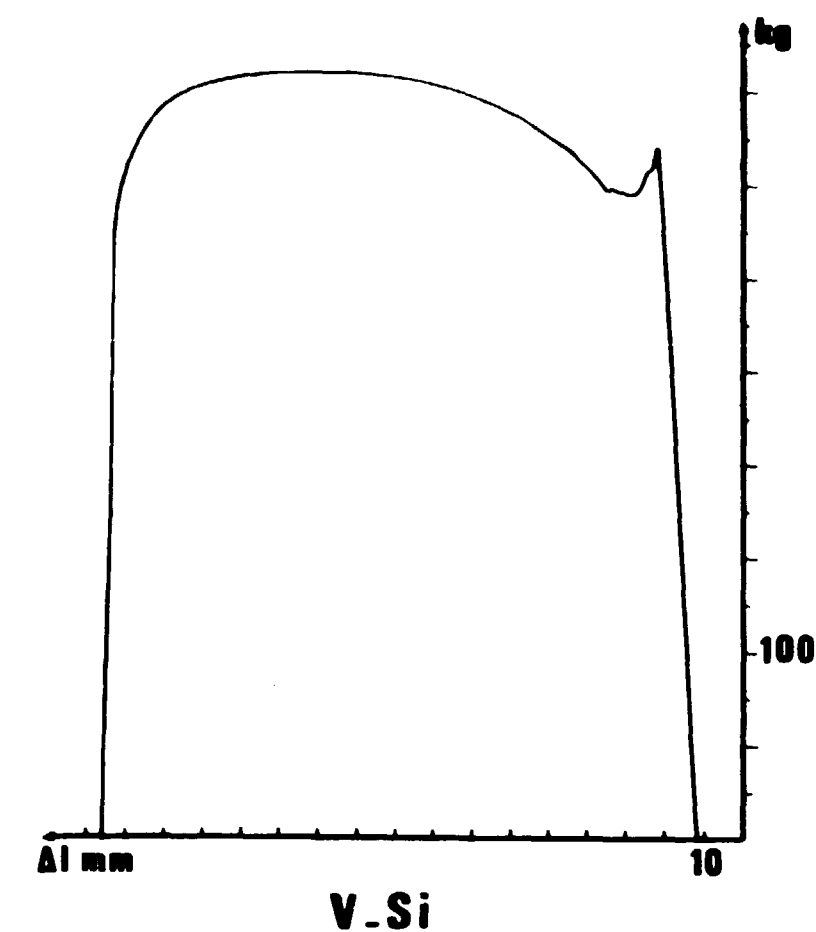
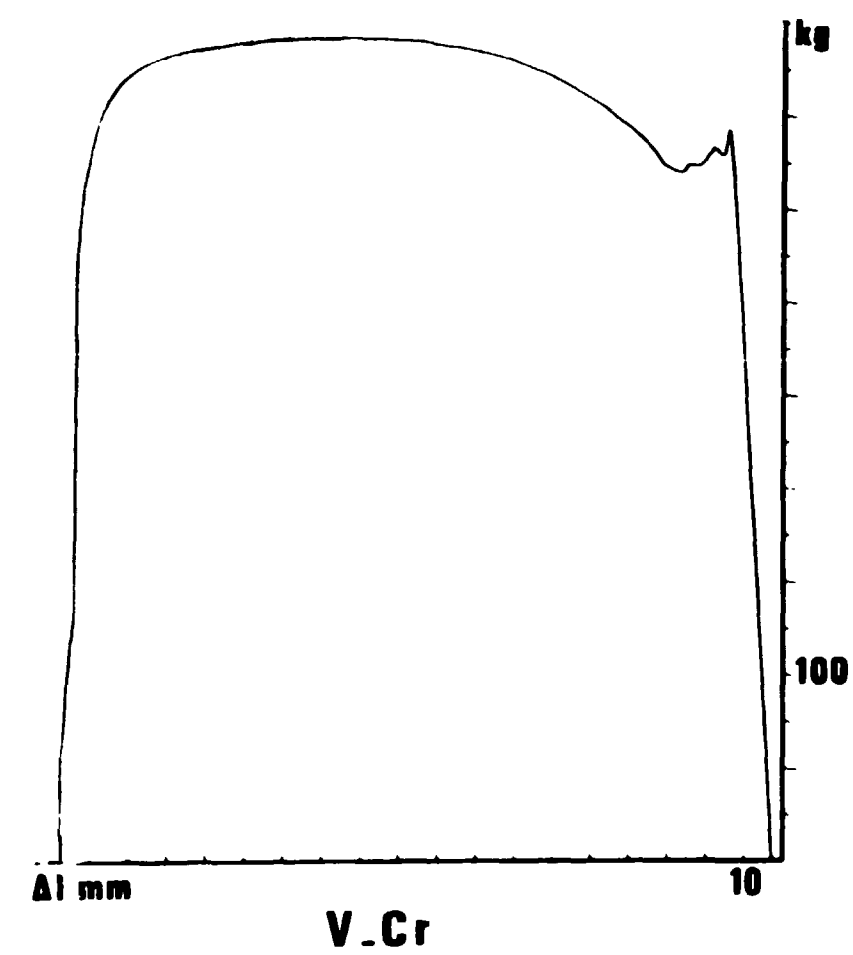


Fig. n 18

Alliages de Vanadium
avant traitement en boucle à Sodium

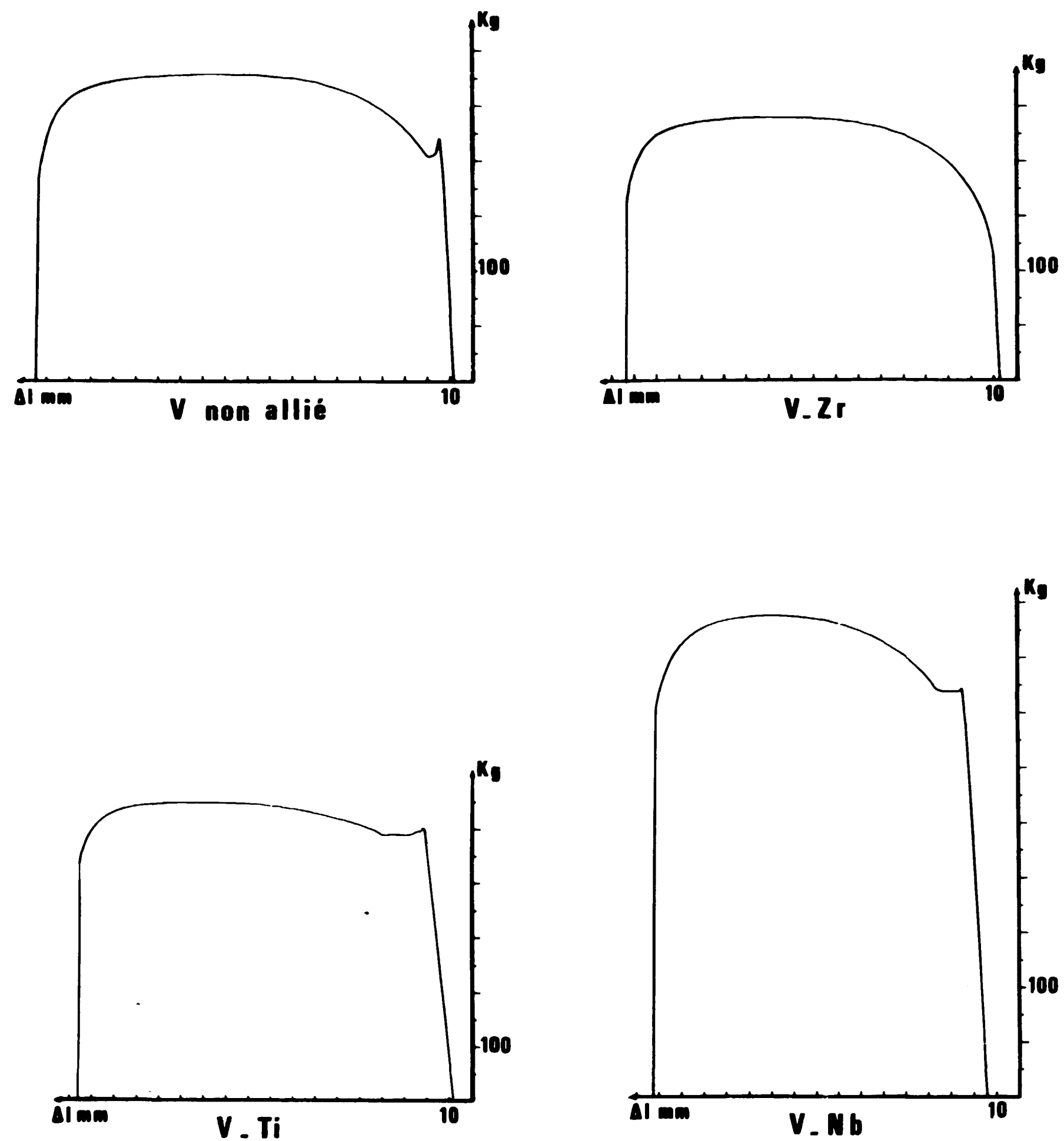


Fig. n 19

Alliages de Vanadium après traitement en boucle à Sodium
Piège froid

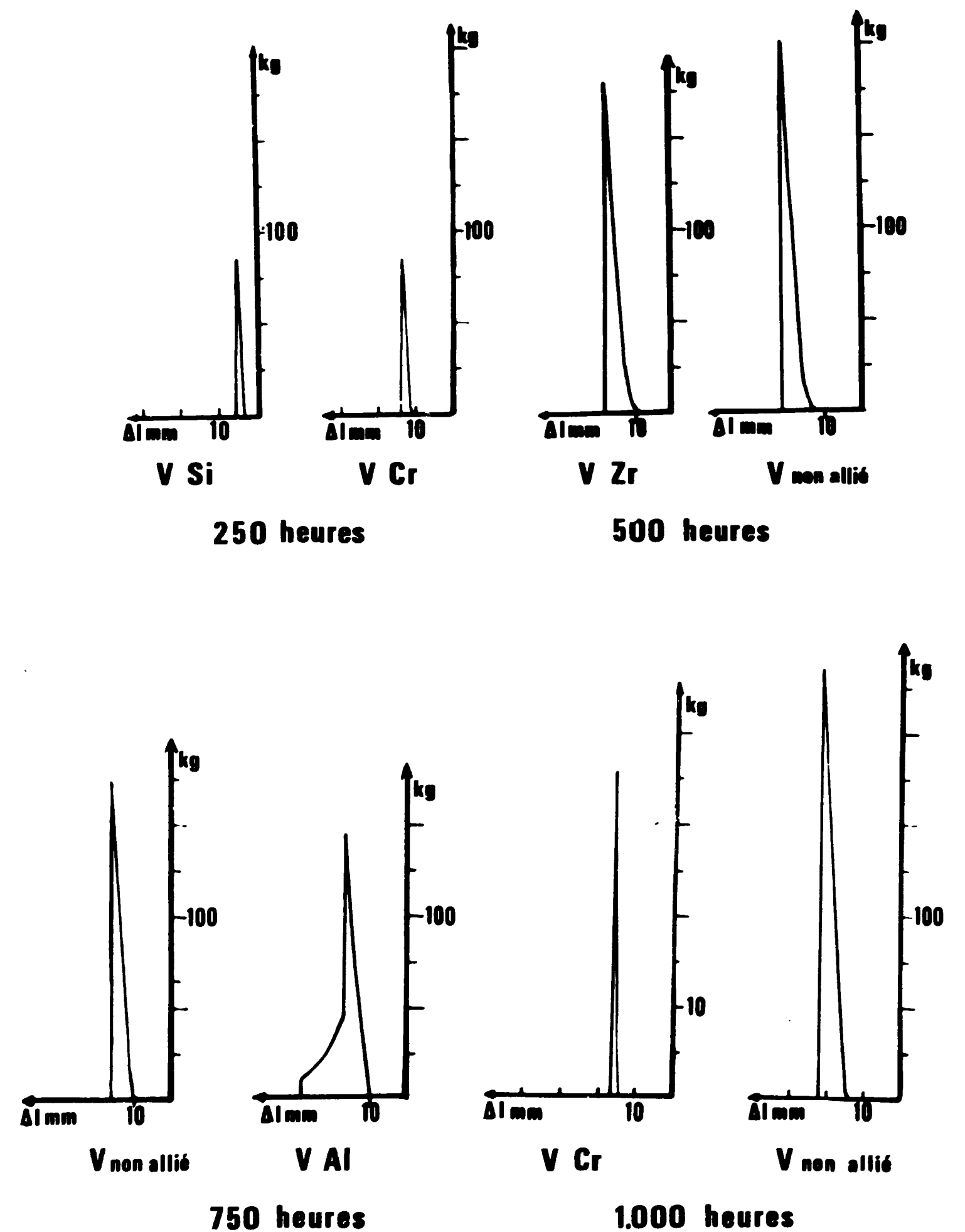


Fig. n 20

Alliage V.Ti après traitement en boucle à Sodium
Piège froid

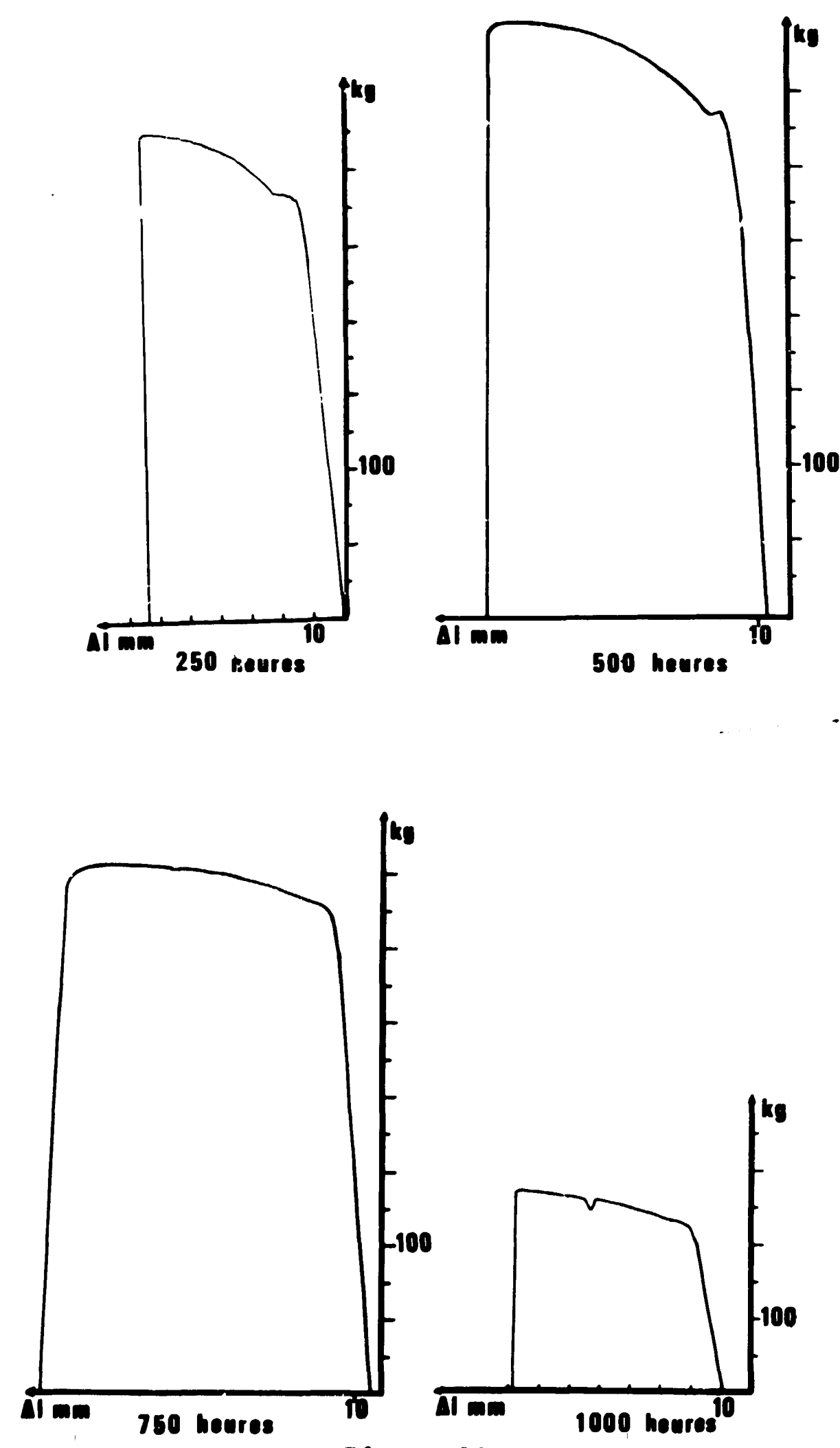


Fig. n 21

Alliages de Vanadium après traitement en boucle à Sodium.
Piège chaud. 1.000 heures

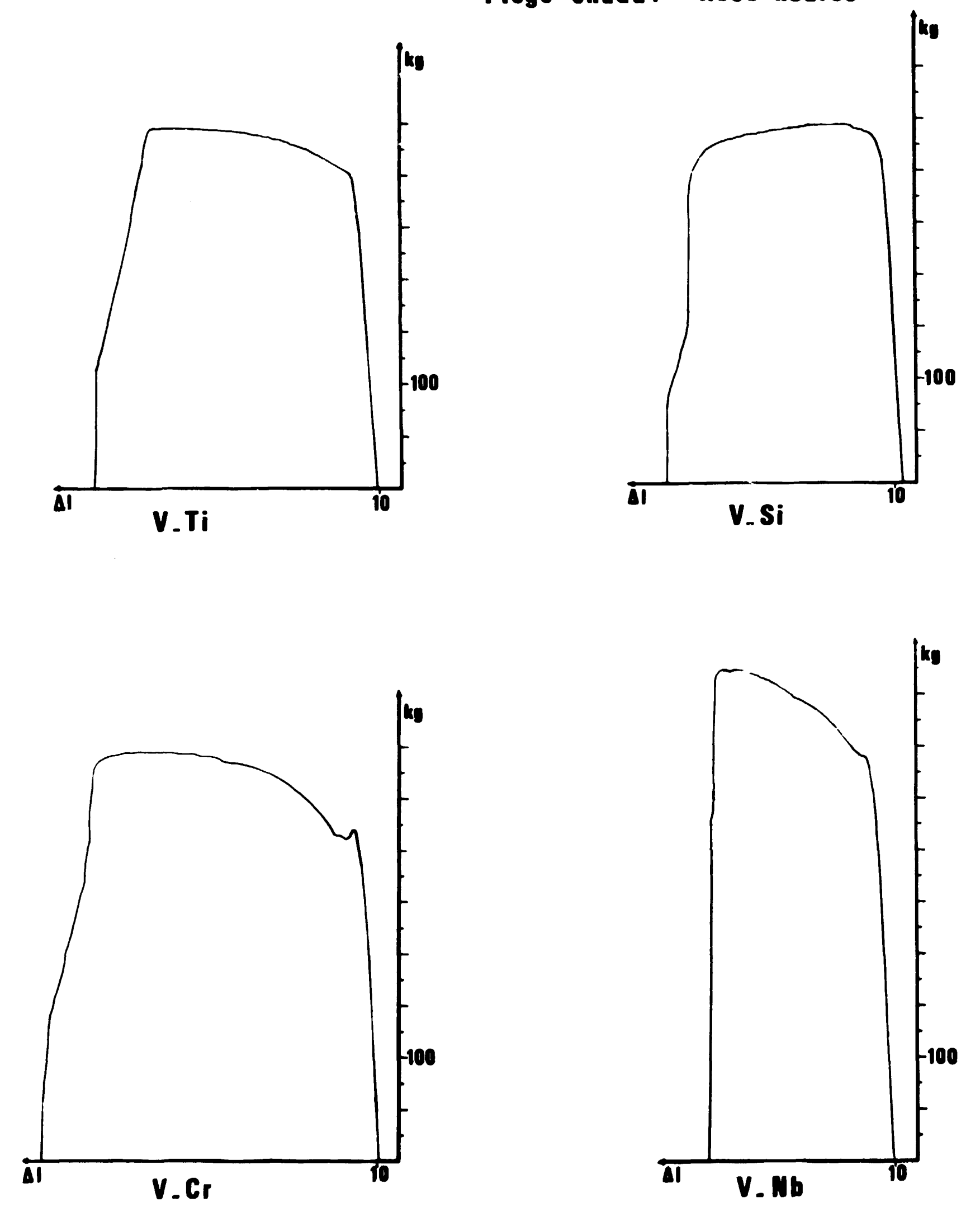
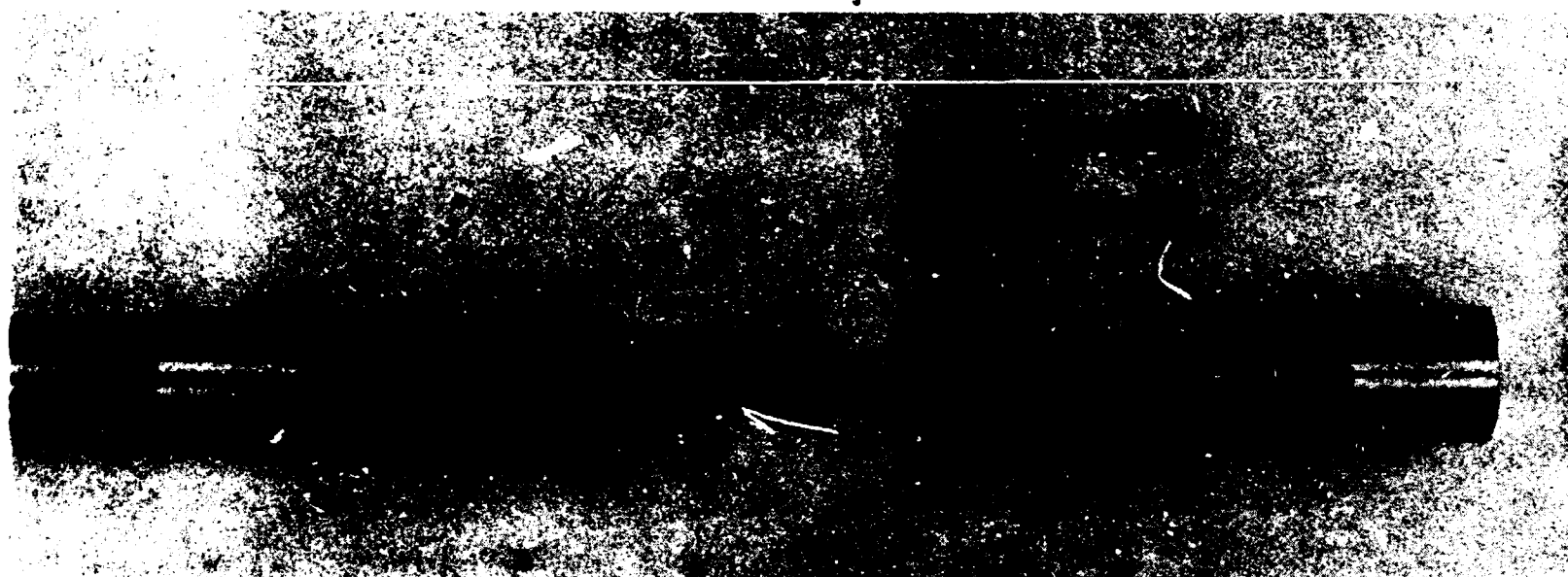


Fig. n 22

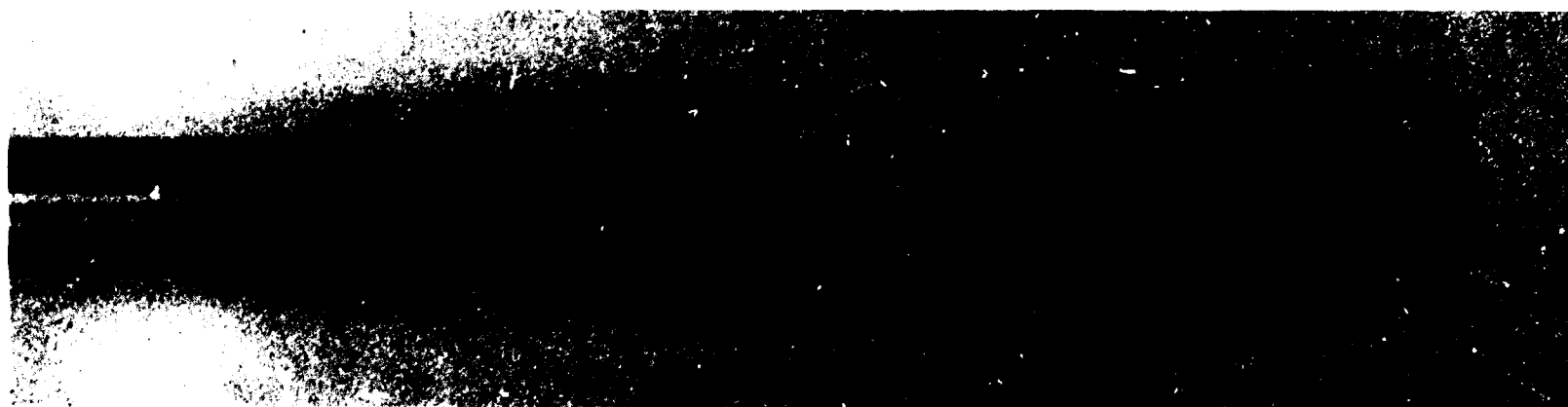
Mors supérieur

Mors inférieur



a

Eprouvette type ruban



b

Micro-eprouvette plate

FIN