

①②

DEMANDE DE BREVET D'INVENTION

A1

②② Date de dépôt : 29.09.00.

③⑦ Priorité : 08.05.00 JP 00134845.

④③ Date de mise à la disposition du public de la
demande : 09.11.01 Bulletin 01/45.

⑤⑥ Liste des documents cités dans le rapport de
recherche préliminaire : *Ce dernier n'a pas été
établi à la date de publication de la demande.*

⑥⑦ Références à d'autres documents nationaux
apparentés :

⑦① Demandeur(s) : KYUSYU MITSUI ALUMINUM CO.,
LTD — JP.

⑦② Inventeur(s) : MIKUBO SHIGERU, MIZOUTI
MASAFUMI, MURAYAMA YASUYUKI, IWASHITA
TSUNAKI, KAMIO AKIHIKO et SATO TATSUO.

⑦③ Titulaire(s) :

⑦④ Mandataire(s) : CABINET WEINSTEIN.

⑤④ PROCÉDE DE PRODUCTION D'UNE BILLETTE SEMI-FONDUE EN ALLIAGE D'ALUMINIUM POUR UNE
UTILISATION COMME UNITÉ DE TRANSPORT.

⑤⑦ L'invention concerne un procédé de production d'une
billette semi-fondue en alliage d'aluminium.

Selon l'invention, il comprend les étapes de produire un
alliage d'aluminium dont la composition consiste essentiel-
lement en, en % en poids, 0, 5 et moins de Cu, 5, 0 à 10, 0
de Si, 0, 2 à 0, 7 de Mg, 0, 35 ou moins de Zn, 0, 55 ou
moins de Fe, 0, 5 ou moins de Mn, 0, 005 à 0, 5 de Ti, le
reste étant de l'aluminium; à introduire une distorsion de tra-
vail dans un produit en fusion de l'alliage d'aluminium par
forgeage à froid aidé d'un châssis à mouler, à un taux de
distorsion de 10 à 40%, à une vitesse d'introduction de tra-
vail de 10 mm et moins par seconde et à une température
de 200°C ou moins; et ensuite à maintenir ledit produit en fu-
sion où la distorsion est introduite à une température dans
une gamme de 576 à 585°C.

L'invention s'applique aux unités de transport comme
des composants d'automobile.

FR 2 808 536 - A1



La présente invention se rapporte à un procédé de production d'une billette semi-fondue en alliage d'aluminium pour une utilisation comme unité de transport.

5 La thixocoulée utilisant une billette semi-fondue est une technique ayant récemment attiré une attention considérable pour ses avantages par lesquels on dispose d'une moindre ségrégation et de moins de défauts de coulée ainsi que d'une plus grande durée d'utilisation
10 d'un moule en comparaison avec une coulée sous pression conventionnelle. Il y a plusieurs procédés différents pour la production de la billette. L'un d'entre eux est le système «A» connu en tant que Système Alumax de Pechiney où une coulée est électromagnétiquement et
15 mécaniquement soumise à agitation à une température de semi-fusion afin de produire des cristaux primaires de forme sphéroïdale α (Al) à un stade de production de la billette. Un autre procédé est le système «B» dans lequel un composé de Al-Ti-B est ajouté à un produit en
20 fusion pendant la coulée en quantités plus grandes que lorsqu'on l'ajoute usuellement, et ensuite le produit en fusion est chauffé à une gamme de températures de semi-fusion, pour ainsi donner des cristaux primaires de forme sphéroïdale α (Al).

25 Un autre procédé est le système «C» dans lequel une distorsion est introduite dans un produit en fusion au moyen de extrusion/laminage et le produit en fusion est ensuite chauffé à une gamme de températures de semi-fusion afin de produire des cristaux primaires de forme
30 sphéroïdale α (Al) comme cela est mis en pratique dans le système (B) ci-dessus.

De tels procédés conventionnels pour la production de la billette semi-fondue souffrent de divers problèmes. Par exemple, le système «A» a pour résultat un procédé
35 très compliqué de fabrication et ajoute au prix de fabrication. Le système «B» implique l'addition d'une grande quantité de Al-Ti-B et ensuite TiB_2 se dépose dans

un four de fusion, avec en conséquence une instabilité de la coulée. Dans le système « C », pour que la distorsion soit introduite dans le produit en fusion au moyen du laminage, une distorsion uniforme est difficile à
5 produire. Pour que la distorsion soit introduite dans le produit en fusion par extrusion, cette extrusion implique usuellement un procédé compliqué de fabrication et on rencontre de plus une difficulté d'introduction d'une distorsion régulière dans le produit en fusion. Par
10 ailleurs, ces deux méthodes pour l'introduction de la distorsion dans le produit en fusion dans un système « C » nécessitent l'usinage d'un produit ouvré. Cette condition nuit à la production de masse et à la coupure des prix.

15 Etant donné ce qui précède, la présente invention a pour objet de procurer un procédé pour la production d'une billette semi-fondue en alliage d'aluminium pour une utilisation comme unité de transport, permettant de réaliser un procédé plus simple de fabrication et à plus
20 faible prix, avec pour résultat que des produits d'une qualité uniforme sont disponibles.

L'objet ci-dessus peut être atteint par le procédé qui précède selon la présente invention, le procédé comprenant les étapes de : produire un alliage
25 d'aluminium dont la composition consiste essentiellement, en % en poids, en 0,5 ou moins de Cu, 5,0 à 10,0 de Si, 0,2 à 0,7 de Mg, 0,35 ou moins de Zn, 0,55 ou moins de Fe, 0,5 ou moins de Mn, 0,005 à 0,5 de Ti, le reste étant de l'aluminium ; à introduire une distorsion de travail
30 dans un produit en fusion de l'alliage d'aluminium au moyen d'un forgeage à froid aidé d'un châssis à mouler à un taux de distorsion de 10 à 40%, à une vitesse d'introduction de travail de 10 mm ou moins par seconde, et une température de 200°C ou moins ; et ensuite à
35 retenir ce produit en fusion à distorsion introduite à des températures entre 576 et 585°C.

L'invention sera mieux comprise, et d'autres buts, caractéristiques, détails et avantages de celle-ci apparaîtront plus clairement dans la description explicative qui va suivre faite en référence aux dessins schématiques annexés donnés uniquement à titre d'exemple illustrant plusieurs modes de réalisation de l'invention et dans lesquels :

- la figure 1 est une illustration simulative montrant le forgeage à froid aidé d'un châssis à mouler ;
- 10 - la figure 2 est une illustration montrant une photographie d'une microstructure d'un article traité thermiquement dans une gamme de températures de semi-fusion après forgeage libre à froid, où la photographie a un pouvoir d'agrandissement de 92 ;
- 15 - la figure 3 est une illustration montrant une photographie d'une microstructure d'un article traité à la chaleur dans une gamme de températures de semi-fusion après forgeage à froid aidé d'un châssis de moulage, où la photographie a un pouvoir d'agrandissement de 92 ;
- 20 - la figure 4 est une illustration montrant une photographie d'une microstructure d'un article traité thermiquement dans une gamme de températures de semi-fusion après forgeage à froid aidé d'un châssis à mouler, où l'article traité thermiquement a un taux de distorsion
- 25 inférieur à 10%, et de plus la photographie a un pouvoir d'agrandissement de 92 ;
- la figure 5 est une illustration montrant une photographie d'une microstructure d'un article traité thermiquement dans une gamme de températures de semi-fusion après forgeage à froid aidé d'un châssis à mouler,
- 30 où l'article traité thermiquement a un taux de distorsion de 10 à 40% et la photographie a un pouvoir d'agrandissement de 92 ;
- la figure 6 est une illustration montrant une
- 35 photographie d'une microstructure d'un article traité thermiquement à une température inférieure à 576°C après

forgeage à froid assisté d'un châssis à mouler, où la photographie a un pouvoir d'agrandissement de 92 ; et

- la figure 7 est une illustration montrant une photographie d'une microstructure d'un article traité thermiquement à une température de 576 à 585°C après forgeage à froid aidé d'un châssis à mouler, où la photographie a un pouvoir d'agrandissement de 92.

Initialement, les raisons des diverses limites numériques comm les limites numériques dans un tableau des constituants d'un alliage d'aluminium selon la présente invention seront décrites en détail.

Cu est un constituant servant à maintenir la résistance à l'effort, à la corrosion et aux fissures. Cependant, Cu est moins résistant à la corrosion quand il est présent en une quantité plus grande que 0,5% en poids. Par conséquent, la teneur en Cu a été limitée à 0,5% en poids ou moins.

Le constituant Si donne une bonne fluidité d'un produit en fusion à la coulée, un meilleur craquement et rétrécissement de l'alliage et une meilleure résistance à l'abrasion de l'alliage mais est moins actif quand il est en une quantité inférieure à 5,0% en poids. Cependant, Si en une quantité supérieure à 10,0% en poids, nuit à l'allongement et à la solidité de l'alliage d'aluminium et a pour résultat une moindre ouvrabilité de l'alliage à la coulée. Par conséquent, la teneur en Si est limitée à 5,0-10,0% en poids.

Le constituant Mg précipite Mg_2Si et contribue à l'amélioration de la résistance de l'alliage mais est moins actif quand il est présent en une quantité inférieure à 0,2% en poids. Cependant, Mg en une quantité supérieure à 0,7% en poids précipite un excès de Mg_2Si et provoque une réduction de solidité de l'alliage. C'est pourquoi, la teneur en Mg a été limitée à 0,2 jusqu'à 0,7% en poids.

L'ingrédient Zn dégrade la résistance à la corrosion de l'alliage. Ainsi, la teneur en Zn a été limitée au plus à 0,35% en poids.

5 Fe dans la composition donne des composés de la série Al-Fe-Si et affecte de façon néfaste l'allongement, la solidité et la résistance à la corrosion de l'alliage. Cependant, Fe en une quantité de 0,55% en poids ou moins n'exerce sensiblement pas d'effet néfaste.

10 Mn dans la composition empêche l'alliage traité thermiquement en solution et artificiellement vieilli de devenir rugueux pendant la recristallisation et améliore la résistance mécanique, l'allongement et la solidité de l'alliage. Cependant, Mn en une quantité de plus de 0,5% en poids augmente les composés intermétalliques cassants
15 dans les composés de la série Al-Fe-Si-Mn et ainsi affecte de façon néfaste l'ouvrabilité de l'alliage. Par conséquent, la teneur en Fe a été limitée à 0,5% en poids ou moins.

20 L'ingrédient Ti rend plus fine la structure d'un lingot et alors, empêche le lingot de subir une fissuration mais est moins actif quand il est présent en une quantité inférieure à 0,005% en poids. Cependant, Ti en une quantité plus grande que 0,5% en poids aide à générer de grands objets cristallisés tels que TiB_2 ou
25 $TiAl_3$, qui sont responsables des fissures pendant le travail de coulée. Par conséquent, la teneur en Ti a été limitée à 0,005-0,5% en poids.

30 Na dans la composition rend fin Si eutectique et alors améliore une valeur d'impact et l'allongement mais il est moins actif quand il est présent en une quantité inférieure à 0,003% en poids. Par ailleurs, Na en une quantité supérieure à 0,01% a pour résultat des réductions de fluidité et de dégazage. Par conséquent, la teneur en Na a été limitée à 0,005-0,01% en poids.

35 Le constituant Sb rend également fin Si eutectique mais est insuffisant pour présenter cet effet quand il est présent en une quantité inférieure à 0,05% en poids.

Par ailleurs, Sb en une quantité supérieure à 0,2% en poids réduit la solidité de l'alliage. Par conséquent, la teneur en Sb a été limitée à 0,05-0,2% en poids.

L'alliage d'aluminium peut de plus contenir de
5 0,005 à 0,03% en poids de Sr.

La distorsion au travail est introduite dans un produit en fusion par forgeage afin de produire un procédé simplifié de fabrication et de plus de permettre à un produit ouvré de nécessiter moins de moulage. De
10 plus, ce forgeage est mis en pratique par forgeage à froid afin d'introduire la distorsion dans le produit en fusion à un plus faible taux de travail. Par ailleurs, ce forgeage à froid est entrepris par forgeage aidé d'un châssis à mouler afin de permettre de conduire une
15 distorsion uniforme dans tout le produit.

Quand un taux de distorsion est inférieur à 10%, alors moins de distorsion est introduite dans le produit en fusion. Par suite, des cristaux primaires α qui ne sont pas uniformément sphéroïdaux sont obtenus, même
20 quand le produit en fusion est chauffé jusqu'à une gamme de températures de semi-fusion. Par ailleurs, quand le taux de distorsion est supérieur à 40%, alors un lingot se fissure pendant le forgeage à froid. De plus, aucun changement de dimension des cristaux primaires α n'est
25 observé. Par conséquent, le taux de distorsion a été limité à 10-40% en poids.

Quand une vitesse d'introduction de travail est supérieure à 10 mm par seconde, alors le lingot se fissure pendant le forgeage. De plus, une zone morte de
30 forgeage a tendance à se produire. Ainsi, la vitesse d'introduction du travail a été limitée à 10 mm par seconde.

Quand une température d'une billette pendant le forgeage à froid aidé d'un châssis à mouler dépasse
35 200°C, alors la distorsion est conduite insuffisamment dans la billette à une vitesse prédéterminée de travail, avec pour résultat de cristaux primaires α de structure

non granulaire et un procédé compliqué de fabrication. Par conséquent, la température a été limitée à 200°C ou moins.

Quand une température de traitement thermique dans une gamme de températures de semi-fusion est inférieure à 576°C, alors les cristaux primaires α ne prennent pas une forme sphéroïdale avec pour résultat qu'une portion du produit en fusion où Si eutectique s'est développé n'a pas fondu. Quand la température de traitement thermique est supérieure à 585°C, alors l'alliage est fondu et ne peut être moulé en billettes, par conséquent, la température de traitement thermique a été limitée à 576-585°C.

Exemple

Un mode de réalisation spécifique de la présente invention sera maintenant décrit.

La figure 1 est une illustration simulative montrant un forgeage à froid aidé d'un châssis à mouler selon la présente invention. Sur cette figure, le chiffre de référence 1 désigne un moule en métal de forgeage ; 2 un poinçon du moule en métal de forgeage ; et 3 une billette en alliage d'aluminium.

La billette en alliage d'aluminium a été coulée par une coulée continue, où le métal fondu est préparé afin de produire des compositions respectives consistant en Cu, Si, Mg, Zn, Fe, Mn, Sr et Ti, comme illustré au Tableau 1 qui suit.

Tableau 1

(% en poids)								
No.	Cu	Si	Mg	Zn	Fe	Mn	Sr	Ti
1	0,002	7,0	0,40	0,004	0,09	0,002	0,001	0,01
2	0,002	7,1	0,40	0,005	0,09	0,002	0,010	0,01
3	0,002	6,9	0,38	0,005	0,10	0,002	0,010	0,15

30

La figure 2 illustre une photographie d'une microstructure d'un article traité thermiquement dans une gamme de températures de semi-fusion après forgeage libre

à froid. Pour le forgeage libre à froid, on observe qu'une partie d'un produit en fusion contient des cristaux primaires α de forme non sphéroïdale, même quand le produit en fusion est traité thermiquement à la gamme
5 de températures de semi-fusion.

La figure 3 illustre une photographie d'une microstructure d'un article traité thermiquement dans une gamme de températures de semi-fusion après forgeage à froid aidé d'un châssis à mouler. Quand le même taux de
10 distorsion que celui du forgeage libre est introduit dans un produit en fusion par le forgeage à froid aidé d'un châssis à mouler tel qu'illustré à la figure 1 et de plus quand le produit en fusion est ensuite traité thermiquement à la gamme de températures de semi-fusion,
15 le cristal primaire α a une structure sphéroïdale formée à chaque portion du produit en fusion.

La figure 4 illustre une photographie d'une microstructure d'un article traité thermiquement à une gamme de températures de semi-fusion après forgeage à
20 froid assisté d'un châssis à mouler, où l'article a un taux de distorsion inférieur à 10%. Un tel taux de distorsion provoque une distorsion insuffisante en dendrite, avec pour résultat de cristaux primaires non uniformément sphéroïdaux α .

La figure 5 illustre une photographie d'une microstructure d'un article traité thermiquement dans une gamme de températures de semi-fusion après forgeage à
25 froid aidé d'un châssis à mouler, où l'article a un taux de distorsion de 10 à 40%. Dans ce cas, on observe que l'article traité thermiquement subit uniformément une
30 distorsion suffisante et de plus, qu'il contient des cristaux primaires sphéroïdaux α ayant une dimension moyenne de 100 μm . Cependant, quand le taux de distorsion est supérieur à 40%, alors les billettes forgées sont
35 fissurées.

La figure 6 illustre une photographie d'une microstructure d'un article traité thermiquement à une

température en dessous de 576°C après forgeage à froid aidé d'un châssis à mouler. Dans ce cas, une telle température est relativement plus faible qu'une température eutectique bidimensionnelle de Al-Si et on observe qu'une portion du produit en fusion contient Si eutectique non fondu. De plus, des cristaux primaires α se forment en structures non sphéroïdales. Par ailleurs, dans un article traité thermiquement à une température de 576 à 585°C après forgeage à froid aidé d'un châssis à mouler tel qu'illustré à la figure 7, des cristaux primaires α se forment en structures sensiblement totalement sphéroïdales. Cependant, quand une telle température de traitement thermique est supérieure à 585°C, alors les billettes fondent et un moulage est difficile à obtenir.

Comme précédemment décrit, le procédé de production de la billette semi-fondue en alliage d'aluminium selon la présente invention offre un procédé assez simple de fabrication à un assez faible prix, en comparaison avec tout procédé conventionnel.

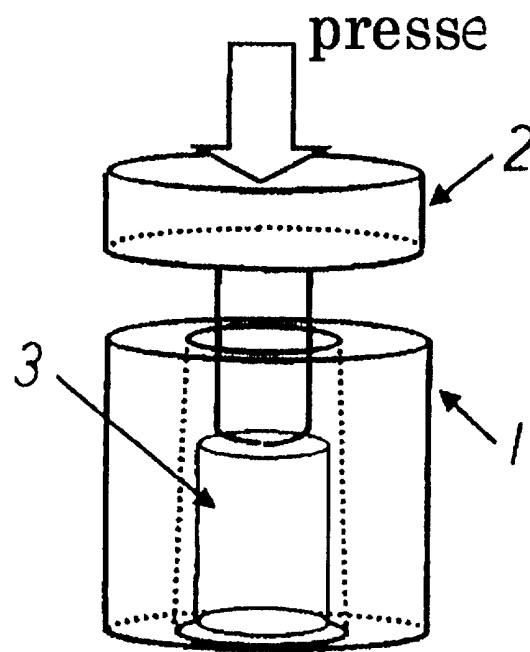
Par ailleurs, le procédé de production de la billette semi-fondue en alliage d'aluminium selon la présente invention donne des cristaux primaires uniformément sphéroïdaux α qui sont structurés pour avoir une dimension moyenne de 100 μ m et un taux d'aire de 50%. Une telle billette obtenue par le procédé selon la présente invention est utilisée comme unité de transport comme dans un composant automobile.

REVENDICATIONS

1. Procédé de production d'une billette semi-fondue en un alliage d'aluminium pour une utilisation comme unité de transport, caractérisé en ce qu'il comprend les étapes de : produire un alliage d'aluminium dont la
5 composition consiste essentiellement en, en % en poids, 0,5 ou moins de Cu, 5,0 à 10,0 de Si, 0,2 à 0,7 de Mg, 0,35 ou moins de Zn, 0,55 ou moins de Fe, 0,5 ou moins de Mn, 0,005 à 0,5 de Ti, et le reste étant de l'aluminium ; à introduire une distorsion de travail dans un produit en
10 fusion de l'alliage d'aluminium par forgeage à froid aidé d'un châssis à mouler, à un taux de distorsion de 10 à 40%, à une vitesse d'introduction de travail de 10 mm et moins par seconde et à une température de 200°C et moins ; et ensuite à maintenir un tel produit en fusion
15 où est introduite la distorsion à une température dans une gamme de 576 à 585°C.

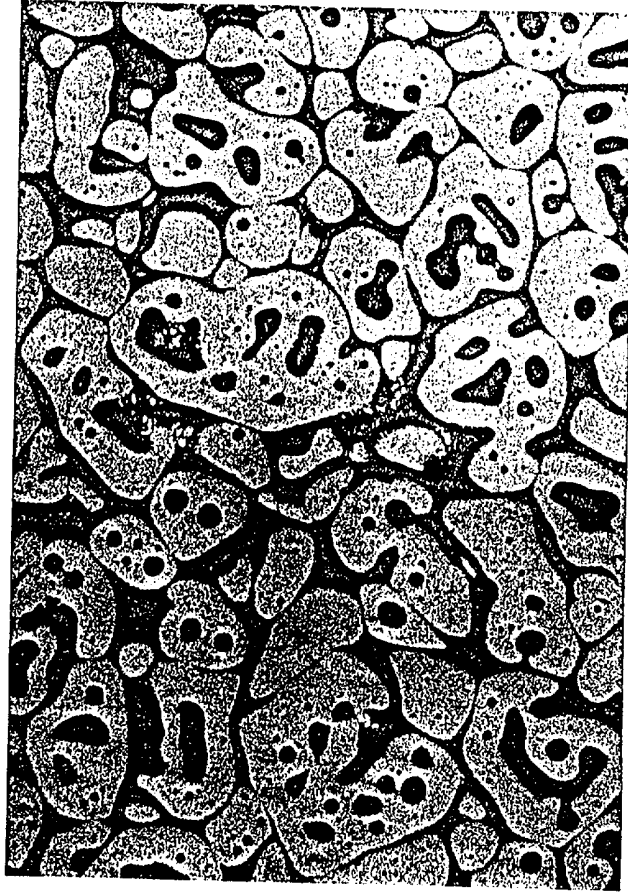
2. Procédé selon la revendication 1, caractérisé en ce que l'alliage d'aluminium précité contient de plus au moins l'un de 0,005 à 0,03 de Sr, 0,003 à 0,01 de Na et
20 0,05 à 0,2 de Sb.

Fig. 1



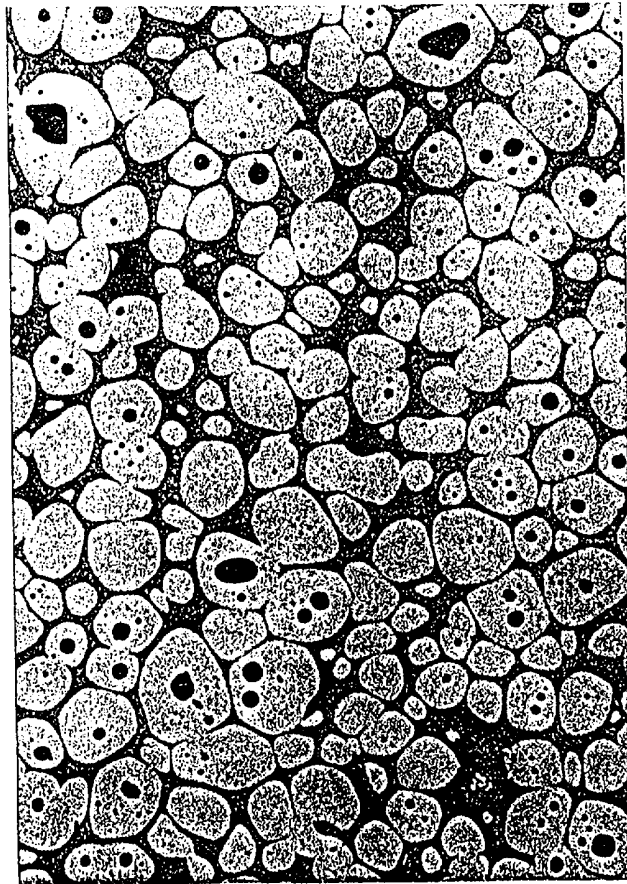
$$\frac{2}{7}$$

Fig.2



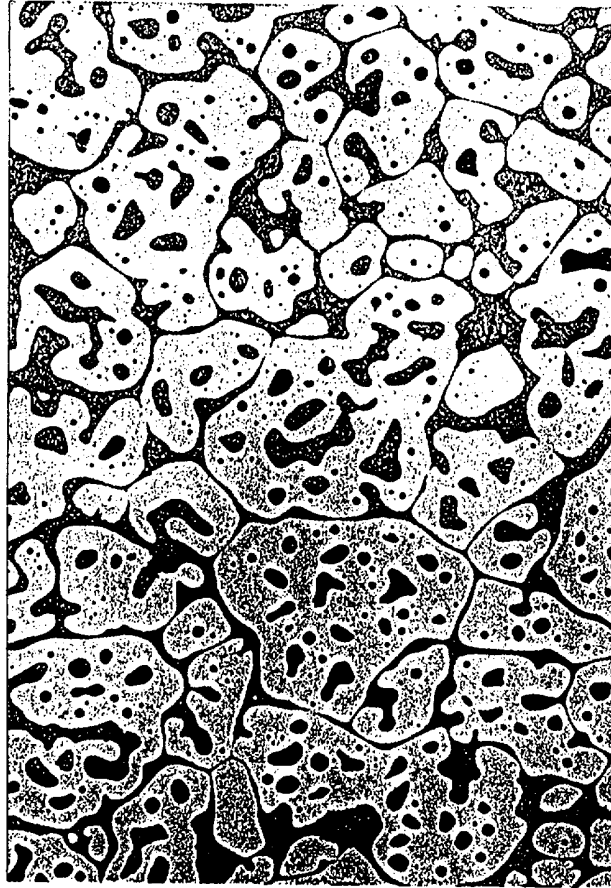
$\frac{3}{7}$

Fig.3



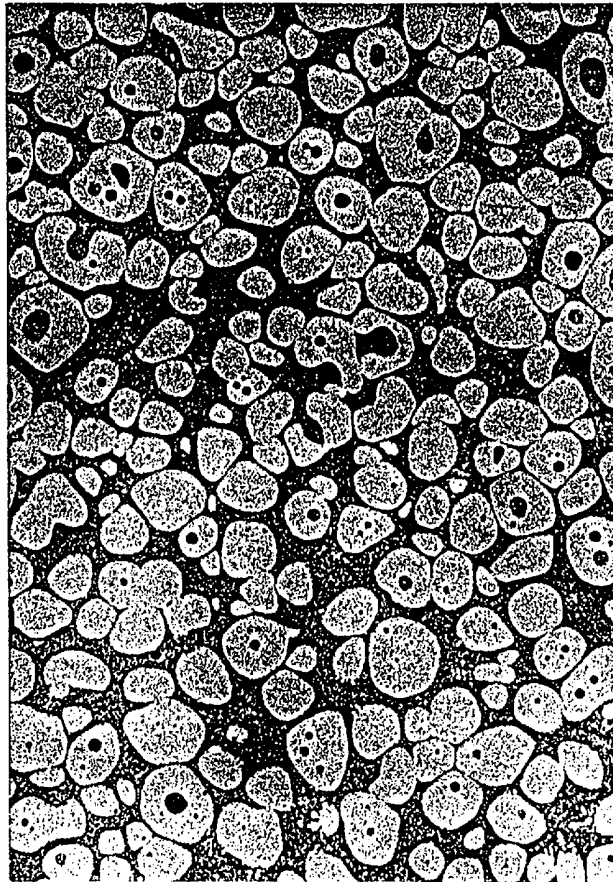
$$\frac{4}{7}$$

Fig.4



$\frac{5}{7}$

Fig.5



$\frac{6}{7}$ **Fig.6**

$\frac{7}{7}$

Fig.7

