

01. 63. 01

C.N.E.A. Biblioteca	
ARCHIVO PUBLICACIONES	
NO 1	NO 1963

SOUS-STRUCTURES DE DEFORMATION ET LEUR INFLUENCE
SUR LES PHENOMENES DE RECRISTALLISATION DANS
L'ALUMINIUM.

Nelly Ambrosis de Libanati
Ruth Hojvat
Jorge A. Sabato

COMISION NACIONAL DE ENERGIA ATOMICA
Departamento de Metalurgia
Buenos Aires - Argentina

F I N A L R E P O R T

Subject: Recovery and recrystallization of metals while
 they are deformed by impact.

Grant number: D A - A R O - 61 - 4

Grantee: Departamento de Metalurgia
 Comisión Nacional de Energía Atómica
 Avda. del Libertador 8250
 Buenos Aires - Argentina

Chief Investigator: Jorge A. Sabato

Period covered: August 1st., 1962
 September 30th., 1963

SOUS-STRUCTURES DE DEFORMATION ET LEUR INFLUENCE SUR LES PHENOMENES
DE RECRISTALLISATION DANS L'ALUMINIUM

par Madame Nelly Ambrosis de Libanati, Mlle.
Ruth Hojvat et M. J.A. Sabato

Comisión Nacional De Energía Atómica - Département Métallurgie
Buenos Aires - Argentina

NOTE: This paper has been submitted to publication to the Revue
de Metallurgie, and it has been accepted.

INTRODUCTION

Les sous-structures produites dans l'aluminium de pureté 99,99% lors d'une déformation à température ambiante ont été observées depuis plusieurs années à l'aide de différentes méthodes: diffraction des rayons X (1), microscopie électronique de lames minces (2)(3)(4) et de répliques (5)(6), et microscopie optique (7)(8). Dans un dernier travail (9) on a mis en évidence par microscopie optique et sur de monocristaux la relation existante entre les modes de déformation et les sous-structures de déformation produites par différentes méthodes.

Cependant, depuis le travail classique de Perryman (7) jusqu'au plus récent de Messenger (3) il y a peu d'études sur le rôle joué par ces sous-structures dans le processus de recristallisation de l'aluminium, par opposition à d'autres métaux (fer et alliages fer silicium) où ces relations ont été l'objet de soigneuses études (10)(11). Le but de notre travail était de suivre l'évolution des différentes sortes de sous-structures, révélées par attaque, lors du recuit. Nous arrivons par ce méthode à mettre en évidence l'étroite relation existante entre les sous-

structures de déformation produites par différentes méthodes et trois phénomènes importantes du processus de recristallisation: la polygonisation, la croissance induite (strain induced grain boundary migration) et la germination.

A. MÉTHODES EXPERIMENTALES

On a utilisé de l'aluminium de pureté 99,99% déformé par laminage 30% et recuit pendant $\frac{1}{2}$ h. à 600°C pour obtenir une grosseur de grain d'environ 2 mm.

Les échantillons polycristallins de dimensions adéquates pour chaque essai ont subi des déformations par traction, compression, laminage, impact ou explosion.

Après déformation les échantillons subissent un polissage mécanique suivi d'un polissage électrolytique dans un bain aceto-perchlorique sous 25 V (12). On vérifie par rayons X que la couche distorsionnée soit éliminée par le polissage électrolytique. L'observation des sous-structures de déformation est faite après attaque chimique avec le réactif de Perryman (7) modifié: NO_3H 50%, FH 2% H_2O 48%, à température ambiante (20°C).

Les traitements thermiques ont été effectués à l'air dans des fours horizontaux sur des échantillons polis électrolytiquement, ou attaqués quand on veut avoir la superposition des divers stades du recuit.

Etant donnée la température assez basse des recuits les échantillons ne présentent pas d'attaque thermique gênante.

Après les recuits les échantillons sont polis électrolytiquement et attaqués chimiquement.

L'observation métallographique est réalisée sous lumière polarisée ou avec contraste de phase interférentiel de Nomarsky (CFIN).

Pour l'étude comparative des mêmes plages après recuits successifs on a utilisé, quelques fois, des répliques en rodhoïd avec de l'acetone comme solvant.

B. RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX

I - SOUS-STRUCTURES DE DÉFORMATION ET SOUS-STRUCTURES DE RECUIT

Quand on soumet l'aluminium écroui à des traitements thermiques qui ne provoquent pas la recristallisation, on peut suivre l'évolution des sous-structures de déformation vers des sous-structures que nous appellerons de recuit.

Les sous-structures de déformation et leur relation avec les modes de déformation ont été l'objet d'un travail précédent (9). La figure 1 résume les diverses possibilités simples:

- a) le grain central sans sous-structure a subi une déformation par glissement simple où par deux systèmes de glissement simultanés.
- b) le grain supérieur droit avec des traces de sous-structures, qui montre des bandes très peu désorientées à la lumière polarisée, a subi déformation par bandes de glissement secondaires.

- c) le grain inférieur gauche déformé par glissement et des pliages purs, dont le pourcentage de la sous-structure est fonction de l'importance du pliage.
- d) le grain inférieur droit, déformée par glissement et pliages compensés ou bien par superposition complexe de plusieurs modes de déformation, dont les sous-grains montrent des contours arrondis et torturés.

En outre, l'effet du joint de grain peut entraîner des grandes hétérogénéités de déformation, d'où la présence de plusieurs types de sous-structures dans un même grain.

Les traitements thermiques provoquent les changements suivants:

- 1) Pour les grains sans sous-structures ou avec des traces de sous-structures, il faut faire des recuits prolongés à des températures voisines de celle de recristallisation pour produire des sous-structures, qui rappellent la polygonisation montrée par Lacombe et Berghezan (13) dans les alliages Al-Zn, La figure 2 (a) correspond à un échantillon déformé par traction 30% et recuit pendant 1 h. à 300°C; le grain A qui ne présentait pas de sous-structure de déformation, n'a subi aucune modification. Après des nouveaux recuits de 3 hs. + 12 hs. à 300°C le grain A présente des sous-grains de polygonisation (fig. 2b). Cette sous-structure est très stable et il ne se produit pas de germination même quand le traitement thermique est prolongé ou les températu

res de recuit sont élevées. Par contre les mécanismes de croissance induite lui sont fréquemment attachés.

2) Pour les bandes de sous-structures originées dans des pliages purs il se produit une fragmentation en sous-grains poligonaux et bien différenciés (fig.3). Ces sous-grains apparaissent dès le début des traitements thermiques à des températures moyennes et, dès qu'ils sont franchement desorientés par rapport à la matrice, ils peuvent être confondus avec des germes. Cependant, en général, ils sont très stables et la durée du recuit ou l'élévation de la température ne produisent pas leur croissance.

La figure 4a correspond à un échantillon déformé par traction 30% et recuit pendant 1 h. à 300°C; on peut voir en plus sombre, des sous-grains très desorientés par rapport à la matrice. Ils sont, en général, allongés perpendiculairement aux bandes de pliage. On a suivi leur évolution après des nouveaux recuits de 3 hs. + 12 hs. à 300°C, + 4 hs. à 350°C. La figure 4b montre la même plage que la fig. 4a après ce dernier recuit; les sous-grains gardent leur position et dimensions. Entre les deux figures il y a quelques dizaines de microns de différence, à cause du polissage électrolytique intermédiaire après chaque recuit.

Pour éviter le possible effet retardataire des recuits intermédiaires, nous avons soumis des échantillon à des recuits à des températures élevées, et nous avons vérifié également

la stabilité des sous-grains présents dans les bandes de pliage.

3) Les petits blocs qui constituent les sous-structures de déformation les plus compliquées changent leurs contours arrondis et torturés par d'autres plus droits et très souvent bien poligonaux. C'est le cas du grain B des figures 2a et 2b. Après un recuit de 1 h. à 300°C les sous-grains sont déjà poligonaux (fig. 2a) et des nouveaux recuits de 3 hs. + 12 hs. à 300°C ne les modifient pas. On peut observer que la taille des sous-grains n'est pas influencé par la durée du recuit, les changements qui s'observent étant à l'élimination de quelques dizaines de microns par polissage électrolytique après recuit. Néanmoins, par observation en lumière polarisée on remarque des changements dans l'orientation des sous-grains entr'eux et avec la matrice, changements qui continuent lors des recuits successifs. C'est à partir de cette sous-structure qui se produit la germination qui nous étudierons dans la paragraphe III.

4) Si la déformation a divisé les grains en zones présentant différentes sous-structures, il peut se produire une migration des sous-joints similaire à la croissance induite des grains.

La figure 5 correspond à un échantillon déformé par impact 30%, puis recuit pendant 1 h. à 300°C; la partie supérieure ne présente pas de sous-structure; elle a dû subir une rotation par rapport à la partie inférieure (9). Le sous-joint qui

sépare la région sans sous-structure de la zone écroui a avancé sur celle-ci sous forme d'une poche dont les bords sont perpendiculaires au sous-joint original.

II. SOUS-STRUCTURE ET CROISSANCE INDUITE DES GRAINS

La croissance induite des grains se produit en fonction des sous-structures de déformation.

D'après le degré d'écrouissage des grains involucrés dans le processus nous pouvons distinguer deux cas:

- 1) Un des grains ne présente pas de sous-structure de déformation.

Les grains sans sous-structure ou avec des traces de sous-structure avancent toujours sur les grains qui possèdent une sous-structure plus marquée. C'est le cas de la poche C sur la fig. 2a et 2b. La fig. 2a correspond à un échantillon déformé par traction 30% et recuit pendant 1 h. à 300°C; la migration du joint suit les sous-joints correspondants du grain B, tandis qu'après des nouveaux recuits de 3 hs. + 12 hs. à 300°C (fig.2b) la région qui croît prend la forme des poches typiques, étudiés par Beck et Sperry (14).

C'est pendant les premières étapes de la croissance qu'on peut observer d'une façon frappante comme la sous-structure du grain envahi conditionne la croissance induite, comme le montre la fig. 6a pour un échantillon déformé par traction 30% et recuit $\frac{1}{2}$ h. à 300°C.

La fig. 6b montre la même plage que la fig. 7a après un nouveau recuit de 15' à 400°C; on peut observer qu'une fois depasée la première étape de la croissance induite les joints qui se déplacent prennent une forme plus arrondie.

La fig. 7 montre en détail la région inférieure gauche de la fig. 6a. Par observation en contraste de phase interférentiel on voit que l'avance du joint se produit d'après les deux directions de la sous-structure de la région envahie. Des îlots de la même orientation du grain qui est en train de croître se trouvent à l'intérieur du grain qui disparaît et leur forme est fonction de la sous-structure de celui-ci. Par polissage électrolytique on a remarqué que ces îlots sont reliés en profondeur au grain qui avance.

Quand il s'agit de la croissance à expenses d'un grain qui présente des bandes de sous-structure dues aux pliages purs, l'influence de celles-ci est très marquée (fig. 8); le joint avance sur les plans (110) qui correspondent à ce mode de déformation

Pour ces grains sans sous-structure de déformation qui grossissent à expenses de ses voisins il se produit que, lors d'un recuit de recristallisation partiel, il est impossible de les différencier d'un nouveau grain produit par recristallisation. C'est le cas du petit grain de droite en bas sur la figure 4b; pour l'observateur qui n'a pas suivi la plage dès la déformation il serait impossible de démontrer par des méthodes métallographi--

ques que ce grain n'est pas un germe mais un vieux grain agrandi.

2) Les deux grains présentent des sous-structures de déformation.

Dans le cas où la croissance induite se produit entre deux grains qui présentent sous-structures, le grain le moins écroui croît toujours sur l'autre.

Le début de la migration se conduit comme l'indique le modèle proposé pour le cas précédent. C'est pour les étapes avancées de la croissance induite que certaines particularités de viennent évidentes: la région balayée par le déplacement du joint est plus parfaite que les grains involucrés dans le processus, elle reste légèrement desorientée par rapport au grain qui croît et présente des sous-grains desorientés entr'eux (fig.9).

III. SOUS-STRUCTURES ET GERMINATION

Nous avons observé des relations très étroites entre les sous-structures de déformation et les germes de recristallisation.

1) Germination aux joints de grains

L'apparition des germes et leur évolution postérieur dépend, entr'autres, des quantités et types de sous-structures de déformation des grains entre lesquels se trouve le joint où il se produit la germination.

a) Germination aux points triples

Les germes apparaissent de préférence aux points -

triples, et leur croissance est fonction, non seulement des différences d'orientation relatives, mais aussi du pourcentage de sous-structures des grains voisins. Sur la figure 10 on peut observer par attaque résiduelle la superposition de trois étapes: le point triple original de la structure déformée; le germe qui est apparu après recuit de 4 hs. à 300°C et le grain après un nouveau recuit de 12 hs. à 300°C, dont la croissance, dans ce cas semble préférentielle sur le grain qui possède une sous-structure plus abondante.

b) Germination aux joints séparant des grains sans sous-structure des grains avec sous-structure.

Dans ce cas les germes apparaissent sur le joint vers le grain possédant sous-structures. Leur croissance est dirigée vers l'intérieur de ce grain, comme le montre la figure 11 pour un échantillon déformé 30% par compression et recuit pendant 4 hs à 300°C.

c) Germination aux joints séparant deux grains qui possèdent des sous-structures comparables.

Dans ce cas, les germes peuvent apparaître tantôt du côté d'un grain, tantôt de l'autre.

La figure 12 correspond à un échantillon déformé par traction 30% et recuit pendant 16 hs. à 300°C. Par attaque résiduelle on peut voir l'ancien joint du grain et le germe qui est lié à la bande de sous-structure par le sous-joint XX de la figure

re. Après un nouveau recuit de 4 hs. à 350°C il est apparu un nouveau germe (figure 13a) provenant cette fois de la sous-structure du grain A, germe qui avance sur une bande de la sous-structure du grain B. La figure 13b montre ce deux germes et leur relations d'orientation avec les grains d'origine. La croissance de ces deux germes dépend des sous-structures qu'ils rencontrent dans son avance et des orientations relatives entre les grains.

2) Germination en dehors des joints de grains.

L'apparition des germes à l'intérieur des grains peut être simultanée ou postérieure à la germination aux joints de grains. Elle se produit toujours à partir des sous-structures plus compliquées.

Si l'on peut déceler les germes dès le début de son apparition on peut observer qu'ils suivent les contours de sous grains, même quand il sont fortement desorientés par rapport à la matrice, comme le montrent les figures 14, 15a et 15b.

Un cas particulier se présente pour la recristallisation des monocristaux qui déforment par bandes de pliage compensé, la germination se produit aux sous joints de la bande avec la matrice (fig. 16).

Pour les polycristaux on voit rarement ce type de germination car elle doit se produire à des températures pour lesquelles les autres mécanismes de germination et croissance sont très avancés. La figure 17 montre un exemple dans une étroite

te région du metal restauré, région qui est entourée par des grains recristallisés.

Un autre cas typique de germination orientée est montré la figure 18, les germes sont perpendiculaires ou parallèles a la sous-structure.

Le germination orientée à l'interieur des grains varie avec le type de déformation et les températures de recristallisation. Elle est très importante pour la déformation par impact et des températures assez basses.

Discussion des résultats.

Les diverses étapes du processus de recristallisation dépendent de sous-structures de déformation et pour cela il est très important de pouvoir révéler et suivre ces dernières à travers les différents traitements thermiques.

La microscopie électronique par transmission a permis d'étudier la distribution des dislocations dans l'aluminium écroui (2)(4) et recuit (3), mais il est encore difficile la généralisation ou l'extrapolation aux fortes épaisseurs des phénomènes observés dans les feuilles métalliques minces. D'autre part, lorsque l'échantillon est très mince la structure perfectionnée est très stable et l'on ne peut pas observer la recristallisation (3) (15).

La méthode d'attaque que nous utilisons permet d'approcher le phénomène à une autre échelle, car si bien on ne dé-

cèle pas les dislocations individuelles, on révèle les arrangements des dislocations qui se traduisent en sous-grains. En plus par superposition des attaques on peut suivre l'évolution de ces sous-grains après les divers traitements thermiques.

Nous avons étudié les sous-structures produites par les différents types de déformation pour être sûrs d'observer des phénomènes générales et non des faits influencés par un type de déformation déterminé.

Pour clarifier la discussion, nous allons la diviser en trois parties:

- 1) Sous-structures de recuit;
- 2) Croissance induite des grains, et
- 3) Germination.

1) Sous-structures de recuit

Perryman (7) a étudié les sous-structures après différents recuits, mais la comparaison de nos résultats avec les siens n'est pas évident, car la distinction qui y est faite d'après la taille des sous-grains ne permet pas de déduire à partir de quelles sous-structures de déformation ils se sont formés. D'autre part dans aucun cas nous avons vérifié son observation d'apparition germination dans les grains sans sous-structure.

Les relations entre la polygonisation, la restauration des diverses propriétés et la recristallisation ont été étudiés par plusieurs auteurs (16); d'un côté on prouve que la poly

gonisation inhibe la recristallisation; de l'autre on affirme que les germes de recristallisation, sont formés à partir des sous-grains "dits polygonisés".

D'après notre étude nous considérons deux cas extrêmes:

- a) D'une part, des sous-structures très stables qui ne recristallisent quelle que soit la température de recuit. Ces sous-structures de recuit se produiraient par polygonisation, c'est à dire par formation de parois de dislocations perpendiculaires aux lignes de glissements, dans les grains qui ont subi déformation par glissements simples, ou par deux systèmes simultanés, ou par des bandes de pliage.
- b) D'autre part des sous structures qui changent leurs contours et leurs orientations, lesquelles, si la température ou le temps du traitement thermique sont suffisants, évoluent vers des germes de recristallisation. Ces sous structures proviennent des déformations complexes faisant intervenir des pliages compensés.

Nous en déduisons: 1) l'importance des arrangements de dislocations produits par la déformation, qu'ils se traduisent ou non en sous-grains de déformation visibles par attaque; 2) la stabilité des sous-grains polygonisés, et 3) les possibilités de germination à partir des sous-grains formés par des arran

gements de dislocations d'autre classe et qui gardent différents relations d'orientation avec la matrice.

2) Croissance induite

Depuis les travaux classiques de Beck et Sperry (14) jusqu'aux plus récents de Dunn et al. (17) on a démontré que le phénomène de croissance induite est déterminé, entr'autres, par le degré d'écroutissage d'un grain par rapport au grain voisin. Cependant, sur ce phénomène on n'a pas fait tant d'études que son importance dans le processus de recristallisation le mérite si l'on considère qu'il lui sont attachés un grand pourcentage des variations structurales produites pendant des recuits à des températures proches de celles de recristallisation.

Les observations de Beck et Sperry ont porté sur une étape avancée de la croissance, et elles ont été toutes vérifiées par nos observations. Mais la méthode expérimentale qu'ils employaient ne leur permettait pas de décèler les sous-structures ni, en conséquence, de trouver leur relations avec les premières étapes de la migration du joint.

Les travaux de Dunn et al. s'occupent de la distribution des dislocations individuelles et non pas des sous grains qu'elles pourraient originer ni des desorientations entr'eux et avec le matrice. En conséquence, ils approchent le phénomène d'un autre côté.

La méthode d'attaque que nous utilisons nous permet

de décélérer les sous-structure par CFIN et par lumière polarisée. Nous pouvons observer sur les figures 6a, 6b et 7 que la croissance induite se produit en fonction des sous-grains présents dans le grain qui disparaît.

Beck (18) a proposé que la croissance induite s'effectue d'après le schéma de la figure 18 que montre comme les sous-grains présents dans le grain A avancent sur le grain B sans tenir compte des sous-grains de celui-ci.

D'après nos résultats nous proposons, par contre, le schéma de gauche de la figure 19 que montre comme le joint de grain se déplace vers le grain B, en suivant les sous-grains de ce dernier. Les sous-joints du grain A n'interviennent pas dans ce processus. L'apparition à l'intérieur du grain B des îlots qui possèdent la même orientation du grain A, mais qui suivent toujours les contours de la sous-structure du grain B, s'explique si l'on applique en profondeur notre modèle, figure 19 droite.

Dans la littérature on peut trouver divers exemples de croissance de cette type. Brinson et Moore (19) observent sur le zinc, une croissance "erratique", dont les contours rappellent nos exemples, mais leur méthode d'observation ne permettait pas d'associer ces contours avec les sous-structures ou le maillage. Les travaux de Calais et Lacombe (20) sur la recristallisation de l'uranium montrent que le phénomène de coalescence de macles peut conduire à des grains dont les contours très torturés suivent

les anciens sous-joints du grain à l'intérieur duquel ils grossissent.

La zone migrée présente des zones faiblement désorientées entre elles pour les étapes avancées de la croissance, dès que cette observation est valable seulement si le grain A présente sous-structure, on en déduit que la migration du joint a dû commencer au même temps à partir des sous-grains du grain A assez éloignés et désorientés entre eux, et n'est que pour les étapes avancées qu'ils entrent en contact.

3) Germination.

La théorie de Cahn-Cottrell (21)(22) a été déjà vérifiée sur de l'aluminium par différents auteurs (3)(23)(24).

La recristallisation ne se produit donc pas à partir des germes par fluctuations thermiques, mais par croissance des sous-grains préexistants dans la matrice, le mécanisme de la croissance de ces sous grains étant encore incertain.

Nos observations sur la germination corroborent les résultats antérieurs et la méthode utilisée permet de suivre les relations entre les germes et les sous-structures pendant le grossissement de ceux-là. Les figures 13a et 13b montrent le cas des germes orientés comme le grain duquel ils proviennent tandis que les figures 15a et 15b montrent un germe qui, ayant la forme du sous-grain d'origine est fortement désorienté à son égard.

Cette désorientation pourrait être expliquée par la coalescence définie par Hu (11) et Li (25).

D - CONCLUSIONS

L'étude des modifications des sous-structures de déformation de l'aluminium au cours du recuit nous a permis d'observer leur importance dans les diverses étapes du processus de recristallisation.

Nous avons pu constater la stabilité des sous-grains polygonisés et les possibilités de germination à partir des sous-grains formés par l'action d'autres arrangements de dislocations.

Les germes de recristallisation se forment à partir des sous-grains révélés par attaque et ils peuvent avoir une orientation voisine ou très différente de celle du sous-grain de l'origine. La croissance orientée se réalise en fonction des directions principales de la sous-structure.

Nos expériences sur la croissance induite ont montré que le sous-grain du grain qui disparaît sont ceux qui se modifient et ils le font d'une telle façon que l'effet final est le déplacement du grain qui grossit.

REMERCIEMENTS:

Nous remercions très sincèrement Monsieur le professeur R.W.K. Honeycombe qui, pendant son stage dans notre Laboratoire, nous a fait profiter de ses précieux conseils et discus-

sions.

Nous tenons à remercier Monsieur Silvio Zalcan pour sa très valable collaboration dans la réalisation du travail métallographique.

Nous remercions également la Comisión Nacional de Energía Atómica pour avoir autorisé la publication de ce travail; L'Army Research Office (USA) pour avoir financé partiellement ce travail (contract N° DA - ARO - 61 - 4), et le Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas (Argentina) pour la bourse octroyée à l'une de nous (R.H.).

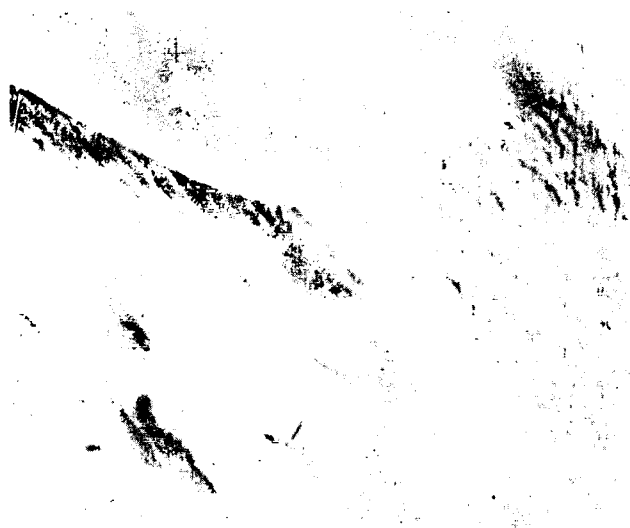


Figure 1.- Sous-structures de déformation
dans l'aluminium.
CFIN G= 170

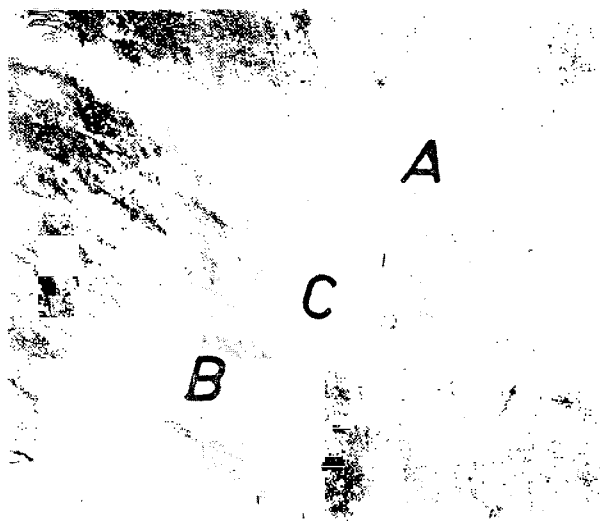
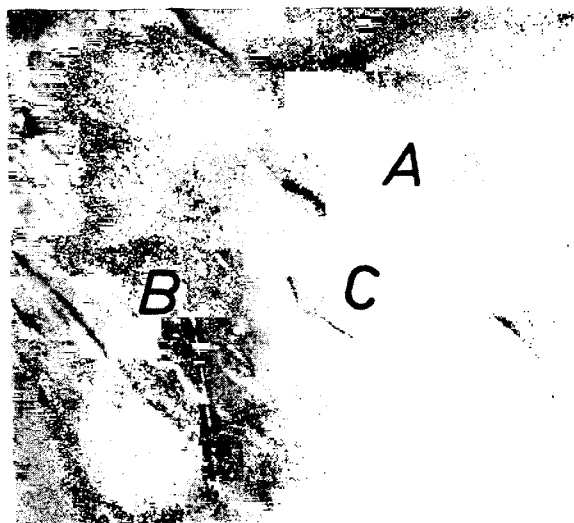


Figure 2

a) Al déformé 30% par traction
et recuit 1 h à 300°C.

GFIN

G= 700

b) Même plage que la figure
2 (a) après un recuit de
3 h + 12 h à 300°C.

CFIN

G= 700

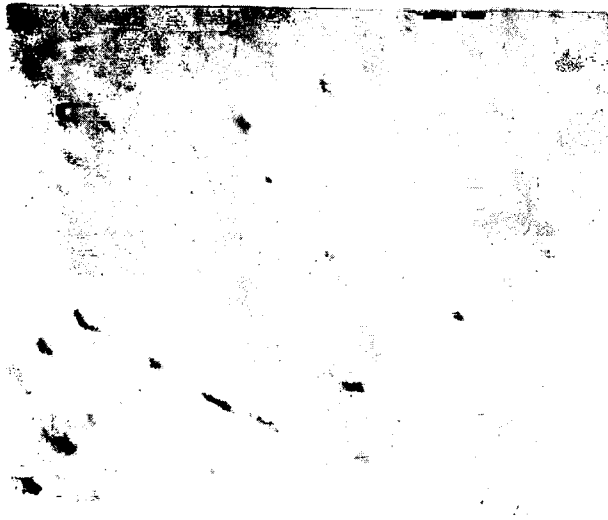


Figure 3.- Al déformé 30% par traction.
Recuit 4 h à 300°C. Sous-grains formés
dans une bande de pliage.
CFIN G= 700



Figure 4

a) Al déformé 30% par traction et
recuit 1 h à 300°C. Sous- grains
dans des bandes de pliage.

Lumière polarisée.

G= 70

b) Même plage que la figure
4 (a), après des recuits
de 3 h + 12 à 300°C et
4 h à 350°C.

Lumière polarisée.

G= 70



Figure 5.- Aluminium déformé 30% par
Impact recuit 1 h à 300°C.
Migration des sous-joints.
CFIN

G= 330



Figure 6

a) Aluminium déformé par traction
30% et recuit $\frac{1}{2}$ h à 300°C.
Croissance induite des grains.
Lumière polarisée.

G= 170

b) Même plage que la figure 6(a)
après un nouveau recuit de
15' à 400°C.
Lumière polarisée.

G= 170

Figure 7.- Détail de la zone inférieure
gauche de la figure 6 (a).
CFIN G= 700



Figure 8.- Al déformé par
traction 30% et recuit 24 h à
300°C. Croissance induite le
long des bandes de pliage.
CFIN G= 330

Figure 9.- Al déformé par explosion
et recuit 60 h à 300°C.
Croissance induite des grains.
Lumière polarisée. G= 170

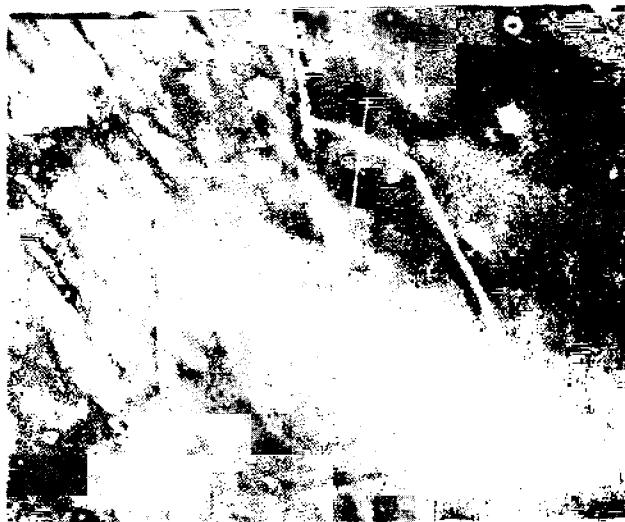


Figure 10.- Al déformé par laminage 30%.
Recuit 1 h à 300°C. Germination dans un
point triple.
CFIN G= 700

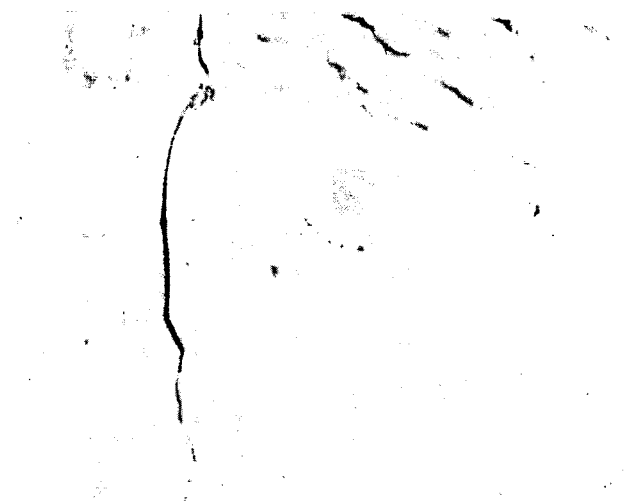


Figure 11.- Al déformé 30% par compression.
Recuit 1 h à 300°C. Germination au join des grains.
CFIN G= 700



Figure 12.- Al déformé 30% par traction et recuit 16 h à 300°C. Germination au joint de grain.

CFIN

G= 700



a) Même plage que la figure 12 après un recuit de 4 h à 350°C. Nouveau germe du joint de grain.

CFIN

G= 170



Figure 13

b) Même plage que la figure 13 (a).
Lumière polarisée.

G= 170



Figure 14.- Al déformé par laminage 30%.
Recuit 1 h à 300°C. Germination à
l'intérieur du grain.
CFIN G= 170

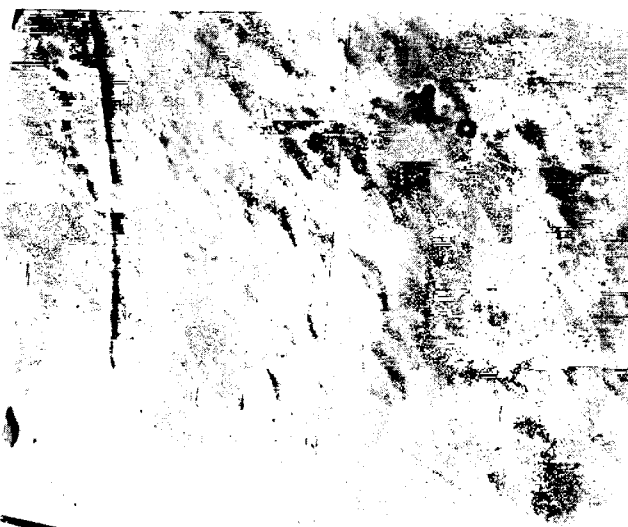


Figure 15

a) Al déformé par laminage 30%.
Recuit 1 h à 300°C.
Germination à l'intérieur du
grain.
CFIN G= 170

b) Même plage que la figure
15 (a).
Lumière polarisée.
G= 170



Figure 16.- Monocrystal déformé par traction 55%. Recuit 16 h à 300°C. Germination aux sous-joints des bandes de pliage compensé. Lumière polarisée.

G= 330



Figure 17.- Polycrystal déformé par traction 30%. Recuit 24 h à 300°C. Même cas que la figure 16.

G= 170



Figure 18.- Polycrystal déformé par impact 30%. Recuit 15' à 350°C. Germination orienté à l'intérieur du grain.

CFIN

G= 170

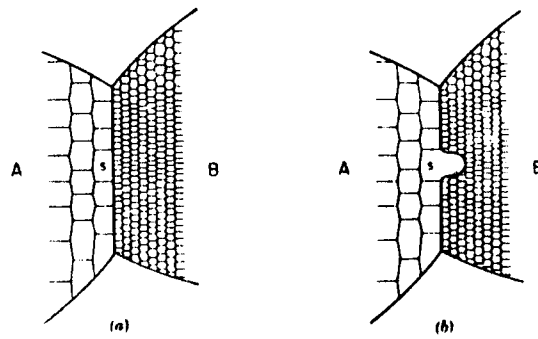


Figure 19.- Modèle proposé par Beck pour la croissance induite.

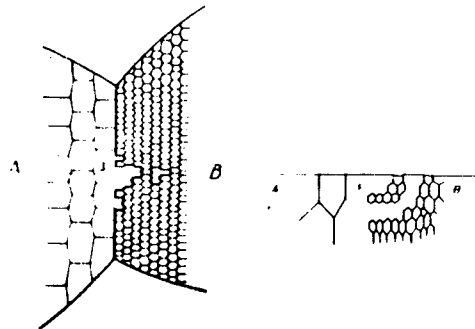


Figure 20.- Modèle proposé dans le présent travail.

REFERENCES

- (1) P.B. HIRSCH y J.N.KELLAR - Acta Cryst. 5, 1952, 162.
- (2) A.HOWIE - Symposium on the direct observations of lattice-defectel Crystals. AIME 1961.
- (3) C. MESSEAGER - Mem. Scient. Rev. Met. 58, 1961, 357
- (4) J. HERENGUEL et P. LELONG - Mem.Scient.Rev.Met. 58, 1961,587
- (5) R.D.HEIDENREICH - Bell System Tech.,Journal. October 1951.
- (6) P.KITTL y G.RODRIGUEZ - J.of the Inst.of Metals 91,1962,284.
- (7) E.C.PERRYMAN - Acta Met. 2, 1954, 26.
- (8) P.KITTL y J.SABATO - Journal of Applied Materials Research, 1, 1963, 117.
- (9) N.AMBROSIS DE LIBANATI y R.HOJVAT - Communication privée, Relation entre la géometrie de la déformation de l'aluminium et les sous-structures de déformation
- (10) W.C.LESLIE, J.T.MICHALAK y F.W.AUL - The annealing of cold worked iron. Report Edgard Bain Lab.,Oct. 1961.
- (11) H.HU - Trans. AIME 224, 1962, 75.
- (12) P.A.JACQUET - Le polissage electrolytique. Tome I, Editions Métaux 1948.
- (13) P.LACOMBE et A.BERGHEZAN - Métaux et Corrosion 281, 1949, 1.
- (14) P.A.BECK et P.SPERRY - Journal of Applied Physics 21,1950,150
- (15) J. BAILEY - Communication privée citée par C. Messenger (3).
- (16) Symposium de Métallurgie Speciale, Saclay 1957.
- (17) C.G.DONN y H.BRANDHORST - Trans. AIME 224, 1962, 193.
- (18) P.A.BECK - Adavances in Physics, 3, 1954, 245.
- (19) BRINSON et MOORE - Journal of the Inst. of Metals 79, 1951, 429.

- (20) D.CALAIS, P.LACOMBE et N.SIMENEL - Mem.Scient.Rev.Met. 56,
1959,261.
- (21) R.W.CAHN - Proc. Phys. Soc. A63, 1953, 323.
- (22) A.H.COTTRELL - Progress in Metals Physics 4, 1953, 255.
- (23) R.A.VANDERMEER and P.GORDON - Trans. AIME 215, 1959, 577.
- (24) S.WEISSMAN - Trans. A.S.M. Vol. 52, 1960, 599.
- (25) J.C.M.LI - Fall Meeting of the American Inst. of Mining,1961

