



HAL
open science

Recristallisation Continue au Cours de la Déformation à Chaud d'un Aluminium 1200

S. Gourdet, F. Montheillet

► **To cite this version:**

S. Gourdet, F. Montheillet. Recristallisation Continue au Cours de la Déformation à Chaud d'un Aluminium 1200. *J. Phys. IV*, 1995, 05 (C3), pp.C3-255-C3-260. 10.1051/jp4:1995323 . jpa-00253689

HAL Id: jpa-00253689

<https://hal.science/jpa-00253689v1>

Submitted on 4 Feb 2008

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Recristallisation Continue au Cours de la Déformation à Chaud d'un Aluminium 1200

S. Gourdet et F. Montheillet

Ecole des Mines, SMS, Laboratoire Microstructure et Mise en Forme, 158 cours Fauriel, 42023 Saint Etienne cedex 02, France

Résumé : La recristallisation dynamique continue se manifeste par la transformation progressive des sous-grains en grains. Une étude microstructurale effectuée par diffraction des électrons rétrodiffusés a permis de la mettre en évidence lors de la déformation par compression uniaxiale ($0,7 T_p, 10^{-2} s^{-1}$) d'un aluminium 1200 (99,3 %).

Abstract : Continuous dynamic recrystallization is characterized by the progressive transformation of the subgrains into grains. This process was investigated by electron back scattered diffraction during uniaxial compression ($0,7 T_p, 10^{-2} s^{-1}$) of a 1200 aluminium (99,3 %).

I - INTRODUCTION

La recristallisation dynamique se manifeste par l'apparition de nouveaux grains pendant la déformation. Différents mécanismes peuvent en être à l'origine. Le plus connu est celui de la recristallisation dynamique discontinue (RDD) qui opère par germination et croissance. La RDD se produit exclusivement dans les matériaux à énergie de défaut d'empilement (EDE) faible ou moyenne, car la formation et la croissance des germes nécessitent le stockage d'un très grand nombre de dislocations. Ce premier processus exige la migration de joints à forte désorientation.

Cependant l'apparition de nouveaux grains a aussi été observée dans des matériaux à forte EDE (alliages d'aluminium, aciers ferritiques, ...) en l'absence de RDD. Le mécanisme proposé est alors celui de la recristallisation dynamique continue (RDC) : au cours de la déformation les dislocations s'accumulent dans les sous-joints, les sous-grains se désorientent alors progressivement les uns par rapport aux autres jusqu'à devenir de véritables grains. La littérature fournit de nombreux exemples de ce phénomène comme en témoigne l'article de MONTHEILLET [1] paru lors d'un précédent colloque. Certains travaux sur de l'aluminium ultra pur (99,999%) [2] laissent à penser que la RDC ne se produit pas dans les matériaux à très forte EDE. En effet la restauration étant trop efficace les dislocations ne peuvent pas s'accumuler dans les sous-joints. On notera que ce second processus de recristallisation dynamique n'implique pas la migration de joints. C'est pourquoi certains auteurs réservent la dénomination de recristallisation dynamique à la RDD et qualifient la RDC de "restauration dynamique". Il est cependant manifeste que ce processus conduit lui aussi à la formation de nouveaux grains ; en l'occurrence, ceux-ci sont plus fins que dans l'état initial. La structure observée est très proche de celle obtenue dans le cas de la RDD "en collier" (courbes contrainte-déformation à maximum unique).

Le mécanisme de RDC est toutefois contesté par McQUEEN et al. [3] qui en proposent un troisième : la recristallisation dynamique géométrique (RDG). D'après ces auteurs les parois fortement désorientées

observées autour des sous-grains ne sont pas dues à l'augmentation de la désorientation des sous-joints mais proviennent des joints de grains initiaux. Ce mécanisme a été observé pour de très grandes déformations obtenues par torsion. Lorsque que les grains sont fortement étirés et que leur épaisseur devient inférieure à environ deux fois la taille des sous-grains un phénomène de pincement du grain apparaît et les joints de grains s'enroulent autour des sous-grains.

La présente étude a pour objectif de mieux caractériser et mieux comprendre la RDC. Elle a été menée sur un aluminium 1200 (99,3 %) car les aluminiums de pureté commerciale sont connus pour donner lieu à ce type de mécanisme. Le matériau a été déformé par compression uniaxiale à $0,7 T_f$ (368°C) et 10^{-2} s^{-1} . Il a ensuite été étudié par EBSD (diffraction des électrons rétrodiffusés). Cette méthode permet la formation d'une image (comme avec un MEB classique) et la détermination instantanée de l'orientation de chaque cristal par l'indexation du diagramme de Kikuchi.

II - RESULTATS EXPERIMENTAUX ET COMMENTAIRES

Quatre échantillons correspondant à quatre taux de déformation différents (entre 0,3 et 1,2) ont été étudiés. Une première série de résultats concernant l'angle de désorientation (¹) est présentée en figure 1. Sur le schéma des plages les traits gras représentent les angles supérieurs à 15° (²). Pour les deux états les moins déformés, on voit nettement les grains initiaux subdivisés en sous-grains. Pour les deux états les plus déformés, il n'est plus possible de distinguer les joints de grains initiaux. Les parois fortement désorientées sont beaucoup plus nombreuses et elles entourent de nombreux cristaux qui étaient auparavant des sous-grains.

Les figures de pôles confirment ces observations. Pour les deux états les moins déformés, les pôles des sous-grains sont regroupés autour des pôles des grains initiaux. En revanche, pour les deux états les plus déformés, les points sont plus dispersés et il devient difficile de repérer les pôles des grains initiaux.

les histogrammes donnent la distribution des angles de désorientation. On observe là aussi un glissement des faibles désorientations vers les moyennes ; cette évolution témoigne de la transformation progressive des sous-joints en joints.

L'augmentation du nombre de parois associées à une forte désorientation ne peut pas être provoquée par l'augmentation de la surface des joints de grains initiaux. En effet, pour voir apparaître des cristaux entourés de parois faiblement et fortement désorientées par RDG, il faut que l'épaisseur des grains initiaux devienne inférieure à environ deux fois la taille des sous-grains, soit environ $20\mu\text{m}$. La figure 2 (qui suppose la déformation des grains identique à celle de l'échantillon) montre clairement que cette condition est loin d'être réalisée. De plus, comme l'axe de compression a été choisi parallèle au grand axe des grains, la surface de joint de grains reste sensiblement constante au cours de la déformation. Ceci se retrouve sur les histogrammes : la fréquence des parois très fortement désorientées ($>30^\circ$) reste quasiment constante.

Ces résultats mettent donc en évidence le phénomène de RDC : on observe la formation par désorientation progressive de nouveaux grains correspondant aux anciens sous-grains. Ces résultats sont très similaires à ceux obtenus par PERDRIX [4] en torsion sur un aluminium 1050 (proche du 1200 utilisé pour cette étude). Cependant, ce que PERDRIX observe pour $\varepsilon = 40$ se produit ici pour $\varepsilon = 1,2$. Le phénomène est donc beaucoup plus rapide. Il semblerait que le mode de déformation soit à l'origine de cette différence : en

(¹) Il existe 24 rotations permettant de passer d'un réseau cubique à un autre. La rotation retenue pour calculer la désorientation est celle dont l'angle est le plus petit de tous les angles possibles.

(²) Cette valeur de 15° a été retenue car elle correspond à la transition entre sous-joints et joints. En effet, lorsqu'une paroi correspond à un angle de désorientation inférieur à 15° , elle peut être décrite par un arrangement de dislocations ; c'est alors un sous-joint. Vers 15° , les coeurs des dislocations deviennent tangents. Au delà de cette valeur, la paroi ne peut plus être décrite en terme de dislocations ; c'est alors un joint.

effet, en compression on active en moyenne plus de systèmes de glissement qu'en torsion, l'accumulation de dislocations doit donc être plus rapide.

On observe aussi que certaines régions se désorientent beaucoup plus rapidement que d'autres. Deux explications sont possibles. Il peut s'agir de zones proches des joints de grains ou a fortiori des points triples initiaux : l'écroutissage y est certainement plus important qu'au centre des grains. Ces zones peuvent aussi correspondre à des grains favorablement orientés par rapport à l'axe de compression. En effet, si un grand nombre de systèmes de glissement sont activés simultanément, les dislocations s'accumulent plus vite. Une étude récente sur des monocristaux [5] montre que certaines orientations sont plus favorables à la polygonisation que d'autres, bien que cet effet s'atténue avec l'augmentation de la température.

La figure 3 montre la distribution des axes de désorientation (direction commune à deux cristaux adjacents). Il apparaît que ces axes sont orientés de façon aléatoire quelle que soit la déformation ou la classe d'angles considérée.

Cette observation peut être rapprochée des résultats obtenus par MECIF sur monocristaux [5]. Ce dernier observe en effet que les rotations peuvent se produire autour d'axes cristallographiques bien définis, en général de type $\langle 110 \rangle$. Cependant, lorsque l'axe de compression est de type $\langle 100 \rangle$, les axes de désorientation semblent plutôt orientés de manière aléatoire à $0,7 T_f$. Ceci est en accord avec nos propres résultats. En effet, dans l'aluminium étudié ici les grains ont globalement tous la même orientation cube. Toutefois, il faut noter que les grains ne sont pas sollicités de manière uniaxiale comme dans un monocristal.

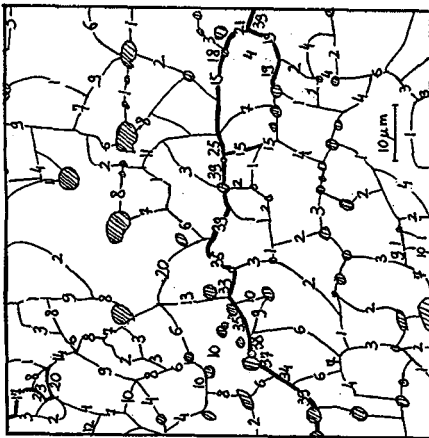
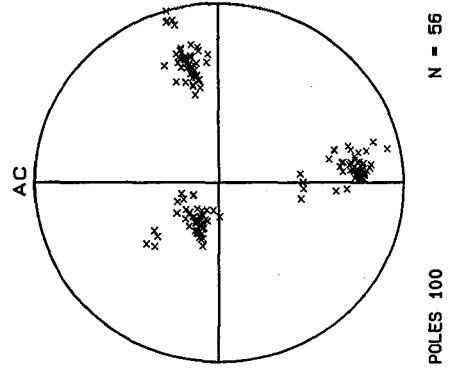
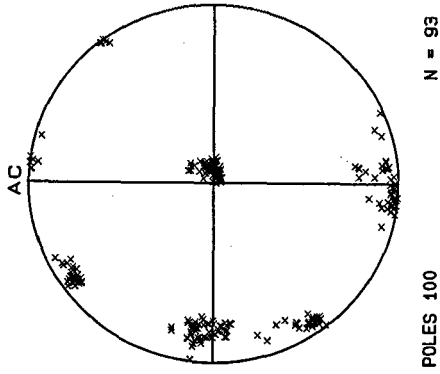
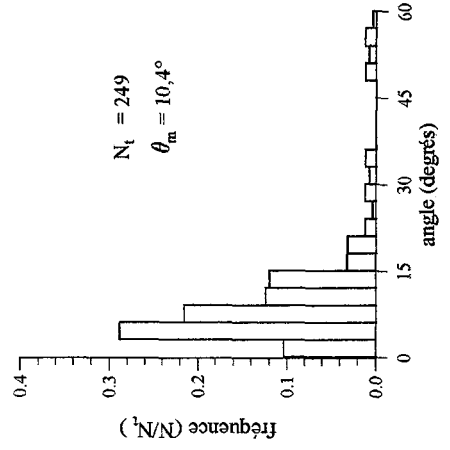
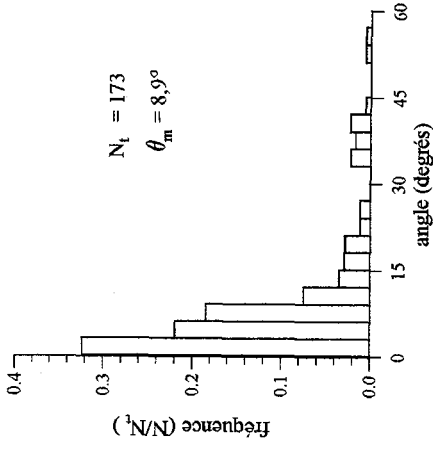
III - CONCLUSION

Cette étude a permis de mettre en évidence la RDC au cours de la déformation à chaud par compression uniaxiale ($0,7 T_f$, $10^{-2} s^{-1}$) d'un aluminium 1200. En effet, il est apparu que certains sous-joints se transforment en joints et que les sous-grains se désorientent progressivement avec la déformation. A partir de $\varepsilon = 0,9$, on observe la formation de "nouveaux cristaux" qui possèdent à la fois des parois faiblement et fortement désorientées. De plus, les axes de désorientation semblent distribués de manière aléatoire quelle que soit la déformation ou la classe d'angle considérée.

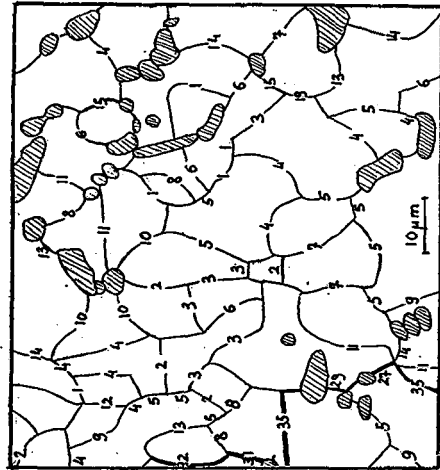
Il serait maintenant intéressant d'étudier les différents paramètres susceptibles d'agir sur le mécanisme (température ou vitesse de déformation, orientation, EDE). Cela devrait en outre permettre de mieux comprendre la transition entre RDC et RDD.

BIBLIOGRAPHIE

- [1] Montheillet F., "Comportement mécanique et structural des matériaux à forte énergie de défaut d'empilement sous grande déformation à chaud", Les traitements thermomécaniques, 24^{ème} colloque de métallurgie de l'INSTN, Saclay, juin 1981, (éd. P. Costa et al.), 57-70.
- [2] Kassner M.E., McMahon, M.E., *Metall. Trans. A* **18**, (1987), 835-846.
- [3] Solberg J.K., McQueen H.J., Ryum N., Nes E., *Phil. Mag. A* **60**, (1989), 447-471.
- [4] Perdrix Ch., "Comportement mécanique et évolution structurale de l'aluminium au cours de la déformation à chaud", thèse, CEMEF, Ecole des Mines de Paris, 1983.
- [5] Mecif A., "Contribution à l'étude des mécanismes de déformation et des caractéristiques d'écroutissage de monocristaux de cuivre et d'aluminium entre la température ambiante et $0,9 T_f$ ", thèse, LPMTM, Paris XIII, 1994.



AC



b)

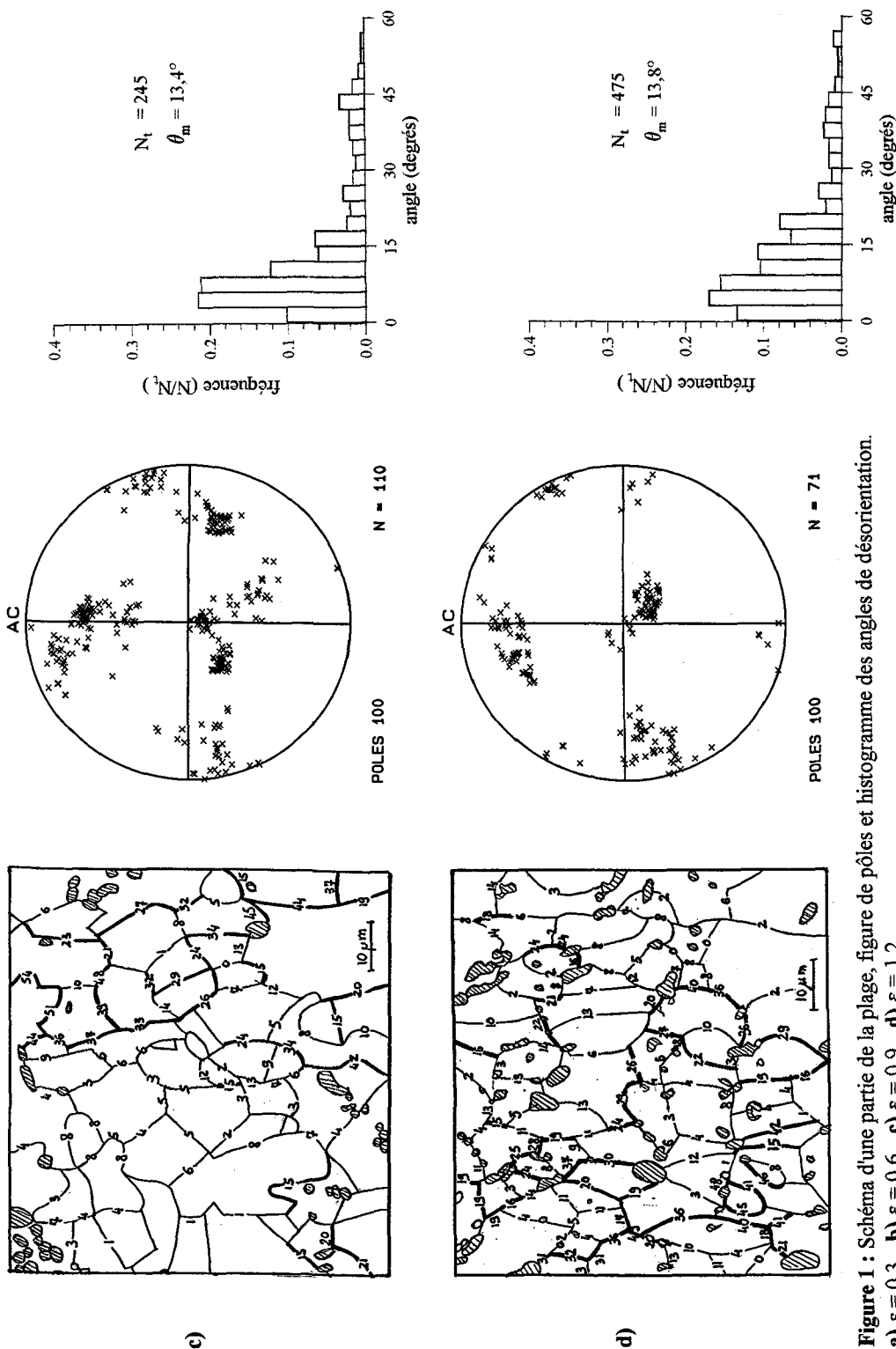


Figure 1 : Schéma d'une partie de la plage, figure de pôles et histogramme des angles de désorientation.
a) $\epsilon = 0,3$ **b)** $\epsilon = 0,6$ **c)** $\epsilon = 0,9$ **d)** $\epsilon = 1,2$
AC : axe de compression

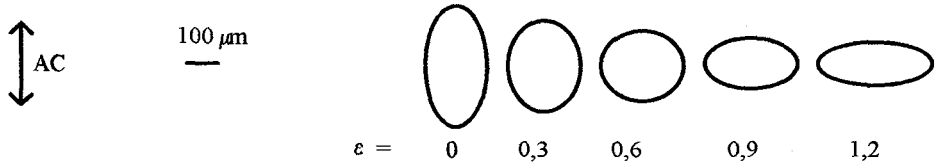


Figure 2 : Evolution de la forme des grains avec la déformation.

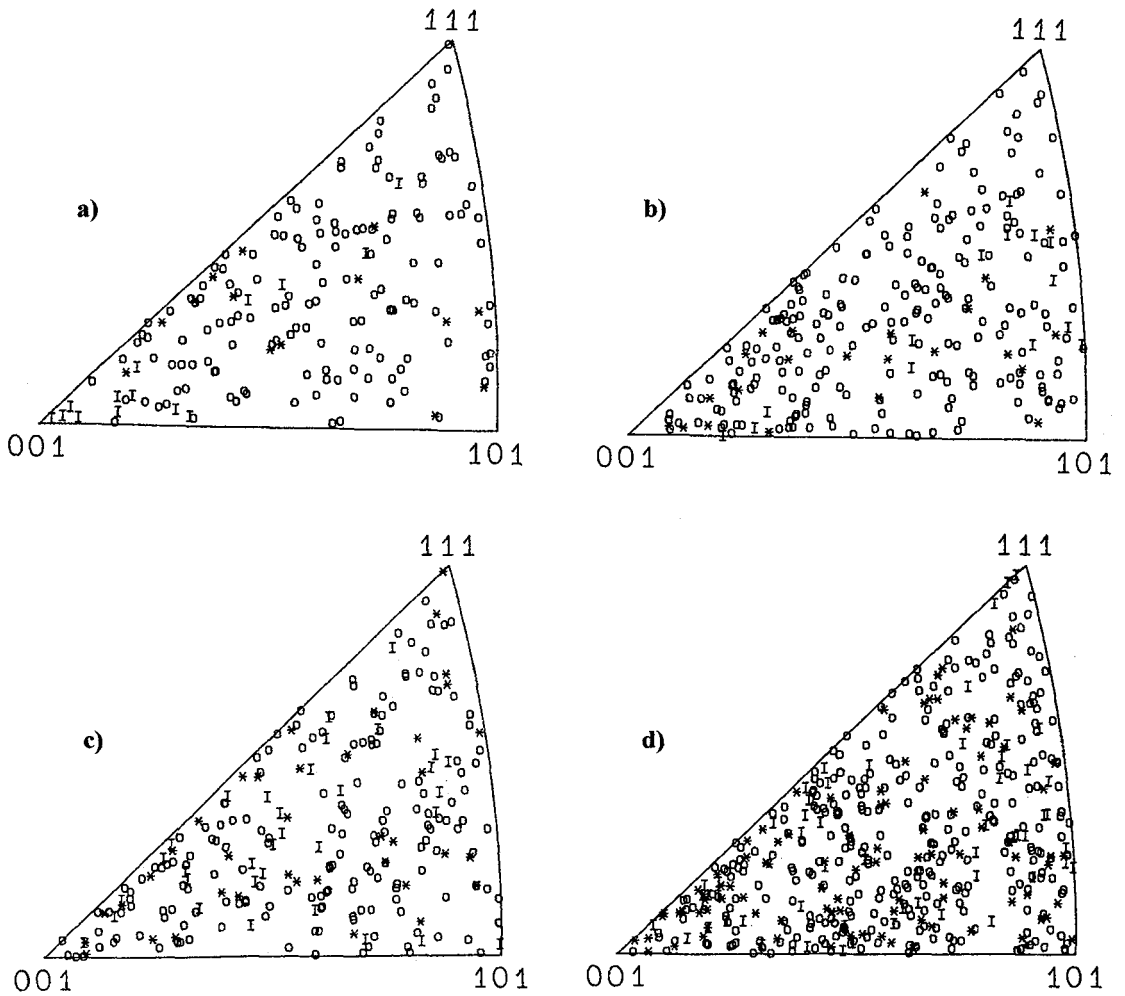


figure 3 : Distribution des axes de désorientation en fonction de la déformation et de l'angle de désorientation.

a) $\varepsilon = 0,3$ b) $\varepsilon = 0,6$ c) $\varepsilon = 0,9$ d) $\varepsilon = 1,2$

o : 0-15° * : 15-30° I : 30-60°