

# La recristallisation primaire de la matière métallique

Autor(en): **Peternier, Jean-Pierre**

Objektyp: **Article**

Zeitschrift: **Bulletin technique de la Suisse romande**

Band (Jahr): **102 (1976)**

Heft 21

PDF erstellt am: **10.07.2024**

Persistenter Link: <https://doi.org/10.5169/seals-72958>

## **Nutzungsbedingungen**

Die ETH-Bibliothek ist Anbieterin der digitalisierten Zeitschriften. Sie besitzt keine Urheberrechte an den Inhalten der Zeitschriften. Die Rechte liegen in der Regel bei den Herausgebern.

Die auf der Plattform e-periodica veröffentlichten Dokumente stehen für nicht-kommerzielle Zwecke in Lehre und Forschung sowie für die private Nutzung frei zur Verfügung. Einzelne Dateien oder Ausdrucke aus diesem Angebot können zusammen mit diesen Nutzungsbedingungen und den korrekten Herkunftsbezeichnungen weitergegeben werden.

Das Veröffentlichen von Bildern in Print- und Online-Publikationen ist nur mit vorheriger Genehmigung der Rechteinhaber erlaubt. Die systematische Speicherung von Teilen des elektronischen Angebots auf anderen Servern bedarf ebenfalls des schriftlichen Einverständnisses der Rechteinhaber.

## **Haftungsausschluss**

Alle Angaben erfolgen ohne Gewähr für Vollständigkeit oder Richtigkeit. Es wird keine Haftung übernommen für Schäden durch die Verwendung von Informationen aus diesem Online-Angebot oder durch das Fehlen von Informationen. Dies gilt auch für Inhalte Dritter, die über dieses Angebot zugänglich sind.

# La recristallisation primaire de la matière métallique

par JEAN-PIERRE PETERNIER, Rothenburg

## 1. Introduction

A quelques exceptions près, les métaux d'importance technique sont polycristallins. Ils se composent de beaucoup de petits grains (cristallites). Un grain se compose d'atomes régulièrement placés dans le réseau cristallin. La totalité des grains forme la microstructure. Par un écrouissage allant suffisamment loin, chaque métal peut subir une déformation plastique irréversible, contrairement à la déformation élastique. Après relaxation, le métal n'atteindra plus sa forme originale. Le mécanisme fondamental intervenant dans la déformation plastique est le mouvement de dislocations sur certains plans de glissement dans le réseau cristallin. Pendant la déformation le métal durcit de plus en plus par suite d'une augmentation des défauts dans le réseau cristallin. Par un recuit suivant on peut adoucir le métal. Le processus menant à l'adoucissement est la recristallisation primaire. En 1941, W. G. Burgers a rédigé un résumé « Recristallisation, état écroui et restauration » qui traite tous les phénomènes de la recristallisation. Les résultats et connaissances requis entre temps ont conduit à une nouvelle définition du terme « recristallisation ». Actuellement les phénomènes peuvent être décrits de la façon suivante :

La *restauration* correspond aux processus dans un grain particulier, ne menant pas à la disparition de la microstructure écrouie. La densité et la distribution des défauts cristallins changent sans que le réseau de joints de grains soit changé.

La *recristallisation* primaire forme de nouveaux grains qui croissent au détriment de la microstructure écrouie jusqu'à ce que les nouveaux grains aient entièrement absorbé la microstructure écrouie. La nouvelle génération de grains a une densité de défauts cristallins très basse.

Le *grossissement du grain* peut apparaître après la recristallisation primaire. Dans ce cas, les grains continuent à grossir.

Pendant la *recristallisation secondaire*, le grossissement du grain est limité à quelques grains qui grossissent anormalement au détriment de leurs proches voisins.

La recristallisation *in situ* est observée dans des métaux fortement ou faiblement écrouis. Il existe une structure en

cellule déjà avant le recuit. Au cours du traitement thermique, les cellules augmentent leur diamètre moyen. Dans certains cas, les cellules atteignent des dimensions de grains de recristallisation et la microstructure est recristallisée par restauration complète. Si le terme « restauration » est appliqué rigoureusement, la recristallisation *in situ* est incluse dans ce terme.

## 2. Restauration

Pendant la déformation plastique d'un métal il faut fournir un certain travail :

$$E_{\text{tot}} = E_v + E_r + E_i$$

$E_v$  énergie pour le changement de forme du métal,  
 $E_r$  énergie pour surmonter les forces de frottement,  
 $E_i$  énergie accumulée dans les défauts cristallins.

L'énergie  $E_i$  n'est que 2 à 10 % du travail effectué pendant la déformation. Au cours du recuit cette énergie  $E_i$  se dégage en forme de chaleur. Cette émission de chaleur est le résultat d'une réduction de défauts cristallins et de leur réarrangement dans des configurations de moindre énergie. Les dislocations changent d'une distribution après l'écrouissage plus ou moins statistique à une mise en parois de dislocations. La figure 1 a été prise en état écroui, les dislocations sont visibles comme « fils noirs » (les figures 1 à 6 représentent un alliage AlSi 12 eutectique coulé. Les particules noires sont des cristaux de silicium, la matrice d'aluminium paraît claire). La figure 2 montre les parois formées au cours de la restauration, délimitant de petits domaines appelés « cellules » ou « sous-grains » dont la structure interne est peu perturbée. Le prochain processus du recuit est la formation de nouveaux grains, donc la recristallisation primaire.

## 3. Germination

Dans toutes les recherches sur la recristallisation il y a une question principale posée : comment se forment les nouveaux grains recristallisés dans la microstructure écrouie ? Une réponse générale n'est pas encore possible.

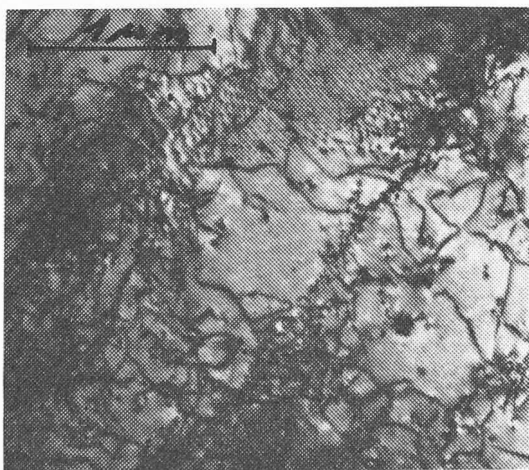


Fig. 1. — Répartition des dislocations dans un alliage déformé.

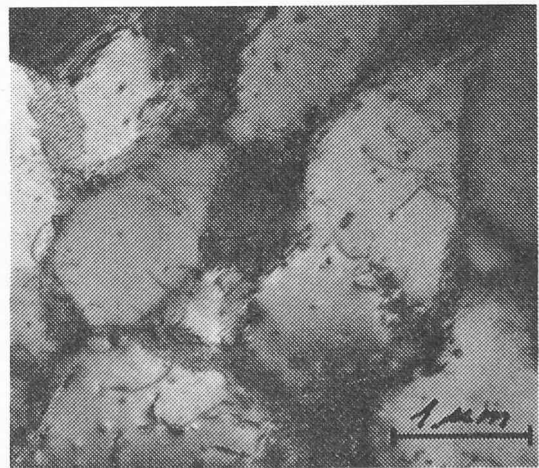


Fig. 2. — Structure des sous-grains dans un alliage après restauration.

Les méthodes actuelles de recherche ne permettent l'observation d'un germe qu'au moment où il a atteint une certaine dimension. A ce stade, le germe est déjà formé. L'observation est alors limitée à la croissance du germe. D'autre part, les modèles de germination les mieux éprouvés partent d'un sous-grain existant après la restauration du métal. Chaque modèle de germination doit expliquer quelques faits expérimentaux : les germes se forment davantage dans des régions de la microstructure où l'écroutissage a produit une haute densité de défauts dans le réseau cristallin. Ce sont des régions à gradient de tension élevé. Plus les gradients sont élevés, plus de germes sont formés et plus la vitesse de croissance des grains est augmentée. Dans les alliages biphasés, par exemple un acier de construction composé de  $\alpha$ -Fe et  $Fe_3C$ , la forme et la distribution de la seconde phase sont très importantes.

Les trois modèles suivants de germination sont les plus soutenus par des observations expérimentales :

- germination par croissance d'un sous-grain,
- germination par coalescence de sous-grains,
- germination par migration induite.

Au cours de la germination par croissance d'un sous-grain, des germes sont formés dans des régions fortement écrouties dont l'énergie augmentée doit être réduite préalablement par la restauration. La germination se déroule aux joints de grains, précipités et inclusions par formation de sous-grains nettement libres de dislocations. Ces sous-grains croissent en direction de la microstructure écroutie. Au cours de cette croissance les joints de sous-grains se transforment peu à peu en joints de grains. Ces derniers sont très mobiles et les nouveaux grains croissent rapidement, absorbant la microstructure écroutie. La figure 3 montre un germe A au joint de grains C de la microstructure écroutie. Le germe est limité par le joint de sous-grains B qui va commencer à s'étendre.

D'après le modèle de germination par coalescence de sous-grains, un groupe de sous-grains devient un germe de recristallisation. A l'intérieur du groupe certains joints de sous-grains entre voisins se dissolvent. Ainsi, finalement un grand sous-grain est formé à partir du groupe de petits sous-grains. La figure 4 montre plusieurs grands sous-grains formés de cette façon. Les sous-grains ne contiennent plus de dislocations à l'intérieur. Les joints de sous-grains ont partiellement le caractère de joints de grains.

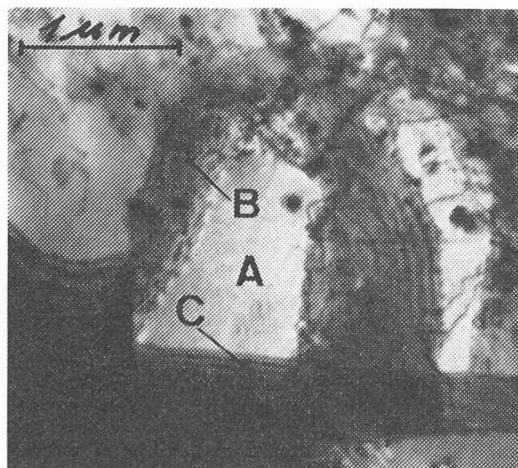


Fig. 3. — Germes de recristallisation par croissance de sous-grains.

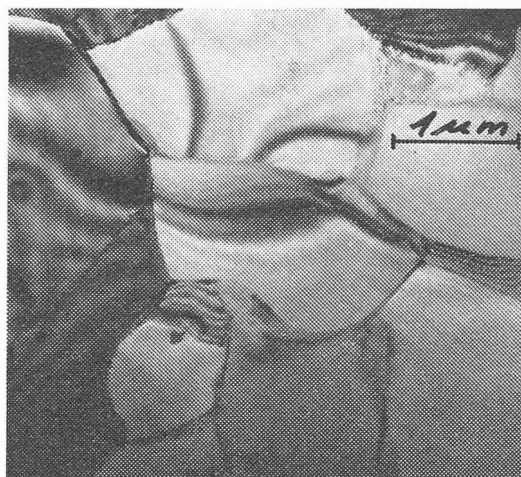


Fig. 4. — Germes de recristallisation par coalescence de sous-grains.

La germination par migration induite se déroule si des sous-grains de différentes dimensions existent des deux côtés d'un joint de grains de la microstructure écroutie. Au cours du recuit, des sous-grains de dimensions supérieures croissent vers leurs voisins de l'autre côté du joint de grains en repoussant ce dernier devant eux. Le joint de grains s'incurve comme illustré par la figure 5, partant de sa position originale A à la position bombée B. La région bombée représente un germe de recristallisation. En ce cas, le terme « germe » n'est pas absolument correct, car on n'observe pas de formation d'un joint de grains nouveau ; un joint de grain déjà existant dans la microstructure écroutie se déplace. Ce modèle de germination est souvent observé dans des métaux faiblement écroutis.

Les modèles de germination présentés décrivent tous la formation d'un germe de recristallisation partant d'un sous-grain existant. Le critère de formation est la relation d'orientation entre le sous-grain et la microstructure écroutie. D'autre part il faut relever qu'il n'existe pas un modèle général de germination, car trop de paramètres peuvent influencer ce processus. On peut observer que différents modèles de germination sont applicables ensemble ou l'un après l'autre au cours de la recristallisation primaire.

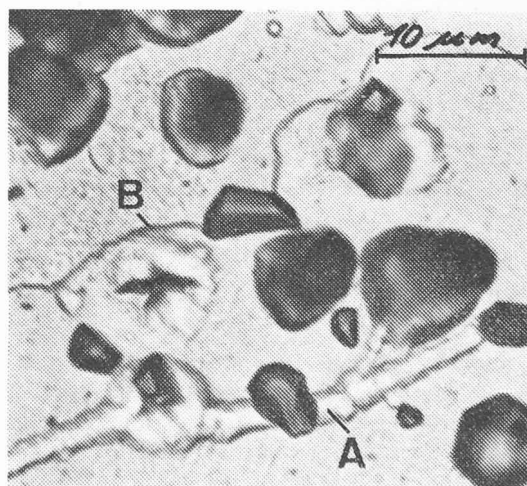


Fig. 5. — Déplacement de joint de grains causé par des tensions mécaniques (vue prise au microscope optique).

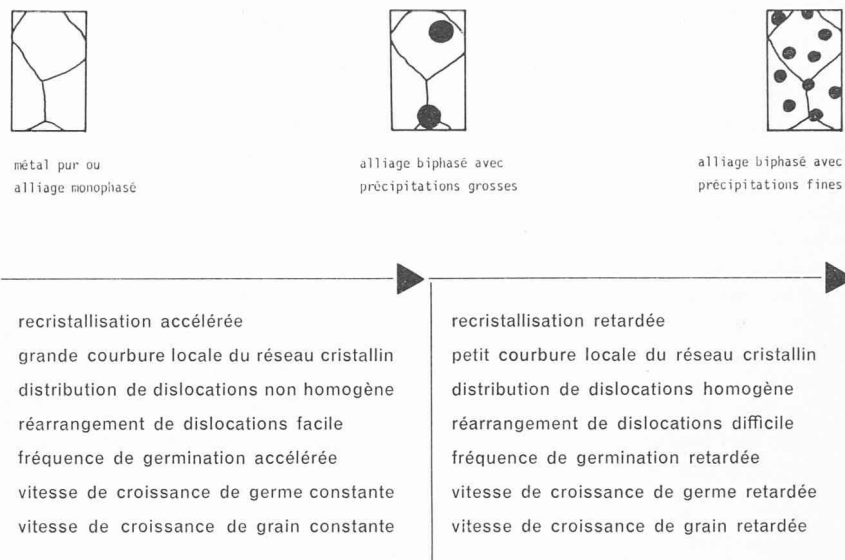


Fig. 6. — Influence d'une seconde phase sur la restauration et la recristallisation primaire dans un alliage.

#### 4. Forces propulsives et forces d'ancrage

Les nouveaux grains formés pendant la germination croissent par migration de joints de grains. Cette migration est possible par l'action de forces propulsives. La diminution de l'énergie libre du système lors de l'élimination de dislocations par le joint de grains en migration crée une force propulsive.

$$p_1 = N \cdot G \cdot b^2$$

$N$  densité de dislocations,  
 $G$  module de cisaillement,  
 $b$  vecteur de Burgers.

Une autre force propulsive est libérée dans un alliage multiphasé en état de sursaturation par précipitation au joint de grains en migration. Un gain d'énergie libre est dû à la transformation de l'état sursaturé à énergie supérieure en état précipité à énergie inférieure. Cette force  $p_2$  peut atteindre le même ordre de grandeur que la force  $p_1$ . Pour les valeurs  $N = 10^{10} \text{ mm}^{-2}$ ,  $G = 10^5 \text{ N/mm}^2$  et  $b = 3 \cdot 10^{-7} \text{ mm}$ , on obtient par exemple une valeur de  $p_1 = 10^2 \text{ N/mm}^2$ . S'opposant aux forces propulsives, des forces d'ancrage peuvent être observées. L'origine des forces d'ancrage se trouve dans les précipités et les impuretés en solution solide. La forme, la dimension et la distribution de précipités a une grande influence sur la grandeur de la force d'ancrage. Tant que les forces propulsives dominent, la recristallisation continue, sinon elle cesse.

#### 5. La recristallisation primaire des alliages techniques

La plupart des recherches sur la recristallisation primaire portent sur des métaux purs, afin de diminuer le nombre de paramètres intervenant. Les matériaux métalliques d'importance technique sont surtout biphasés ou multiphasés. Certaines recherches traitent des alliages avec une seconde phase en dispersion. Ces alliages ont généralement d'excellentes propriétés mécaniques, même à des températures élevées. Ce dernier fait est la consé-

quence de la recristallisation primaire retardée. Peu de travaux sont consacrés à des alliages biphasés dont la seconde phase existe en forme de gros grains. Ce groupe d'alliages comprend par exemple les laitons  $\alpha/\beta$  et un certain nombre d'alliages eutectiques coulés. Des recherches récentes ont démontré l'influence décisive de la seconde phase sur la recristallisation primaire. Bien qu'il soit difficile de définir la transition d'alliages à dispersion fine aux alliages à dispersion grossière, l'influence de la seconde phase peut être décrite qualitativement à l'aide de la figure 6. Les alliages multiphasés sont caractérisés par un intervalle de température assez large dans lequel se déroule la recristallisation primaire. A une température donnée dans cet intervalle, la recristallisation n'est que partielle et ne peut être poursuivie que par une augmentation de la température. Malgré de multiples efforts, il n'est pas encore possible de faire des prédictions quantitatives exactes sur la recristallisation d'alliages multiphasés d'importance technique. La raison en est le grand nombre de paramètres qui peuvent influencer le processus de la recristallisation primaire. Mais précisément cette question est si importante pour la pratique: comment se déroule la recristallisation primaire, si l'on connaît les paramètres principaux? Jusqu'à ce qu'une réponse soit trouvée, un nouvel effort de recherche scientifique est nécessaire. Autre temps, chaque nouvel alliage mis en service à des températures proches ou dans l'intervalle de recristallisation primaire doit être examiné attentivement. Les méthodes de métallurgie structurale disponibles sont la microscopie optique, la microscopie électronique, la diffraction aux rayons X et l'examen classique des matériaux.

Adresse de l'auteur :  
 Jean-Pierre Peternier  
 Dr ès sc. techn.  
 Eschenbachstrasse 98  
 6023 Rothenburg

P. S. Nous remercions notre confrère la *Neue Zürcher Zeitung* d'avoir autorisé la publication de la version française de cet article paru chez elle en allemand et d'avoir aimablement mis à notre disposition les figures 1 à 5. (Réd.)