

# Application de la corrélation d'image numérique : Identification de la réponse microscopique des matériaux polycristallins en traction

Culture Sciences  
de l'Ingénieur

Auteur : Guillaume Protin  
Relecteur : Jan Neggens

Publié en :  
Octobre 2021

école —————  
normale —————  
supérieure —————  
paris-saclay ———

*Ce document est issu des travaux de thèse de Guillaume Protin sur le sujet "Acquisition de champs cinématiques de surface visant à évaluer la performance des simulations numériques 3D en plasticité cristalline" débutés en 2020 au LC2M (Centre CEA de Saclay) et MssMat (CentraleSupélec), sous la supervision de Lionel Gélébart (Ingénieur chercheur au CEA) et co-tutelle de Roxane Marull (Ingénieure chercheuse au CEA), Jan Neggens (Maitre de conférence à CentraleSupélec) et Eva Hériprié (Ingénieure de recherche au CNRS rattachée à CentraleSupélec). La relecture scientifique a été effectuée par Jan Neggens. Toutes les images dépourvues de référence proviennent des travaux personnels de Guillaume Protin.*

Cet article, comme d'autres dans Culture Sciences de l'ingénieur [1bis], présente un domaine d'application des méthodes de corrélation d'image numérique (CIN) au travers d'un exemple concret de protocole expérimental.

Les méthodes de corrélation d'image ont permis de développer la variété des essais mécaniques mis en place par les mécaniciens. Elles permettent d'obtenir des valeurs par champs : quantités définies sur la totalité d'une surface ou d'un volume, et prenant différentes valeurs en chaque point. Elles fournissent beaucoup plus d'informations lors d'un même essai que les méthodes globales, reposant sur la mesure d'une valeur moyenne sur la surface ou le volume étudié. Cela justifie leur développement ces dernières décennies, les rendant plus robustes, plus fiables, et élargissant leurs domaines d'applications. Certains domaines de la mécanique ont ainsi pu voir apparaître des protocoles expérimentaux jusqu'alors inenvisageables.

Cet article présente le cas d'un chargement en traction d'une éprouvette de fer pur pour étudier le comportement plastique du matériau à l'échelle du micromètre. La compréhension de ce comportement est nécessaire pour développer et valider des modèles théoriques plus à même de représenter la physique du matériaux. La particularité de ce cas d'application des méthodes de CIN est la faible échelle de travail, nécessitant de visualiser l'échantillon au microscope électronique, ainsi que la nature plastique des déformations étudiées.

# Sommaire

<b>1</b>	<b>Introduction</b>	<b>3</b>
1.1	Essais homogènes . . . . .	3
1.2	Essais hétérogènes . . . . .	4
<b>2</b>	<b>Matériaux polycristallins et comportement</b>	<b>5</b>
2.1	Présentation des matériaux polycristallins . . . . .	5
2.2	Comportement microscopique : lois polycristallines . . . . .	7
<b>3</b>	<b>Résultats expérimentaux</b>	<b>8</b>
3.1	Obtenir un mouchetis microscopique . . . . .	8
3.2	Résultats . . . . .	11
<b>4</b>	<b>Bibliographie</b>	<b>14</b>

# 1 Introduction

Les protocoles expérimentaux ont été mis en place pour caractériser le comportement des matériaux. L'idée générale suivie depuis le début des approches expérimentales à proprement parler (début XIXe) est la mise en place d'essais relativement simples visant à déterminer quelques paramètres mécaniques uniquement. Ce principe est parfaitement adapté au cas des matériaux homogènes (se comportant de la même manière en tout point physique), pour lesquels peu de coefficients paramètrent le comportement global. Dans le cas des matériaux au comportement plus complexe, comme des matériaux hétérogènes ou anisotropes, il est nécessaire de développer des essais différents. Sont présentées ici les deux grandes familles de protocoles expérimentaux apparues successivement, permettant ainsi de mieux comprendre la place que prennent les méthodes de CIN.

## 1.1 Essais homogènes

Comme de simples mesures ponctuelles (jauge de déformation, 1938) ou moyennées (extensomètre, 1879) de déplacement et d'effort étaient disponibles, des essais homogènes ont vu le jour. Le principe est d'assurer un chargement, en effort et déformation, homogène de l'éprouvette sur l'intégralité de sa zone utile de manière à pouvoir en déduire les paramètres recherchés par un calcul reposant sur les valeurs moyennes [1].

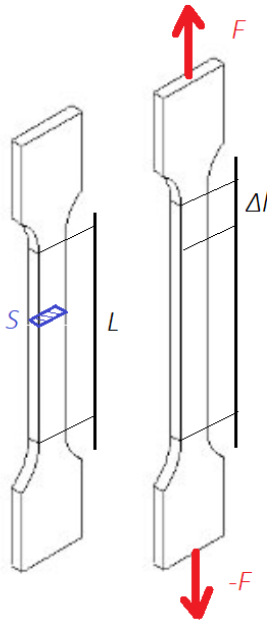


Figure 1 : Une éprouvette avant et après chargement uniaxial en traction. Inspiré et modifié de [2]

Pour donner un exemple, prenons le cas de la détermination du module d'Young,  $E$ , dans un essai en traction (Figure 1), paramètre de l'élasticité reliant la contrainte  $\sigma$  dans le matériau à la déformation  $\epsilon$  comme suit :  $\sigma = E \cdot \epsilon$

Obtenir  $E$  demanderait d'être capable d'obtenir les valeurs de contrainte et déformation dans la matière, c'est-à-dire localement. L'idée des essais homogènes ou globales est d'assumer que les valeurs locales sont égales partout, et qu'il est donc possible de les définir par rapport à des variables globales faciles à obtenir. Dans notre exemple, on modifie l'équation de cette manière :

$$\sigma = \frac{F}{S}, \epsilon = \frac{\Delta l}{L} \text{ impliquant : } E = \frac{F \cdot L}{S \cdot \Delta l}$$

Ainsi, il suffit de mesurer l'effort de traction  $F$ , de connaître la section  $S$  et longueur  $L$  de l'éprouvette, et de mesurer l'élongation de cette dernière lors du chargement pour obtenir le module d'Young !

Uni-axiaux ou bi-axiaux (voire bitraction plus cisaillement, comme le cas d'un cylindre en torsion, tension et effort de pression), les essais homogènes restent encore aujourd'hui majoritaires de par leur relative simplicité de mise en place et du post-traitement des quantités d'intérêt.

Cependant, même pour des cas aussi simples, l'homogénéité des champs de déformation et contrainte sur la zone utile n'est pas assurée, et le lien entre mesure du capteur (effort  $F$ ) et information locale (contrainte  $\sigma$ ) n'est plus accessible directement. Ce problème est particulièrement présent pour les essais bi-axiaux qui requièrent des conditions aux limites complexes pour assurer l'homogénéité des champs proches des points d'ancrage (Figure 2 et 3).

Pour contrecarrer cette difficulté, des éprouvettes normalisées ont été développées, l'objectif étant de restreindre la zone utile à une portion de l'éprouvette sur laquelle les champs étudiés sont supposés suffisamment homogènes. En figure 2, les différences de niveaux de gris au sein de l'éprouvette sont associées à des variations de contrainte (photoélasticimétrie, [3]). Pour résoudre ce problème, une nouvelle éprouvette permet de retrouver des contraintes homogènes dans toute la zone utile (le carré central noir dans la figure 3).

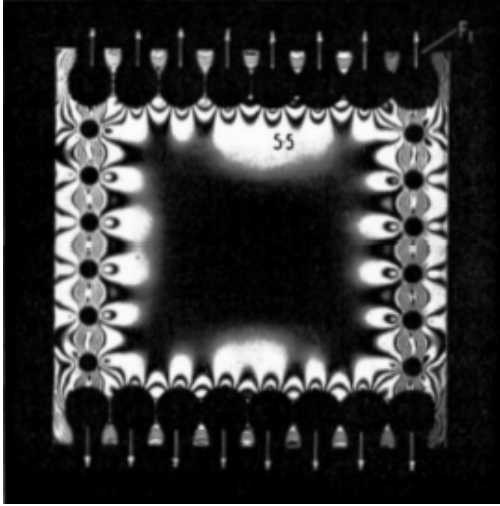


Figure 2 : Observation des isocontraintes sur une éprouvette de traction bi-axiale dotée de points d'ancrage proches de la zone étudiée [4]

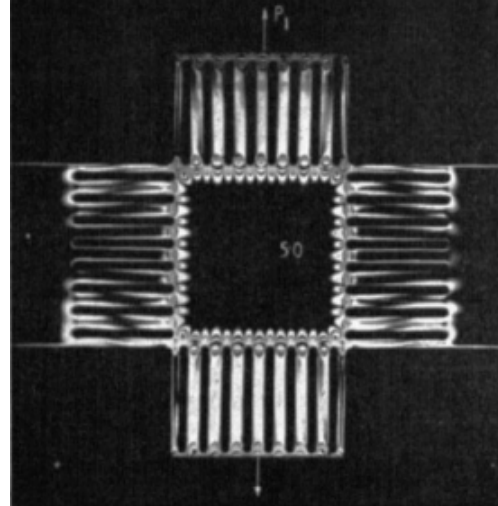


Figure 3 : Même expérience, mais géométrie d'éprouvette favorisant l'homogénéité des champs [4]

Pour l'étude de comportement non-élastique, comme la propagation de fissure, il peut devenir nécessaire de complexifier les conditions aux limites, de manière à assurer l'homogénéité des champs d'intérêt. Par exemple, dans [5], le chargement est défini en 10 points répartis également sur les 4 bords d'une éprouvette de traction bi-axiale. Vingt vérins sont nécessaires pour déformer la plaque de béton selon deux directions. Cela complique les protocoles expérimentaux. Dans l'expérience figure 4, l'éprouvette n'est même plus visible sous la machine de chargement !

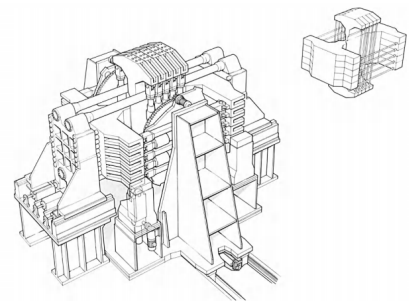


Figure 4 : Machine de traction bi-axiale pour l'étude de la fissure du béton [5]

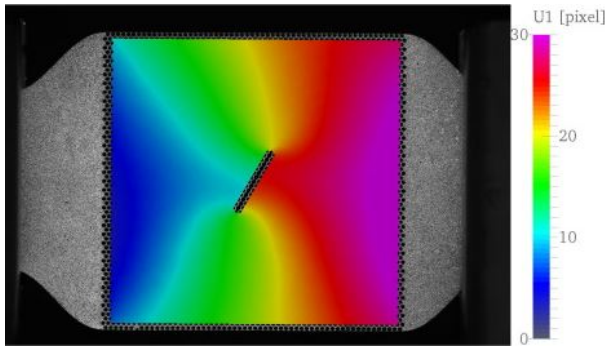
Finalement, les essais homogènes restent largement utilisés pour de multiples applications aujourd'hui encore, du fait de leur relative simplicité. Cependant, ce type d'essai ne permet pas d'étudier tous les comportements mécaniques, et peut rapidement devenir compliqué.

## 1.2 Essais hétérogènes

Il s'agit d'essais où les quantités d'intérêt ne sont plus de simples moyennes, mais des champs de valeurs (une cartographie sur la surface ou le volume de l'éprouvette). Les méthodes de mesure par

champ permettent d'obtenir toutes ces informations.

Les premières valeurs de mesure de champs discrètes ont été obtenues par la méthode des grilles de Fischer, principe encore appliqué de nos jours pour les études in-situ au microscope électronique à balayage (MEB) [6], pour l'observation de mécanismes entraînant des discontinuités (fissure, nucléation, ...). Sont aussi développées les mesures par interférométrie comme dans [7], puis finalement les mesures par corrélations d'images dès 1980 [8,9].



*Figure 5 : Moyenne du champ de déplacement horizontal lors d'un essai de traction horizontale [10]. La présence d'une fente inclinée au centre entraîne de grandes variations*

Dans ce paradigme, les variations de chargement dans la zone utile des éprouvettes ne sont plus un fléau à limiter, mais au contraire une force. Il devient ainsi possible d'étudier des comportements mécaniques complexes [10,11] ou de déterminer les paramètres de comportement avec moins d'essais. Les protocoles expérimentaux sont différents, car il est cette fois question d'obtenir des champs hétérogènes. Pour ce faire, la géométrie des éprouvettes peut être changée, comme dans [10], où l'éprouvette en nid d'abeille est munie d'une fente inclinée de manière à volontairement créer un fort gradient du champ de déformation : variation de couleur. Cela permet de tester la réponse du matériau sous plusieurs chargements sur une même éprouvette, au

lieu d'avoir à multiplier le nombre d'éprouvettes et d'essais (Figure 5). Il est aussi possible de reprendre les protocoles d'essais homogènes - bien connus et adaptés à la majorité des machines d'essais - en utilisant les informations par champ pour affiner le dépouillement des résultats. Le lecteur est invité à lire les autres documents Culture Sciences de l'Ingénieur portant sur l'application de la corrélation d'image [1bis].

## 2 Matériaux polycristallins et comportement

De manière à mieux comprendre les résultats que nous observerons par la suite, il est nécessaire d'explicitier la structure du matériau observé dans un premier temps, et son comportement dans un second temps.

### 2.1 Présentation des matériaux polycristallins

La première étape consiste à étudier la structure du matériau. Les métaux, à l'exemple du fer, possèdent une structure cristalline. Cela signifie que les atomes sont agencés selon un motif (cubique centré pour le fer pur figure 6) qui se répète périodiquement dans l'espace. L'aluminium de votre ordinateur, le fer de votre montre sont des cristaux, tout comme votre sel de table ou le diamant de votre bague. Si cela est souvent oublié, c'est que la dimension des cristaux constituants est souvent très faible, de l'ordre de quelque dizaines de  $\mu\text{m}$ .

Par exemple, un petit cube d'un centimètre de côté de fer pur constitué de cristaux de  $10\ \mu\text{m}$  possède  $10^9$  cristaux, soit un milliard, chaque cristal pouvant être orienté différemment ! Ces matériaux sont appelés des polycristaux. En restant sur notre cube de matière, si l'objectif était de créer des outils numériques permettant de simuler son comportement quant il est écrasé, tiré, cisailé ou autre

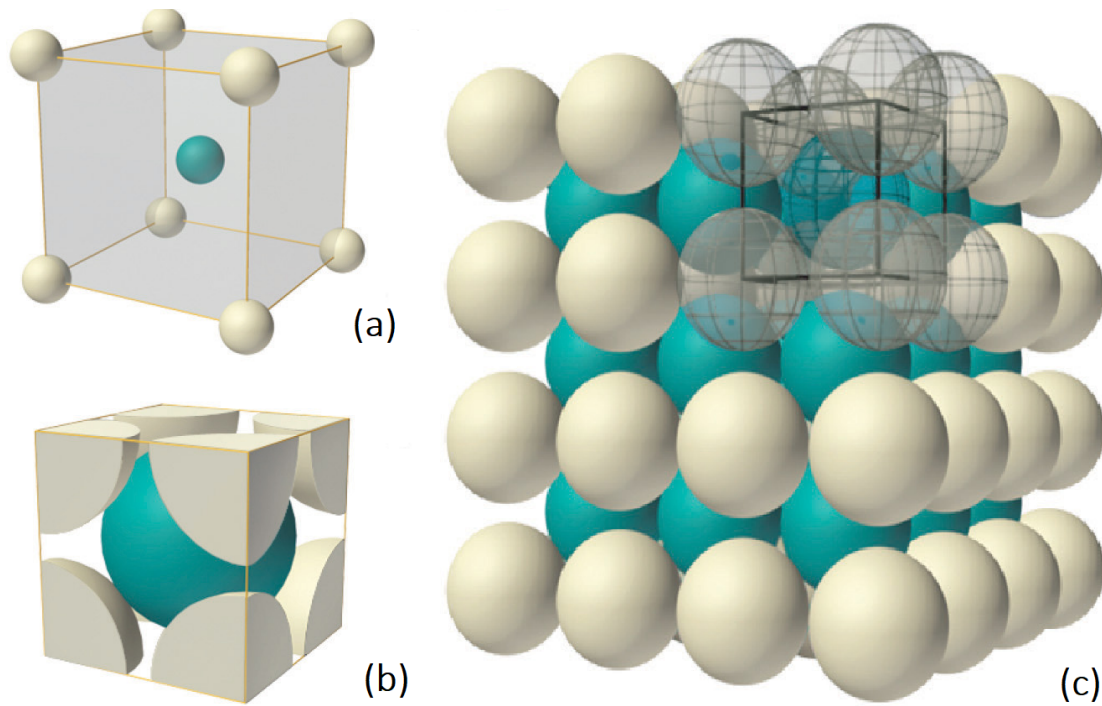


Figure 6 : Représentation de la maille cubique centrée (a) position des atomes dans la maille (b) avec taille réelle des atomes (c) répétition du motif de base pour créer un cristal [12]

chargement, il n'est pas forcément nécessaire de prendre en compte la structure cristalline sous-jacente. En effet, la quantité de cristaux (aussi appelés grains) est tellement grande que le comportement du matériau observé à l'oeil nu sera un comportement moyen, qui ne dépend plus directement des cristaux mais de leurs valeurs moyennes (taille, orientation,...) dans tout le cube. Si l'échelle d'observation (ici le cm) est largement supérieure à l'échelle d'un mécanisme physique (ici quelque 100 de  $\mu\text{m}$ ), il est possible de simplifier le comportement du matériau en occultant le mécanisme sous des équations ne prenant en compte que le comportement moyen. Les équations ainsi créées modélisent un matériau fictif et homogène, qui se comportera de manière équivalente à notre matériau physique à l'échelle d'étude.

Néanmoins, étudier les mécanisme physiques à l'échelle du cristal reste crucial pour comprendre ce qui se passe vraiment. A ce stade et pour le reste de l'étude, nous plongerons donc dans la matière jusqu'à observer les cristaux.

La première étape est de définir la nature du matériau à l'échelle du cristal, c'est-à-dire l'agencement des grains, leur dimension, et leur orientation. On parle de texture cristalline. L'imagerie EBSD (Electron Back-Scattered Diffraction) effectuée au microscope électronique est idéale pour cela. Elle permet d'identifier les grains, mais aussi leur orientation dans une tranche de matériau. La figure 7 présente un EBSD du matériau étudié. La couleur d'un pixel représente l'orientation du cristal en ce point. Les grains monocristallins sont donc d'une seule couleur. On note que chaque grain possède sa propre couleur, c'est-à-dire qu'ils sont tous orientés différemment, créant une structure complexe formée d'un agrégat de cristaux.



Figure 7 : EBSD renseignant sur la texture cristalline

## 2.2 Comportement microscopique : lois polycristallines

La deuxième étape est de mieux comprendre le comportement cristallin des métaux. L'objectif ici n'est pas de développer exhaustivement les lois polycristallines, mais plutôt de poser les bases permettant de comprendre la nature des déformations d'un matériau polycristallin, en particulier la différence entre déformations élastique et plastique.

Le premier type de déformation sont les déformations élastiques. La maille se comporte comme un ressort, elle peut s'allonger ou se comprimer sous chargement, et revenir à sa position initiale après déchargement. Ce type de déformation est réversible, c'est-à-dire qu'elle se fait sans perte d'énergie, et apparaît lorsque les efforts sont suffisamment faibles. C'est le comportement de base des métaux.

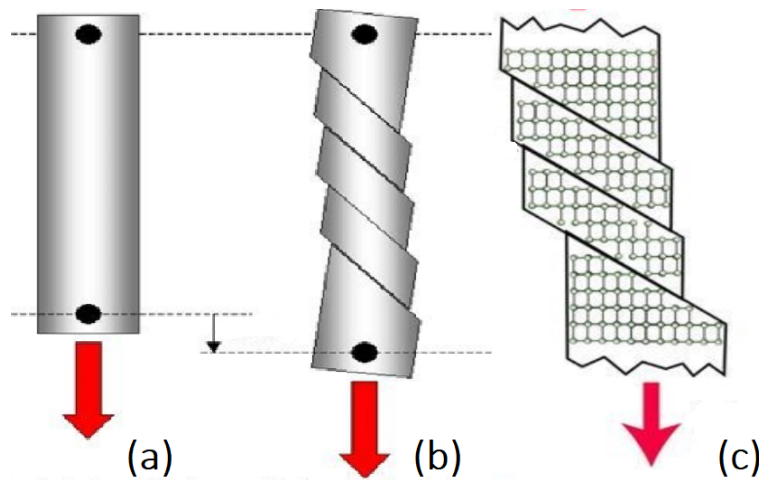


Figure 8 : (a) état initial (b) chargement en traction et bandes de glissement activées (c) représentation de la maille sous-jacente [13]

Mais si les chargements sont trop intenses, les matériaux peuvent se déformer irréversiblement, comme une cuillère que l'on tordrait et qui ne reviendrait plus à sa position initiale. C'est le deuxième type de déformation. Les déformations plastiques s'accompagnent d'un dégagement de chaleur ou de bruit, signe de perte énergétique. Dans le cas des cristaux, plusieurs mécanismes sont responsables de ces déformations, le principal étant le glissement de plans cristallins l'un par rapport à l'autre. Si les

contraintes dans la matière dépassent une valeur critique, les atomes se mettent à glisser par plan. Ces glissements s'effectuent selon des directions et dans des plans bien particuliers, associés à la nature de la maille cristalline, et en fonction de la facilité de chaque plan à glisser (figure 8).

Dans le cas du fer pur, constitué d'une maille cristalline cubique à base centrée, on ne compte pas moins de 48 couples (plan,direction) pour la plasticité ! Les lois polycristallines doivent suivre la déformation plastique dans chaque plan et dans chaque cristal en plus de la déformation élastique. Elles sont donc très complexes et nécessitent de nombreux calculs. Avec les capacités de calcul actuelles des ordinateurs, les simulations se font typiquement sur des zones cubiques de 1mm de côté seulement. On comprend donc l'intérêt des méthodes d'homogénéisation discutées précédemment pour les calculs des ingénieurs sur des pièces complètes.

### 3 Résultats expérimentaux

Après avoir développé la nature et le comportement du matériau à l'échelle du cristal, il est désormais possible de présenter les méthodes et résultats expérimentaux permettant d'observer le déplacement de la matière à cette échelle dans le fer. En effet, le modèle numérique ne peut être validé qu'en comparant le comportement réel du matériau aux résultats numériques.

#### 3.1 Obtenir un mouchetis microscopique

La première étape en CIN est de s'assurer que la surface étudiée présente un motif possédant suffisamment de variations de niveaux de gris, nommé mouchetis. Cela permet aux outils numériques de reconnaître les différentes zones de la surface et de suivre leur déplacement. Le lecteur est invité à se référer aux autres articles de Culture Science de l'Ingénieur pour en apprendre plus sur les méthodes de CIN [1bis].

Lorsqu'il s'agit d'étudier un comportement à l'échelle du millimètre ou plus, un simple spray de gouttes de peinture sur un fond uni est efficace. Mais dans le cas présent, l'échelle d'étude impose le développement d'un mouchetis bien plus petit constitué de taches de quelques nanomètres. Plusieurs méthodes existent, notamment les grilles de Fischer [6] consistant à appliquer un quadrillage sur l'éprouvette, ou le démouillage. Cette méthode consiste à déposer une fine couche d'or sur l'éprouvette, puis à la chauffer, ce qui permet à l'or de se regrouper et de former des îlots.

La méthode présentée ici est similaire au démouillage, mais propose de remplacer l'or par un matériau qui permet de faire fi de l'étape de chauffe. En plus d'un gain de temps, l'avantage majeur de cette méthode réside dans le fait qu'il n'est plus nécessaire de chauffer l'éprouvette. Le traitement thermique risque de changer la nature du matériau étudié.

A cette fin, est utilisé le procédé de Physical Vapour Deposition (PVD). En figure 9, l'éprouvette (rouge) est placée dans une chambre sous vide (noire) sous une cible (orange) constituée du matériau utilisé pour le mouchetis. Un canon à ions (en vert) est utilisé pour ioniser des atomes d'argon puis les accélérer grâce à un fort champ magnétique. Ces derniers sont propulsés sur la cible, transférant leur énergie cinétique en chaleur à l'impact. Ainsi, des atomes du matériau constituant la cible sont arrachés, et se déposent sur l'éprouvette. Par diffusion, ils se regroupent ensuite directement en îlots. Il est important de noter que ce processus de diffusion est possible si le matériau de la cible possède une température de fusion inférieure à 300°, température à laquelle il est chauffé par le canon à ions. Autrement, on obtient une couche uniforme, qui nécessite une réchauffe pour se transformer en mouchetis par démouillage. On comprend donc que l'unique différence entre cette méthode et le démouillage réside dans le choix du matériau pour le mouchetis. Dans notre cas, on utilise un alliage d'étain et d'indium possédant une température de fusion de 130°.



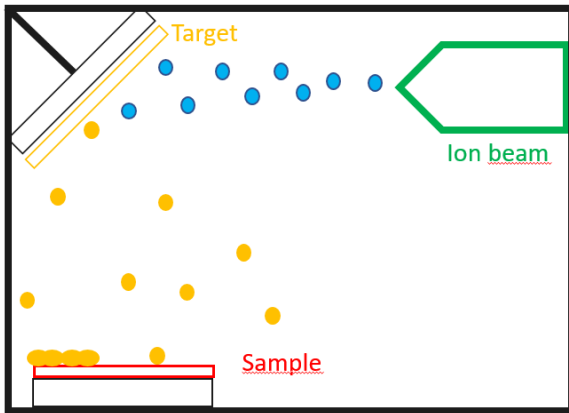


Figure 9 : Schéma du procédé de PVD

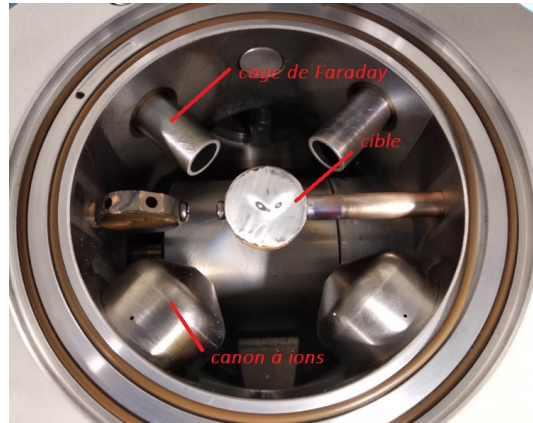


Figure 10 : Vue de la chambre à vide

On retrouve les éléments du schéma de la figure 9 dans la chambre sous vide présentée figure 10. Les cages de Faraday permettent d'obtenir une valeur du courant ionique. On observe l'usure de la cible en son centre.

Les mouchetis obtenus sont parfaits pour la corrélation d'image. En effet, ils sont denses - assurant qu'il n'existe pas de zone vide dans laquelle la corrélation serait compliquée - et constitués de taches en volume (contrairement à de la peinture) offrant une variation de niveaux de gris continue par jeu d'ombre au lieu d'un simple palier blanc-noir (figures 11 et 12).

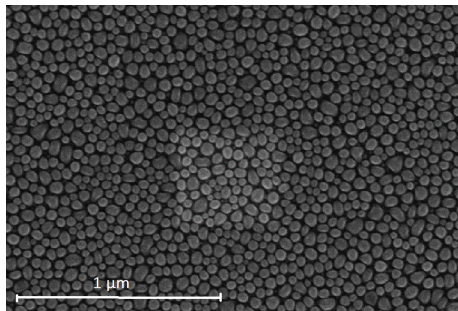


Figure 11 : Mouchetis sur wafer de silicium

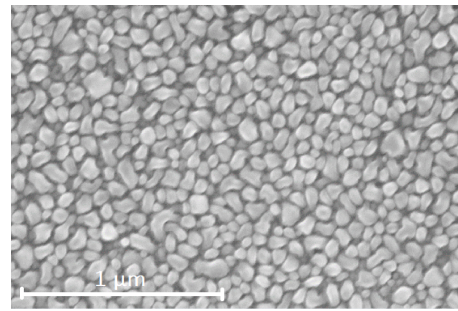


Figure 12 : Mouchetis sur fer pure

La nature du mouchetis dépend de plusieurs paramètres. Les figures 11 et 12 illustrent l'effet du matériau de l'éprouvette et de sa rugosité en surface. En figure 11, un wafer de silicium particulièrement lisse permet aux atomes déposés de se regrouper très uniformément. Au contraire, en Figure 12, une éprouvette en fer pur n'ayant été que rapidement polie entraîne un dépôt moins régulier.

Il est aussi possible de modifier les paramètres des canons à ions (intensité du champ magnétique, temps d'activation) pour changer la nature du mouchetis. Les figures 13 et 14 présentent deux mouchetis sur le même matériau mais obtenus en faisant varier la tension d'accélération et le temps d'activation du canon. Plus les atomes d'argon sont accélérés, plus ils ont d'énergie, et arrachent donc plus de matière, amenant à de plus gros îlots. Dans le cas extrême, il est même possible d'arracher des morceaux complets de la cible, c'est ce que l'on observe en figure 13. On associe les histogrammes de la taille moyenne des îlots aux deux figures pour mieux analyser les images.

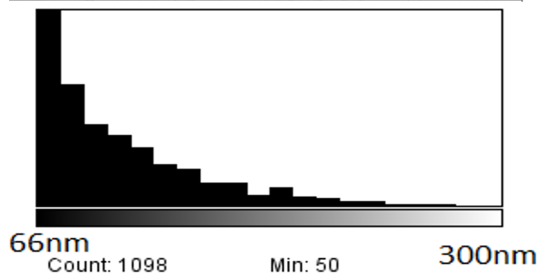
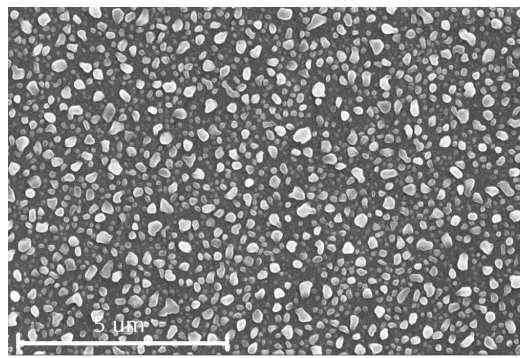


Figure 13 : Forte tension et temps d'activation

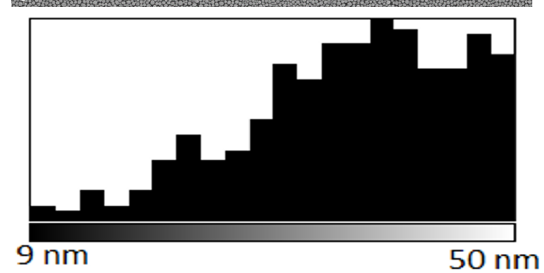
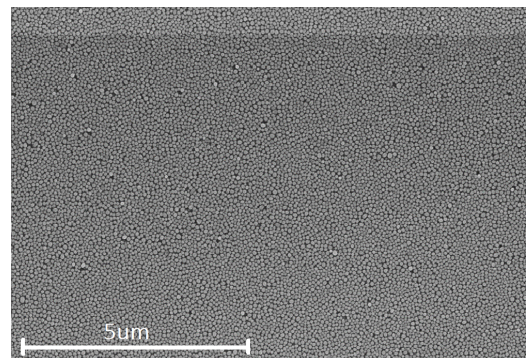


Figure 14 : Faible tension et temps d'activation

Pour finir, il est même possible d'obtenir des mouchetis encore plus surprenants en effectuant plusieurs étapes sur la même éprouvette. On observe ainsi en figure 15 un mouchetis obtenu en déposant de gros îlots, puis de plus petits au-dessus.

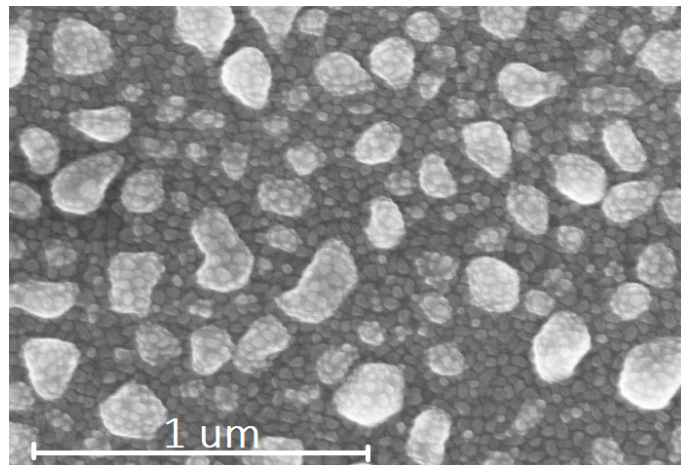


Figure 15 : Mouchetis multi-étapes

### 3.2 Résultats

Après avoir développé le procédé expérimental, l'essai peut être effectué en trois étapes. Une éprouvette alexandrin (figure 1) est d'abord observée au MEB pour déterminer sa configuration initiale. Elle est ensuite chargée en traction à 3% (l'éprouvette de 8mm est étirée jusqu'à 8,24 mm) puis à nouveau déchargée - de manière à relâcher la déformation élastique, et ne laisser que la déformation plastique -. Elle est alors observée au MEB pour obtenir sa configuration finale. Sont ainsi obtenues deux séries de clichés, avant et après chargement, sur lesquels il est possible d'appliquer les méthodes de corrélation d'images pour déterminer les différences correspondant à la déformation plastique liée au chargement.

En Figures 16 et 17, on observe l'éprouvette avant et après chargement au microscope optique. Après chargement, la surface de l'éprouvette semble avoir changé. C'est l'éclairage rasant utilisé qui permet de mettre en évidence la déformation plastique. L'œil averti observe aussi une striction, c'est-à-dire une réduction de la section de l'éprouvette. En effet, les déformations plastiques étant à volume constant, si l'éprouvette s'est un peu allongée, elle s'est aussi un peu amincie. A noter que la couleur bleue sur la partie gauche de l'éprouvette provient du mouchetis. En effet, bien que les métaux utilisés soient gris métallique, la dimension nanoscopique du mouchetis crée un phénomène d'interférence lumineuse, semblable à l'iridescence des ailes de papillon.

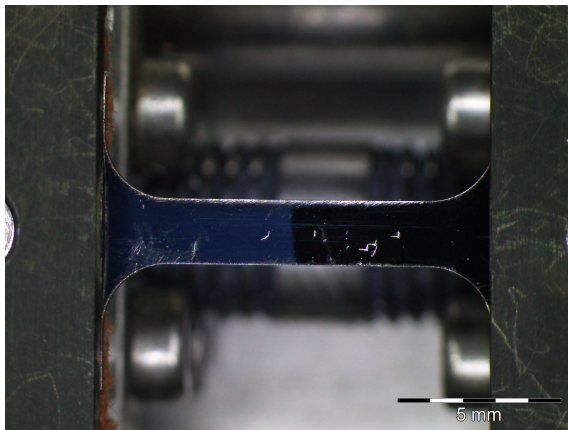


Figure 16 : Éprouvette avant chargement

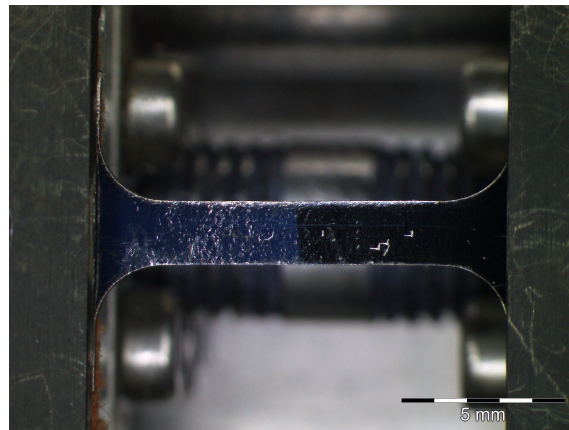


Figure 17 : Éprouvette après chargement

On observe ensuite l'éprouvette au microscope électronique en Figures 18 et 19. Cette fois, il est bien plus difficile d'observer de différence à l'œil nu. Cela nous indique que le fer pur ne localise pas beaucoup, c'est-à-dire que le matériau se déforme un peu partout, et pas uniquement en quelques zones très localisées. On comprend ainsi toute l'importance des outils de corrélation d'image, qui permettent de déceler les déformations.

Les résultats de CIN suivant sont obtenus sur la paire d'image 18 et 19. Bien qu'à l'œil nu il ne semblait pas y avoir de différence, les codes numériques sont capables de les quantifier. Les échelles sont en pixels (la déformation reste en %), avec 8nm par pixel.  $U_x$  et  $U_y$  sont les champs de déplacement respectivement horizontaux et verticaux. Par exemple, si en un point,  $U_x = 5px$  et  $U_y = 7px$ , cela signifie que ce point physique s'est déplacé de 40nm horizontalement et 56nm verticalement. On observe un gradient des valeurs  $U_x$  et  $U_y$  matérialisé par un dégradé des couleurs sur la surface étudiée. Comme attendu, pas de localisation, pas de bande de glissement clairement apparente comme vue dans la partie théorique.

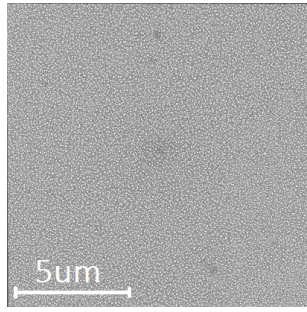


Figure 18 : Avant chargement

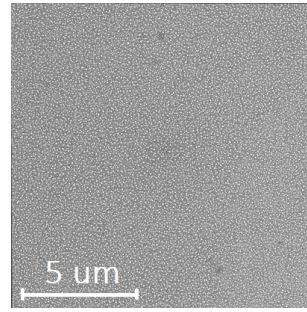


Figure 19 : Après chargement

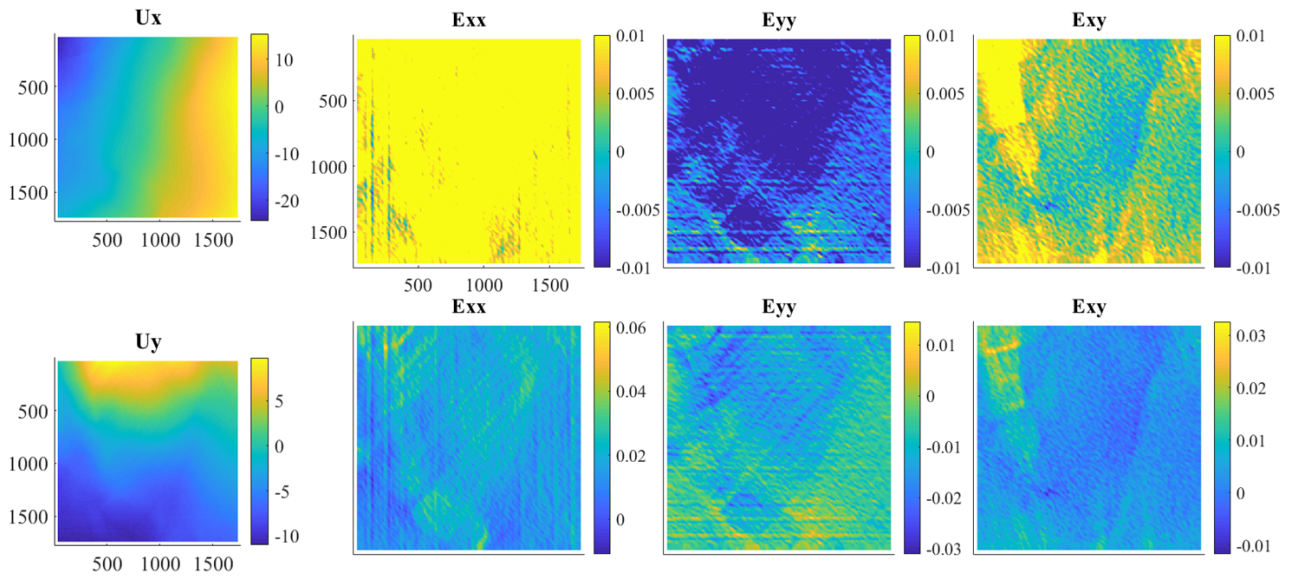


Figure 20 : Résultats de CIN associé au chargement en traction étudié

$E_{xx}$ ,  $E_{yy}$ ,  $E_{xy}$  sont les valeurs de déformation en % calculées grâce au déplacement et indiquant comment la matière se déforme. Dit autrement, elles indiquent comment chaque point de matière se rapproche ou s'écarte de ses voisins. Une valeur positive correspond à de la traction et une valeur négative à de la compression.  $E_{xy}$  est un peu particulier car il renseigne sur le cisaillement, c'est-à-dire les déformations associées au glissement, comme deux feuilles de papier frottant l'une contre l'autre. Dans notre cas, on observe des lignes orientées à environ  $45^\circ$  - pouvant être la trace de systèmes de glissement activés - et une longue marque traversant de haut en bas le tiers droit de l'éprouvette, typiquement lié à un joint de grain. Les lignes parfaitement verticales en  $E_{xx}$  et horizontale en  $E_{yy}$  ne sont pas associées à une déformation physique de notre matériau, mais à une erreur systématique dans les images directement obtenues du microscope électronique.

Ces résultats de CIN mettent en évidence que ces outils sont adaptés à l'obtention de champ de déformations extrêmement précis tant dans l'échelle de résolution (pixels de quelques nm) que dans l'erreur sur les résultats. Leur utilisation pour des images issues de MEB est donc adaptée. Typiquement, on peut comparer des résultats expérimentaux à des résultats obtenus par simulation numérique grâce à la corrélation d'images. Cela permet de valider les lois de comportement implémentées numériquement.

Les résultats présentés sont issus d'un projet encore en développement, ils ne satisfont pas encore tous les critères de bonne qualité. Pour que le lecteur ne reste pas sur sa faim et reparte avec une idée fausse sur les capacités des outils de corrélation d'image, les résultats des travaux de R. Thomas [12] sont présentés en complément. On s'intéresse ici au champ de déformation d'un alliage de zirconium après chargement de traction. Le matériau a été préalablement irradié au proton, le rendant plus fragile et propice à la localisation par bande de glissement.

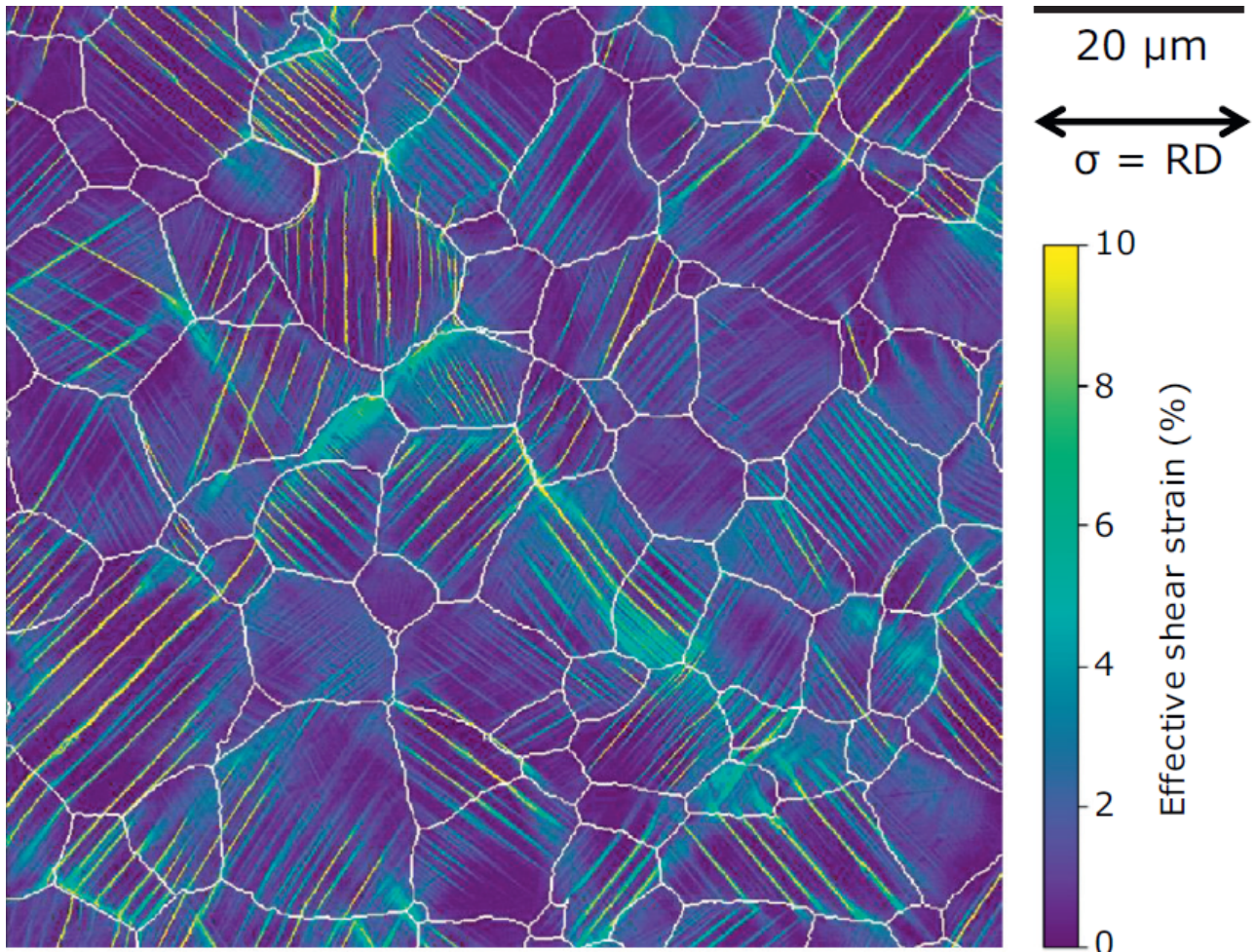


Figure 21 : Déformation et localisation d'un alliage de zirconium irradié [12]

Les lignes blanches représentent les joints de grains, on observe la déformation de cisaillement effective. Sur ce matériau apparaissent clairement des bandes de glissement - en jaune car zones de forte déformation - ayant uniquement 1 ou 2 orientations au sein d'un grain, celles des plans de glissement activés. On note qu'elles peuvent se propager d'un grain à l'autre, si ces deux grains ont à peu près la même orientation, ou si la bande est très importante. De tels résultats sont idéaux pour la compréhension du comportement microscopique des matériaux. Ils permettent ainsi le développement de lois numériques plus pérennes, reposant sur une simulation des mécanismes physiques rentrant en jeu à l'échelle cristalline, et non plus simplement sur des observations empiriques à l'échelle macroscopique.

## 4 Bibliographie

- [1] Jean Lemaitre : Petite Histoire de l'Expérimentation en Mécanique des Solides; *Maccanica* 36: 13-35 - 2001
- [2] Multiaxial mechanical characterization of polymers, application to a PHA used for food packaging structures - E. Guitton, travaux de thèse présentés en 2014
- [3] Eann A. Patterson : Digital photoelasticity: Principles, Practice and Potential; *Strain* Volume 38 page 27-39, Février 2002
- [4] J.P. Boehler, S. Demmerle S. Koss : A new direct Biaxial Testing Machine for Anisotropic Materials; *Experimental Mechanics* volume 34, pages1-9(1994)
- [5] G. Sumner A. M. Clayton : Structural testing in nuclear engineering; Full-scale fatigue testing of components and structures, Butterworths - 1988
- [6] Bing Zhao, Anand Asundi : Microscopic grid methods—resolution and sensitivity; *Optics and Lasers in Engineering*, Volume 36, Issue 5, Pages 437-450, Novembre 2001
- [7] J. Everhardsteiner : Biaxial testing of orthotropic materials using electronic speckle pattern interferometry; *Elsevier, Measurement* 16, 139-148
- [8] François Hild : Mesure de champs de déplacement par corrélation d'images et applications en mécanique des solides; fihal-00002906f - 2004
- [9] MA Sutton, WJ Wolters, WH Peters, WF Ranson, SR McNeill : Determination of displacements using an improved digital correlation method; *Image and Vision Computing*, Volume 1, Issue 3, Aout 1983, Pages 133-139
- [10] Julien Réthoré al : Gradient-elasticity for honeycomb materials : Validation and identification from full-field measurements; *International Journal of Solids and Structures*, 72 :108-117 - oct 2015.
- [11] P. Boisse, N. Hamila, E. Guzman-Maldonado, Angela Madeo, G. Hivet, et al : The bias-extension test for the analysis of in-plane shear properties of textile composite reinforcements and prepreps: a review; *International Journal of Material Forming*, Springer Verlag, 2017, 10 (4), pp.473-492
- [12] Image issue de la page web suivante
- [13] Image issue de la page web suivante, Nishta Sharma
- [14] R. Thomas, D. Lunt, M.D. Atkinson, J. Quinta da Fonseca, M. Preuss, F. Barton, J. O'Hanlon, P. Frankel : Characterisation of irradiation enhanced strain localisation in a zirconium alloy - *Materialia* 5 (2019) 1000248

[1bis] [https://eduscol.education.fr/sti/si-ens-cachan/ressources\\_pedagogiques/dossier-correlation-dimages-numeriques](https://eduscol.education.fr/sti/si-ens-cachan/ressources_pedagogiques/dossier-correlation-dimages-numeriques)