

# Analyse statistique de la population des particules

Le chapitre 5 a présenté un ensemble de mesures efficaces pour caractériser la forme des intermétalliques, ces mesures sont regroupées en trois catégories :

- caractérisation paramétrique,
- caractérisation spectrale,
- caractérisation surfacique.

Une particule est donc représentée par un ensemble de mesures, qui nous renseigne sur sa morphologie.

Pour un état de déformation donné, les images tridimensionnelles acquises par microtomographie aux rayons X de l'alliage d'aluminium 5182, comportent un grand nombre de particules intermétalliques de la phase au fer, de 5000 individus pour le 10% de déformation à 18.000 individus pour le matériau déformé à 123,5%.

Pour analyser la grande quantité de données à notre disposition, nous avons utilisé des méthodes d'analyse statistique permettant l'étude de l'ensemble des individus.

Dans une première partie nous présentons une analyse directe des mesures réalisées au chapitre 5. Nous étudions d'abord la moyenne et l'écart type. Puis, l'évolution de la morphologie des particules intermétalliques est présentée par analyse des graphes de distribution des paramètres à différents états de déformation de l'alliage. Enfin, l'étude de l'évolution de l'orientation des particules dans le volume de la tôle est réalisée.

Dans une seconde partie, nous utilisons l'analyse factorielle des données obtenues par la caractérisation paramétrique des particules de la phase au fer. Le but de cette analyse, est de trouver un espace de représentation pour les particules intermétalliques comportant toute l'information fournie par l'ensemble des paramètres dans un espace réduit. Dans cet espace réduit, nous

montrons comment comparer deux populations de particules. Nous utilisons ce principe pour étudier d'une part l'évolution de la population des particules intermétalliques au cours du processus de laminage, et d'autre part pour évaluer la ressemblance entre la population de particules réelle et la population des particules simulées obtenue à partir de la modélisation par un schéma booléen (chapitre 4)

La troisième partie propose la classification des intermétalliques dans ce nouvel espace de représentation. Le but recherché est d'obtenir des familles de particules caractérisées par leur aptitude à la rupture.

## 6.1 Analyse directe des mesures

Dans cette section, nous proposons l'analyse directe des mesures de l'ensemble des paramètres caractéristiques.

Nous présentons dans une première partie les résultats de la moyenne et des écarts types des mesures pour différents états de déformation.

La seconde partie, montre l'évolution de la morphologie des particules au cours du laminage par analyse des histogramme obtenus pour chaque mesure. Nous présentons d'abord les histogrammes en nombre et en volume obtenus pour chaque paramètre. Puis, nous concluons sur l'évolution des paramètres morphologiques mesurés.

Dans une troisième partie, nous proposons l'analyse de l'évolution de l'orientation des particules intermétalliques au cours du laminage industriel. Tout d'abord, nous proposons l'analyse des histogrammes des angles  $\theta$  et  $\varphi$  présentés au chapitre 5. Puis, nous proposons une analyse de la projection stéréographique. Enfin, nous concluons sur les résultats des orientations obtenus.

### 6.1.1 Étude de la moyenne et de l'écart type des paramètres morphologiques mesurés

Le tableau 6.1, contient les résultats (mesuré en voxels) de la moyenne et de l'écart type pour l'ensemble des particules intermétalliques de la phase au fer du matériau déformé à 10, 82 et 123,5%.

La fraction volumique des intermétalliques de la phase au fer, est quasiment constante au cours de la déformation de l'alliage. Elle est égale à 0,5% pour le matériau déformé à 10 et 82%, et 0,7% pour matériau déformé à 123,5%. Nous constatons que le nombre de particule de type  $Al_x(Fe,Mn)$  augmente avec le taux de déformation. Les particules sont donc fragmentées au cours du processus de laminage sous l'effet des contraintes appliquées.

## 6.1. Analyse directe des mesures

	10%		82%		123,5%	
nb particules	4921		13279		17897	
paramètres	moyenne	écart type	moyenne	écart type	moyenne	écart type
V	3771,56	6906,16	880,66	2104,17	936,66	2848,18
S	2989,91	5336,23	849,33	1924,88	1213,93	3465,95
I <sub>s</sub>	0,3328	0,2865	0,4006	0,2631	0,4695	0,2741
IG <sub>g</sub>	18,17	24,45	13,11	20,93	12,33	23,92
L <sub>g</sub>	35,81	39,34	20,32	22,81	19,20	25,35
R <sub>norm</sub>	0,050	0,0717	0,0641	0,0946	0,0738	0,0788

TAB. 6.1: Résultats de la moyenne et de l'écart type pour l'ensemble des particules intermétalliques de la phase au fer du matériau déformé.

Compte tenu des écarts types, présentés dans le tableau ci-dessus, nous pouvons difficilement, à partir des moyennes, estimer l'évolution des paramètres morphologiques mesurés au cours du laminage de l'alliage d'aluminium 5182 étudié.

### 6.1.2 Étude des graphes de distribution de l'étude paramétrique

Dans cette section nous présentons l'évolution de la morphologie des particules à partir de l'étude des histogrammes des paramètres morphologiques mesurés aux états de déformation 10, 82 et 123,5%.

#### Étude de l'évolution des paramètres morphologiques mesurés

Le tableau 6.1.2 présente les résultats du test du  $\chi^2$  obtenus sur les histogrammes pris 2 à 2. Les différences entre les histogrammes du matériau déformé à 10% et à 82% sont estimées, ainsi que celles des histogrammes du 82% et du 123,5%. L'état le moins déformé est pris comme état de référence.

Le test du  $\chi^2$  mesure la distance entre deux histogrammes (équation 6.1). La distance du  $\chi^2$  est d'abord calculée à partir de l'équation 6.1, où  $E_{th}$  correspond à l'effectif théorique et  $E_{obs}$  à l'effectif observé. Le test du  $\chi^2$  est ensuite réalisé. Il renvoie la probabilité qu'une valeur de l'histogramme au moins aussi élevée que la valeur calculée se soit produite par chance selon l'hypothèse d'indépendance. Il permet de déterminer si des différences significatives ont été acquises.

Test du $\chi^2$ paramètres	Histogramme en volume		Histogramme en nombre	
	10%-82%	82%-123,5%	10%-82%	82%-123,5%
V	7,63 $10^{-19}$	3,32 $10^{-8}$	$\sim 1$	$\sim 1$
S	3,01 $10^{-19}$	0,42368	$\sim 1$	$\sim 1$
I <sub>c</sub>	0,3796	$\sim 1$	$\sim 1$	$\sim 1$
IG <sub>g</sub>	$\sim 0$	0,36547	$\sim 1$	$\sim 1$
L <sub>g</sub>	1,78 $10^{-13}$	0,00288	0,33883	$\sim 1$
R <sub>norm</sub>	0,11014	$\sim 1$	$\sim 1$	$\sim 1$

TAB. 6.2: Résultats du test du Khi deux pour les histogrammes des paramètres entre les états de déformation

$$d_{\chi^2} = \sum_i \frac{(E_{obs_i} - E_{th_i})^2}{E_{th_i}} \quad (6.1)$$

Les tests montrent qu'il y a une évolution statistiquement significative entre les deux histogrammes lorsque la valeur prise par le test est proche de zéro, et inversement que l'évolution n'est pas statistiquement significative lorsque la valeur du test est proche de un.

**Étude de l'évolution des histogrammes des paramètres morphologiques mesurés en nombre** Nous constatons sur le tableau 6.1 que les histogrammes mesurés en nombre des paramètres morphologiques V, S, I<sub>c</sub>, IG<sub>g</sub>, R<sub>norm</sub> ne montrent pas une évolution statistiquement significative pour les mesures réalisées sur les particules de la phase au fer de AA5182 déformé à 10, 82, et 123,5%.

Le test du  $\chi^2$  montre qu'il existe une évolution significative de la longueur géodésique entre l'alliage d'aluminium déformé à 10% et l'alliage déformé à 82%.

Les figures 6.2 et 6.1 présentent les histogrammes en nombre de la longueur géodésique mesurée sur les particules Al<sub>x</sub>(Fe,Mn) à trois états de déformation de l'alliage d'aluminium (10, 82 et 123,5%). Nous constatons que l'évolution de la longueur géodésique L<sub>g</sub> entre les histogrammes des états de déformation 82 et 123,5 % n'est pas statistiquement représentative, le test du  $\chi^2$  est égal à 0,99774, ce qui se traduit par des courbes quasiment confondues.

Nous remarquons une évolution importante de la longueur géodésique entre le matériau déformé à 10% et à 82%, avec réduction de cette longueur.

L'histogramme des longueurs géodésiques mesurées en nombre (figure 6.2) sur le 10% est bimodal. Le premier pic correspond à de très faibles longueurs

## 6.1. Analyse directe des mesures

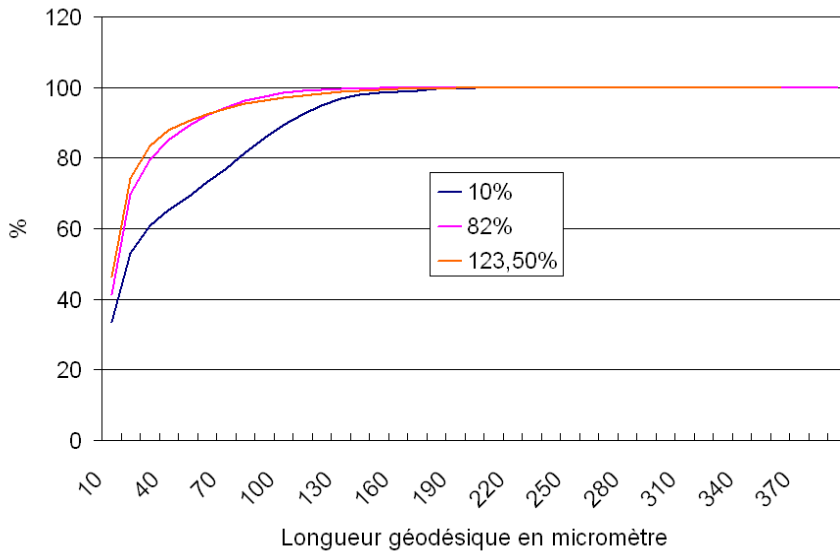


FIG. 6.1: Histogramme cumulé des longueurs géodésiques en nombre des particules de la phases au fer dans AA5182 déformé à 10%, 82% et 123,5%

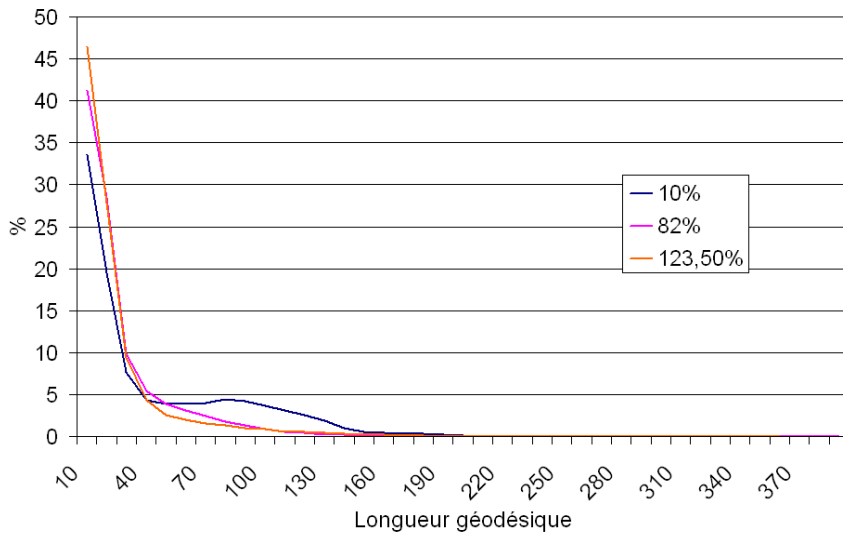


FIG. 6.2: Histogramme des longueurs géodésiques en nombre des particules de la phases au fer dans AA5182 déformé à 10%, 82% et 123,5%

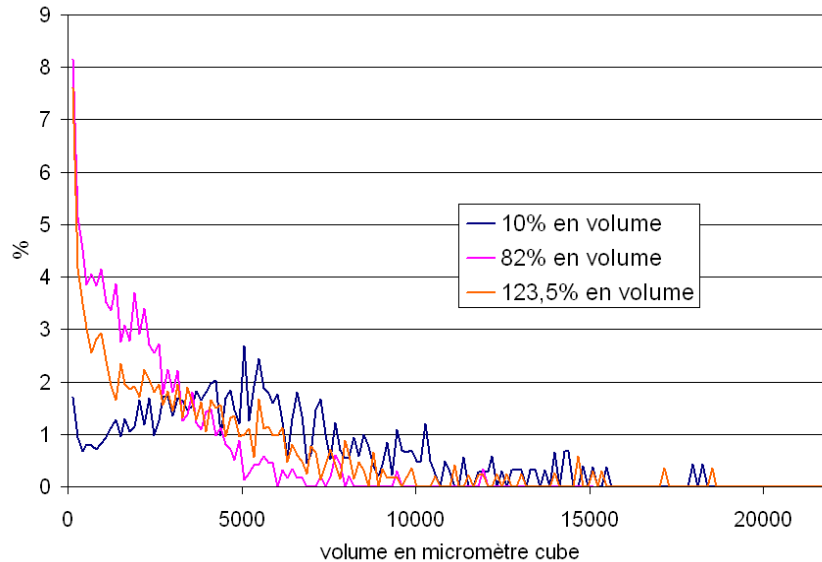


FIG. 6.3: Histogramme des volumes en volume des particules de la phases au fer dans AA5182 déformé à 10%, 82% et 123,5%

géodésiques et représente 33,6% de la population en nombre des particules. Le second pic, correspond à une longueur géodésique de 110 voxels c'est à dire  $77\mu m$  et représente 4,48% de la population en nombre des particules intermétalliques.

L'histogramme des longueurs géodésiques mesurées sur le 82%, montre une diminution rapide de la longueur géodésique en fonction du pourcentage en nombre de la population, 41,23% des particules ont une longueur géodésique comprise entre 1 et 10 voxels (soit 0,7 et  $7\mu m$ ).

Au cours du laminage industriel entre les états 10 et 82% de déformation, nous constatons que les longueurs géodésiques mesurées diminuent dans la population des particules intermétalliques. Ainsi les longueurs géodésiques comprises entre 70 et 160 voxels représentent 25% de la population pour le matériau déformé à 10% et seulement 7% de la population pour l'alliage déformé à 82 et 123,5%.

**Étude de l'évolution des histogrammes des paramètres morphologiques mesurés en volume** Le test du  $\chi^2$  (tableau 6.1) montre qu'il existe par ailleurs une évolution significative entre les histogrammes mesurés en volume des paramètres morphologiques  $V$ ,  $S$ ,  $I_s$ ,  $IG_g$ ,  $L_g$ ,  $R_{norm}$ .

Nous observons sur les figures 6.3 et 6.4 qu'au cours du laminage la pro-

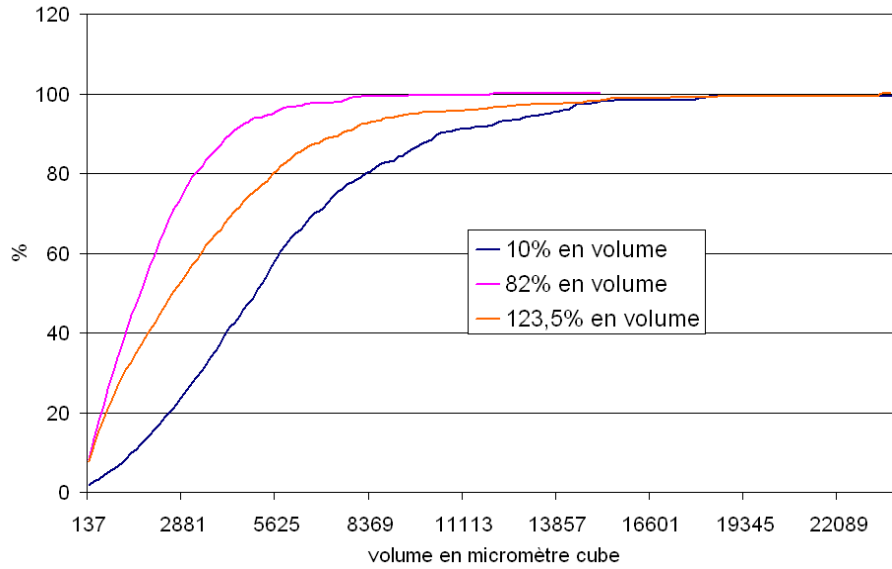


FIG. 6.4: Histogramme cumulé des volumes en volume des particules de la phases au fer dans AA5182 déformé à 10%, 82% et 123,5%

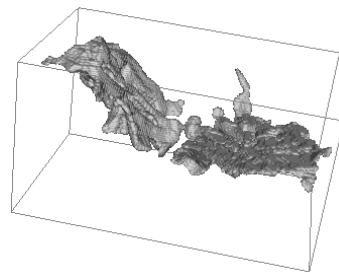


FIG. 6.5: Illustration de particules de volume très important ( $70\ 000\ \mu m^3$ ) contenues dans AA5182 déformé à 19%, montrant un accolement de 2 intermétalliques de volume plus petit.

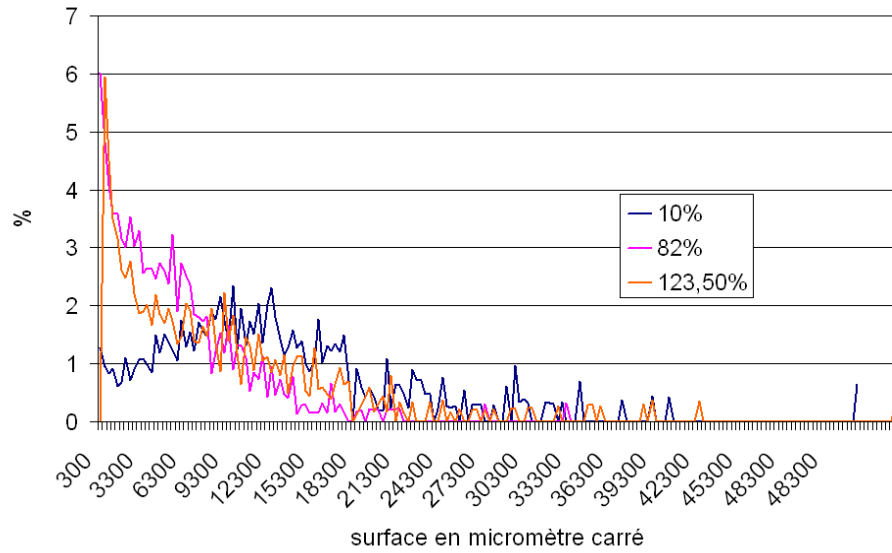


FIG. 6.6: Histogramme des surface en volume des particules de la phases au fer dans AA5182 déformé à 10%, 82% et 123,5%

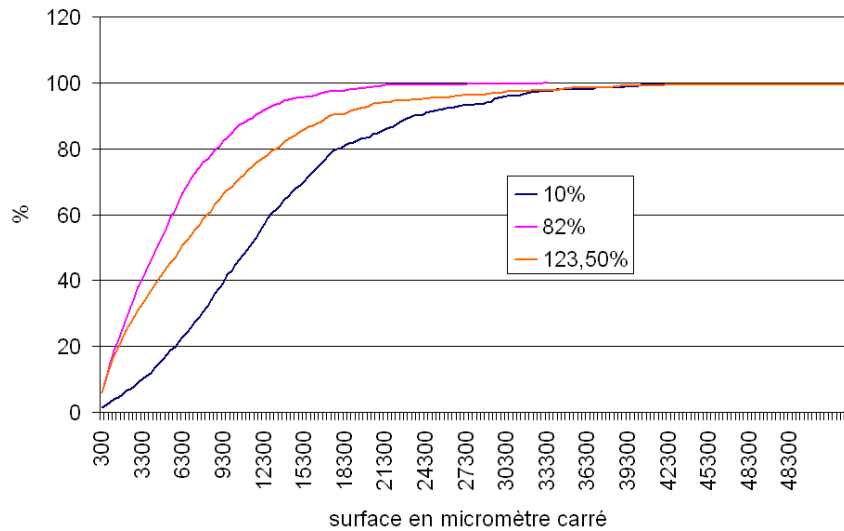


FIG. 6.7: Histogramme cumulé des surface en volume des particules de la phases au fer dans AA5182 déformé à 10%, 82% et 123,5%



portion de particules de volume important diminue fortement. Ainsi la population de particules dont le volume est inférieur à  $3300\mu m^3$  est beaucoup plus importante dans le matériau déformé à 82 et 123,5% (environ 30% de la population en volume) que dans le 10% (5% en volume).

Il semble que les particules intermétalliques se fragmentent au cours du laminage sous l'effet des contraintes appliquées à la tôle. Nous remarquons également que le matériau 123,5% contient plus de particules intermétalliques de volume important que le 82%. En observant les particules de volume supérieur à  $10.000\mu m^3$  à l'aide du logiciel Aphelion© (figure 6.5), nous avons remarqué que ces particules correspondent à un accolement de particules intermétalliques de volume moins important. Ainsi la distribution est biaisée pour les volumes importants. En outre, la fraction volumique du 123,5% étant plus importante que celle du 10 et du 82%, les histogrammes en volume sont biaisés.

Les histogrammes mesurés en volume des surfaces figures 6.6 et 6.7 conduisent aux mêmes observations.

Les figures 6.9 et 6.8 représentent les histogrammes des indices de sphéricité (l'histogramme des indices de compacité est identique à un facteur  $6/\pi$  près). Nous observons qu'au cours du laminage les particules ont des indices de sphéricité et de compacité qui deviennent plus importants. Ainsi à 10% de déformation, 95% en volume de la population des particules intermétalliques possède un indice de sphéricité compris entre 0 et 0,11 (0 et 0,07 pour l'indice de compacité). À 82% de déformation, seulement 20% de la population a un indice de sphéricité compris entre 0 et 0,11.

Les figures 6.10 et 6.11 représentent les histogramme en volume des indices d'élongation géodésique des particules intermétalliques de la phase au fer des trois états de déformation 10, 82 et 123,5%. Sur ces figures, nous observons qu'il y a plus de particules d'indice d'élongation très faible dans les états très déformés, et que la proportion de particules allongées est également plus importante dans les états déformés.

Les figures 6.13 et 6.12 montrent les histogrammes en volume des longueurs géodésiques des particules intermétalliques de la phase au fer. Au cours du laminage nous observons que plus la déformation augmente, plus la longueur géodésique des particules diminue. Ainsi 54,6% en volume des particules du déformé à 10% ont une longueur géodésique comprise entre 0 et 70 micromètres contre 98% du déformé à 82% et 97,2% du 123,2%.

Les figures 6.14 et 6.15, présentent les histogrammes en volume des rayons normalisés. Nous observons que plus la déformation augmente plus les valeurs de  $R_{norm}$  sont faibles. Cela indique que la section minimale des particules  $R_{max}$  diminue au cours de laminage.

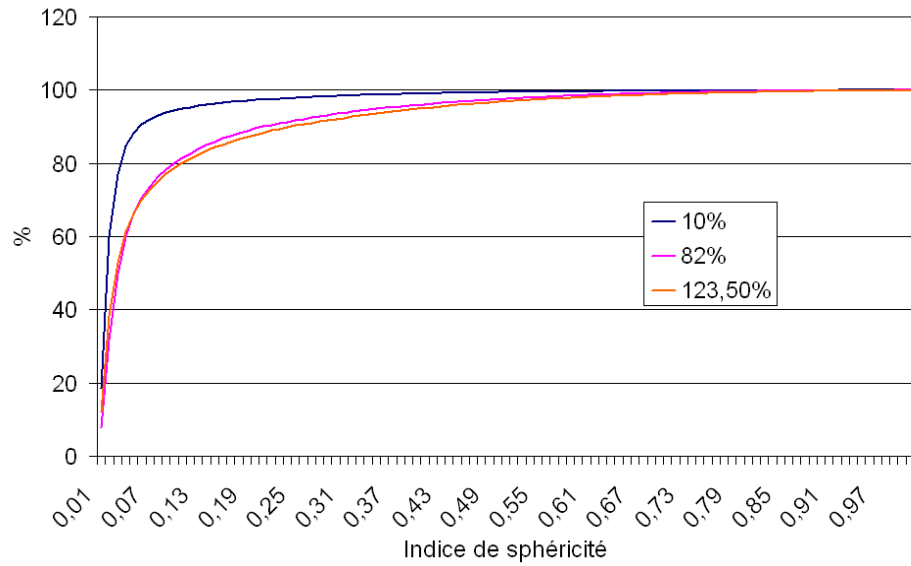


FIG. 6.8: Histogramme cumulé des indices de sphéricité en volume des particules de la phases au fer dans AA5182 déformé

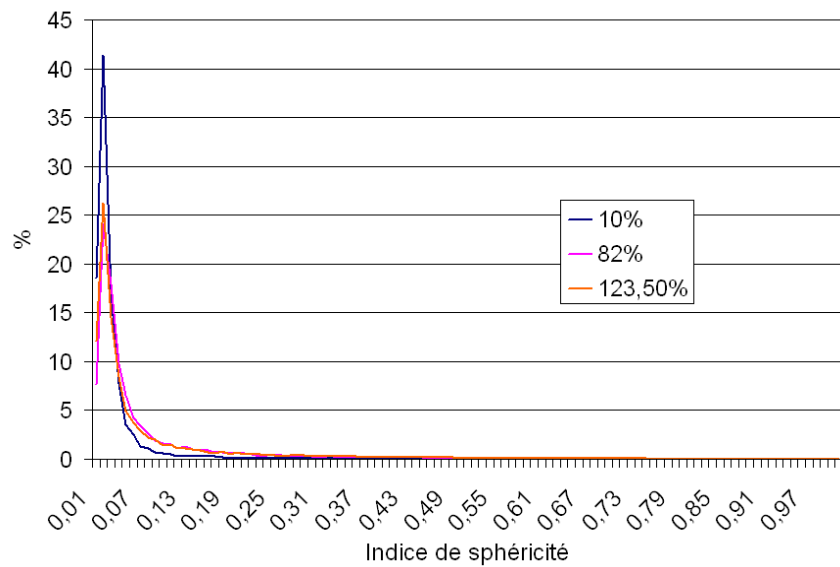


FIG. 6.9: Histogramme des indices de sphéricité en volume des particules de la phases au fer dans AA5182 déformé

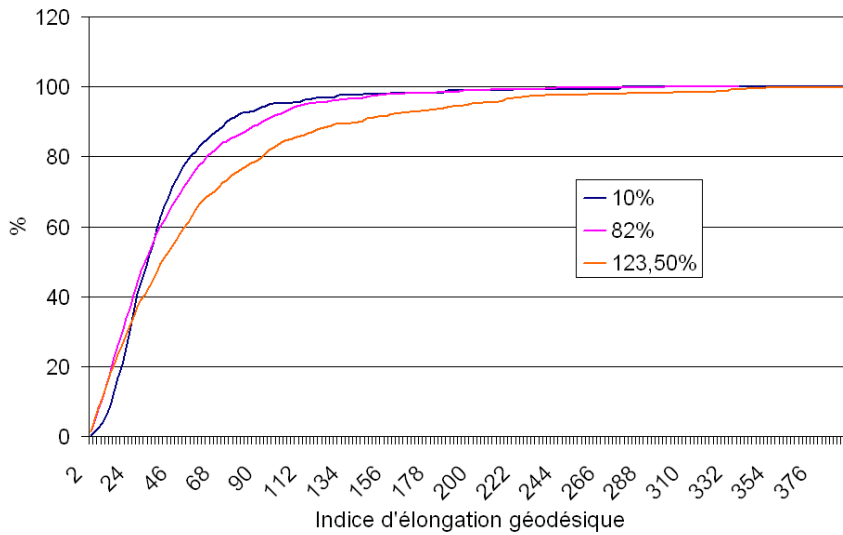


FIG. 6.10: Histogramme cumulé des indices d'élongation géodésique en volume des particules de la phases au fer dans AA5182

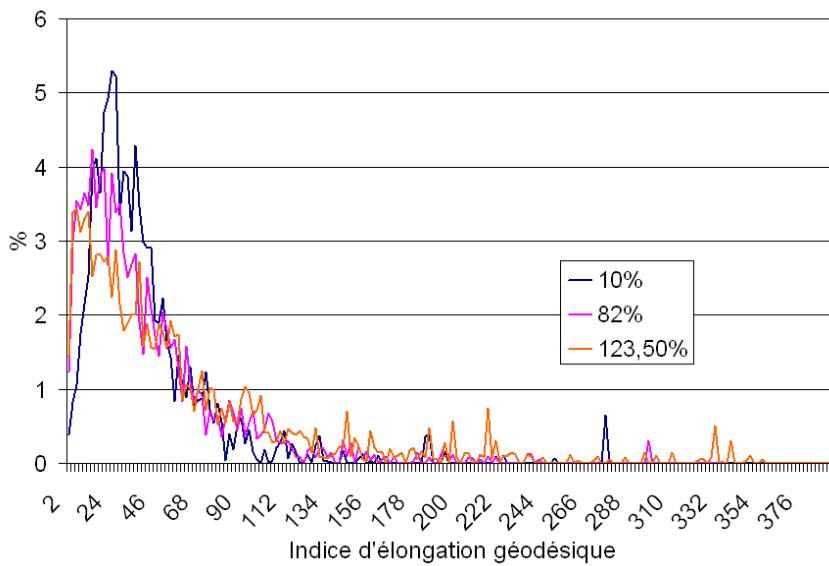


FIG. 6.11: Histogramme des indices d'élongation géodésique en volume des particules de la phases au fer dans AA5182

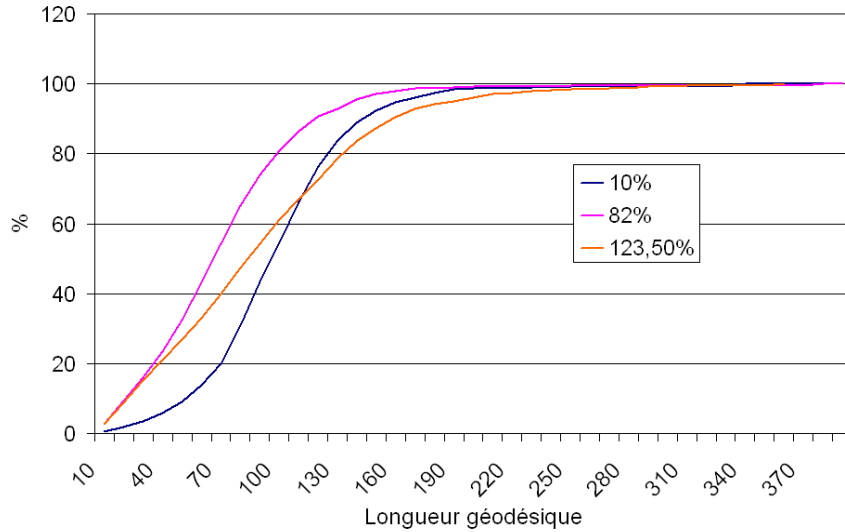


FIG. 6.12: Histogramme cumulé des longueurs géodésiques en volume des particules de la phases au fer dans AA5182 déformé à 10%, 82% et 123,5%

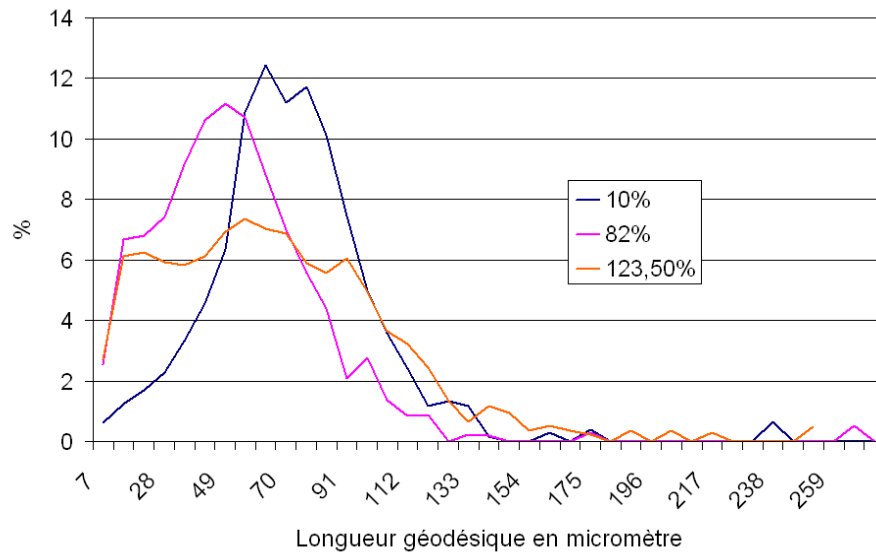


FIG. 6.13: Histogramme des longueurs géodésiques en volume des particules de la phases au fer dans AA5182

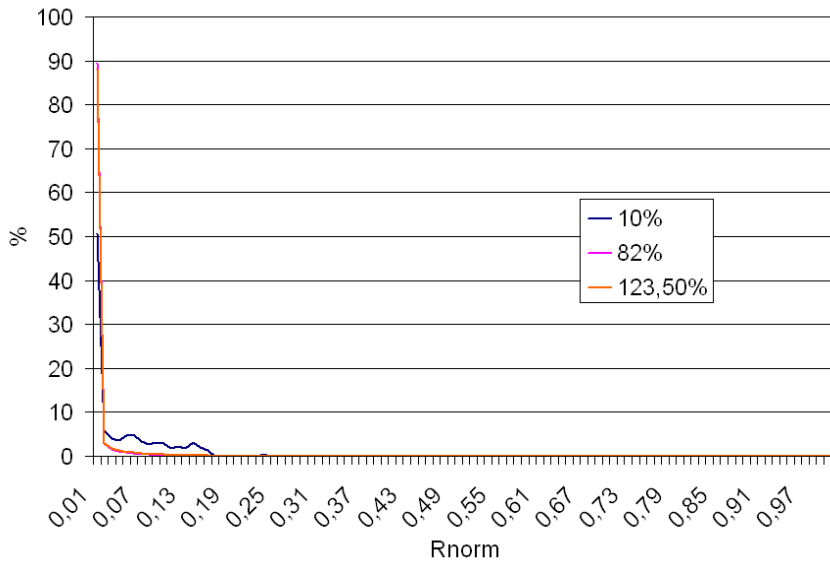


FIG. 6.14: Histogramme des rayons normalisés en volume des particules de la phases au fer dans AA5182 déformé à 10%, 82% et 123,5%

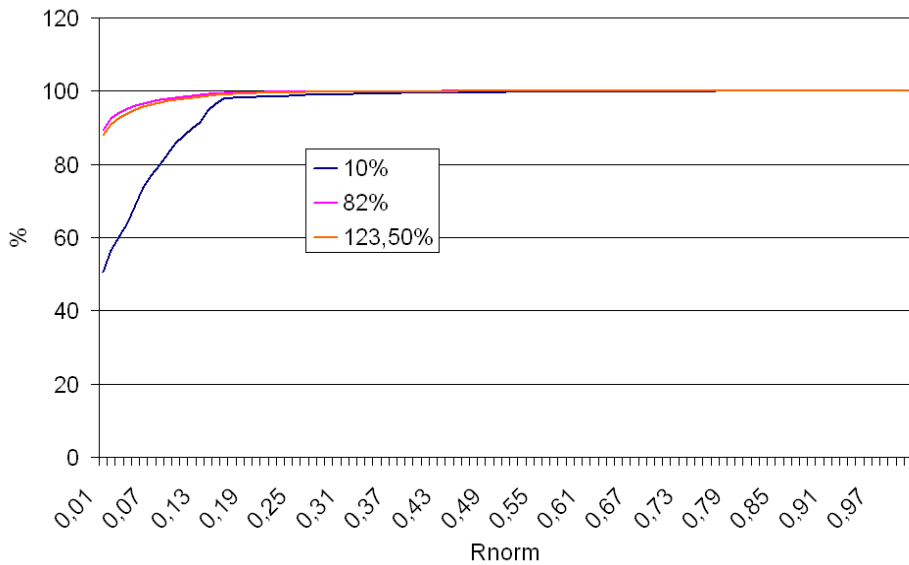


FIG. 6.15: Histogramme cumulé des rayons normalisés en volume des particules de la phases au fer dans AA5182 déformé à 10%, 82% et 123,5%

## Conclusion

Les histogrammes sur les mesures étudiée au cours du laminage montrent qu'il y a une évolution plus importantes au sein de la population des particules intermétalliques entre les déformations 10% et 82% qu'entre les déformation 82 et 123,5%.

L'évolution des histogrammes des paramètres morphologiques mesurés au cours du laminage, montre que le volume et la surface des particules intermétalliques diminuent lorsque la contrainte augmente. En outre, les particules ont des indices de sphéricité et de compacité qui augmentent, leur forme tend donc à être moins complexe. Enfin, l'indice  $R_{norm}$  diminue avec la déformation, ce qui suggère que les particules intermétalliques ont une section minimale qui diminue au cours du laminage.

### 6.1.3 Étude de l'évolution de l'orientation des particules intermétalliques au cours du laminage industriel

Dans ce paragraphe, nous proposons l'étude de l'évolution de l'orientation des particules intermétalliques de la phase au fer. Au chapitre 5, nous avons proposé pour déterminer la géométrie des particules, des paramètres basés sur la définition de leur matrice d'inertie. Nous avons vu qu'il était alors possible de déterminer l'axe principal d'inertie de la particule, ainsi que son orientation dans l'espace, à l'aide de la définition des angles d'Euler  $\theta$  et  $\varphi$ .

Nous étudions tout d'abord les histogrammes de la distribution des angles  $\theta$  et  $\varphi$ . Nous utilisons ensuite la projection stéréographique pour synthétiser l'information. Enfin, nous concluons sur l'évolution des orientations des particules au cours du laminage industriel.

#### Histogramme de la distribution des angles d'Euler

Pour chaque particule intermétallique de la phase au fer contenue dans la base de données, nous avons déterminé l'axe principal d'inertie.

Nous réalisons les histogrammes de la distribution des angles  $\theta$  et  $\varphi$  pour les états de déformations 10%, 82% et 123,5%.

**Histogramme de la distribution des angles  $\theta$**  Les figures 6.17, 6.18 et 6.19 présentent les histogrammes de la distribution en nombre des angles  $\theta$ . Nous remarquons qu'à 10% de déformation les angles  $\theta$  sont répartis quasiment uniformément. À cet état il n'y a donc pas de direction privilégiée prise par les particules dans le plan  $(xy)$  de l'image correspondant



FIG. 6.16: Visualisation des axes DN ( $y$ ), DL ( $x$ ), DT ( $z$ ) pendant le laminage d'une tôle.

au plan  $(\overrightarrow{DL}, \overrightarrow{DN})$  de la tôle (figure 6.16). Pour les états plus déformés, nous constatons que les axes principaux d'inertie des particules prennent des directions privilégiées pour des angles variant entre 60 et 120 degrés. Un maximum est observé autour de l'axe  $y$ . L'axe  $y$  de l'image correspond à l'orientation normale au laminage ( $\overrightarrow{DN}$ ).

D'après la définition de la matrice principale d'inertie à la section 5.1.3, la direction des particules intermétalliques est orthonormale à la direction de l'axe principal d'inertie, par exemple pour un disque plat l'axe principal d'inertie correspond à la normal au disque en son centre.

Les particules s'orientent dans le plan du laminage  $(\overrightarrow{DL}, \overrightarrow{DT})$  correspondant au plan  $xz$  de l'image (figure 6.16).

**Histogramme de la distribution des angles phi** L'histogramme de la distribution des angles  $\varphi$  montre une distribution avec une allure en cosinus. En effet l'élément de surface correspondant à un incrément  $(d\theta, d\varphi)$ , pour une sphère unité, est donné par l'équation 6.2. La fonction de distribution uniforme est donc définie par l'équation 6.3 (illustration figure 6.20).

$$f(\theta, \varphi) = A \frac{d^2 S}{d\theta d\varphi} = \frac{\frac{d^2 S}{d\theta d\varphi}}{\frac{1}{4} S_{totale}} \text{ avec } \theta \in \left[-\frac{\pi}{2}, \frac{\pi}{2}\right] \text{ et } \varphi \in \left[0, \frac{\pi}{2}\right] \quad (6.2)$$

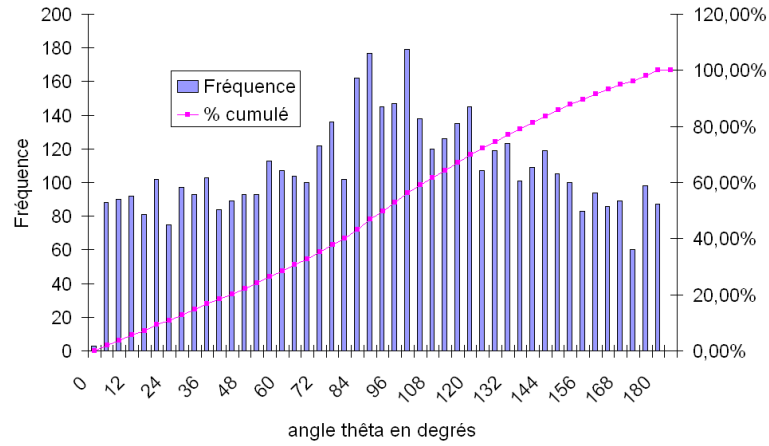


FIG. 6.17: Distribution des angles  $\theta$  de l'axe principal d'inertie avec les axes de l'image des particules intermétalliques de la phase au fer de AA5182 déformé à 10%.

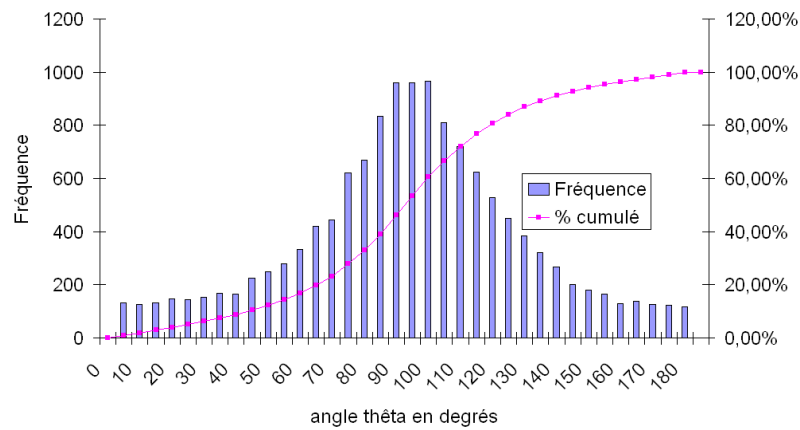


FIG. 6.18: Distribution des angles  $\theta$  de l'axe principal d'inertie avec les axes de l'image des particules intermétalliques de la phase au fer de AA5182 déformé à 82%.



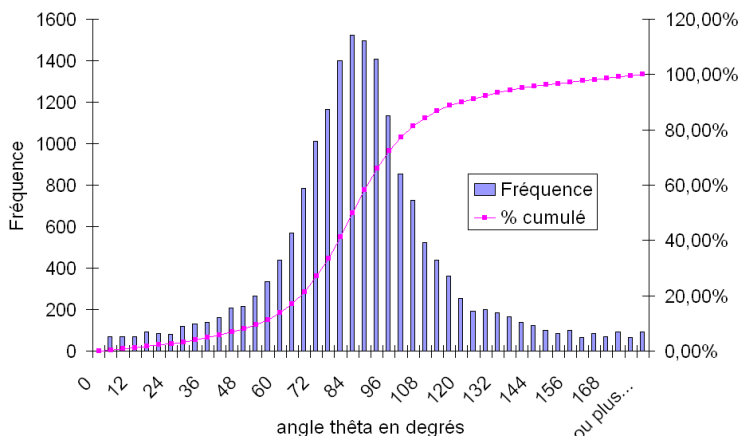


FIG. 6.19: Distribution des angles thêta de l'axe principal d'inertie avec les axes de l'image des particules intermétalliques de la phase au fer de AA5182 déformé à 123,5%.

$$g(\varphi) = \int_{\theta=-\frac{\pi}{2}}^{\frac{\pi}{2}} f(\theta, \varphi) d\theta = \int_{\theta=-\frac{\pi}{2}}^{\frac{\pi}{2}} \frac{\cos \varphi d\theta}{\pi} = \cos \varphi \quad (6.3)$$

On peut montrer par changement de variable que la densité de probabilité d'une fonction suivant une loi de densité en cosinus peut être ramenée à une loi uniforme en utilisant une fonction sinus.

Les figures 6.21, 6.22 et 6.23 présentent les histogrammes en nombre, ainsi que les histogrammes cumulés du sinus de l'angle phi de l'axe principal d'inertie des particules intermétalliques de la phase au fer.

À 10% de déformation, la répartition des angles en  $\sin(\varphi)$  est uniforme. Il n'y a donc pas de direction privilégiée des axes principaux d'inertie des particules intermétalliques dans le volume de la tôle. Pour des déformations supérieures 82% et 123,5%, nous observons un changement de la répartition des angles en  $\sin(\varphi)$  : les axes principaux d'inertie s'orientent selon le plan  $(\overrightarrow{DN}, \overrightarrow{DL})$  perpendiculairement à l'axe  $z$ .

**Conclusion** Les particules intermétalliques s'orientent selon les plans  $(\overrightarrow{DL}, \overrightarrow{DT})$  correspondant au plan de laminage et les axes principaux d'inertie sont perpendiculaire à  $\overrightarrow{DT}$ . Les particules intermétalliques s'orientent donc suivant la direction de laminage  $\overrightarrow{DL}$ .

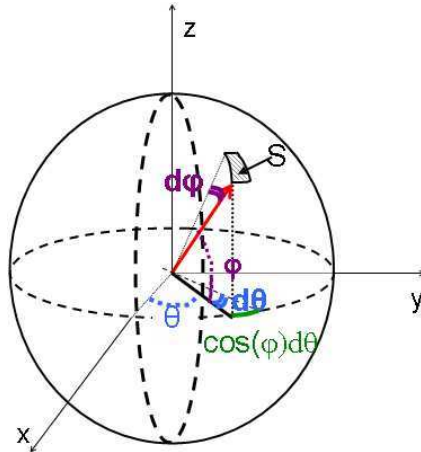


FIG. 6.20: Orientation dans l'espace XYZ des angles  $\theta$  et  $\phi$  par rapport à un élément de surface.

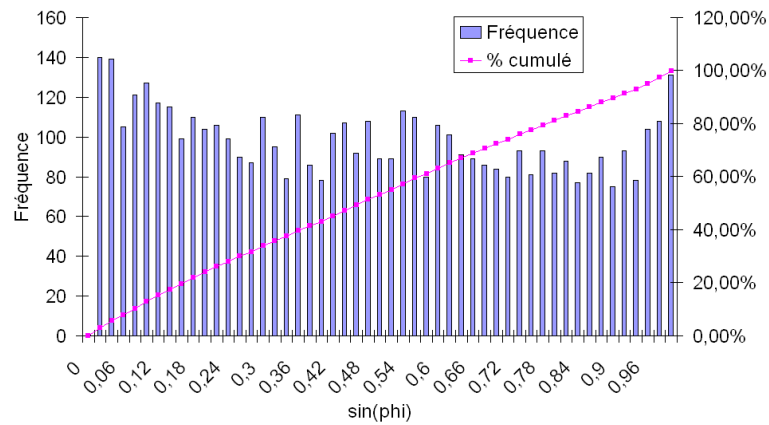


FIG. 6.21: Distribution du sinus des angles  $\phi$  de l'axe principal d'inertie avec les axes de l'image des particules intermétalliques de la phase au fer de AA5182 déformé à 10%.

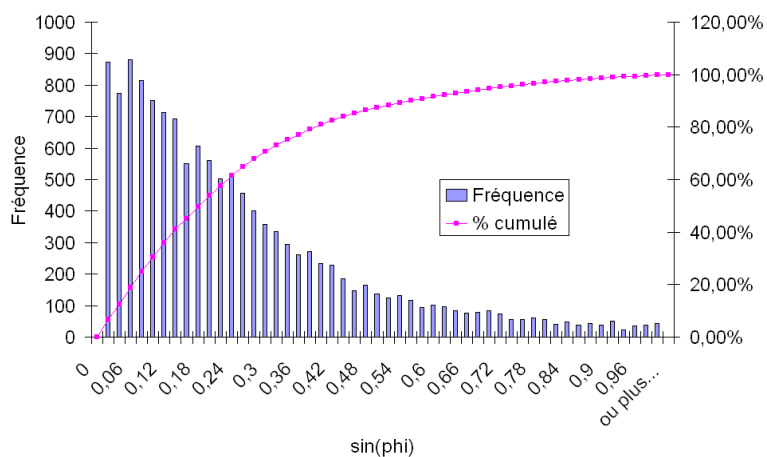


FIG. 6.22: Distribution du sinus des angles phi de l'axe principal d'inertie avec les axes de l'image des particules intermétalliques de la phase au fer de AA5182 déformé à 82%.

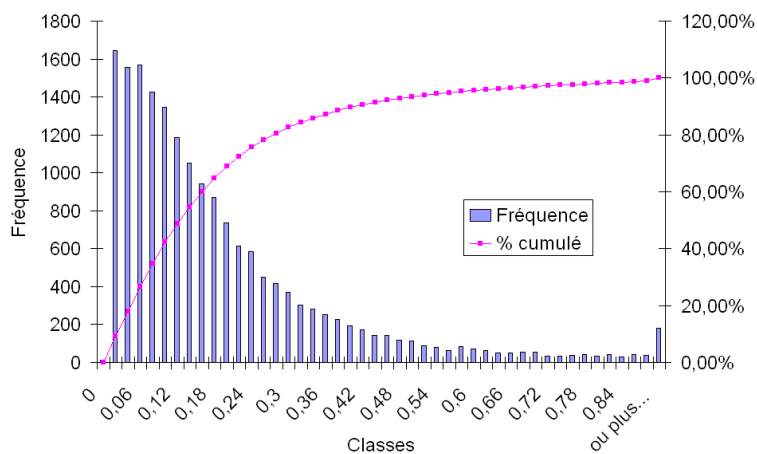


FIG. 6.23: Distribution du sinus des angles phi de l'axe principal d'inertie avec les axes de l'image des particules intermétalliques de la phase au fer de AA5182 déformé à 123,5%

### Projection stéréographique

La projection stéréographique représente la projection sur le plan  $xy$  de l'axe principal d'inertie de chaque particule (sur la sphère de rayon unité centrée en 0).

Cette visualisation nous permet d'observer l'orientation d'objets sous la forme d'une texture caractéristique, facilement compréhensible, et regroupant les informations à la fois sur l'angle phi et sur l'angle thêta.

Les figures 6.24, 6.25, et 6.26 correspondent à la projection stéréographique des particules de la phase au fer aux taux de déformation 10, 82 et 123,5%. Les particules qui appartiennent à la demi sphère supérieure sont représentées en rose, celles qui appartiennent à la demi sphère inférieure sont en bleu.

Pour le matériau déformé à 10%, le graphe de la projection stéréographique (figure 6.24) présente une texture uniforme. Les axes principaux d'inertie n'ont pas d'orientation privilégiée.

Pour le matériau déformé à 82% (figure 6.25), la projection stéréographique montre une concentration plus importante des points au niveau du plan  $xy$  de la sphère unité. Les axes principaux d'inertie s'orientent dans le plan  $(\overrightarrow{DN}, \overrightarrow{DL})$ .

La projection stéréographique du matériau déformé à 123,5%, confirme cette tendance (figure 6.26). Nous observons que la concentration des axes principaux d'inertie se localise au niveau de l'axe  $y$  (correspondant à la direction normale au laminage). Les particules tendent donc à s'orienter suivant le plan  $(\overrightarrow{DL}, \overrightarrow{DT})$ .

### Conclusion

L'étude de l'orientation de l'axe principal des particules intermétalliques montre qu'au cours du laminage les particules intermétalliques s'orientent toutes dans la direction du laminage  $\overrightarrow{DL}$  (axe  $x$ ).

Les particules adoptent une position dans la tôle qui réduit l'effet des contraintes mécaniques appliquées au cours du processus de laminage.

## 6.2 Analyse factorielle des données de l'étude paramétrique

L'analyse directe des données mesurées par analyse paramétrique sur la population des particules intermétalliques de la phase au fer, montre qu'il est difficile d'interpréter les variations des paramètres indépendamment les

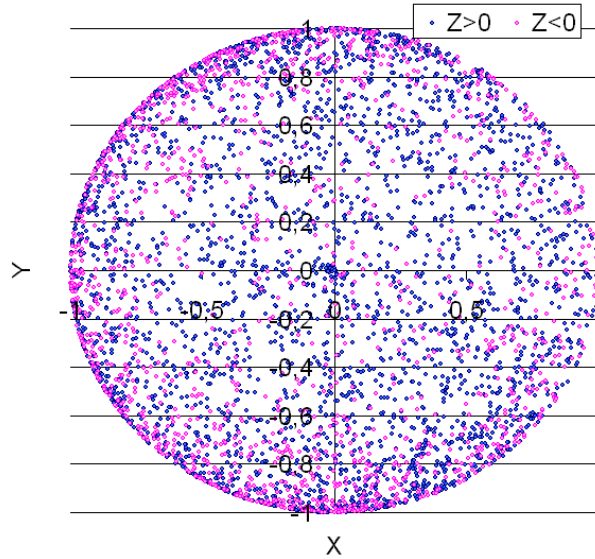


FIG. 6.24: Projection stéréographique de l'axe principal d'inertie de chaque particule intermétallique de la phase au fer de AA5182 déformé à 10%

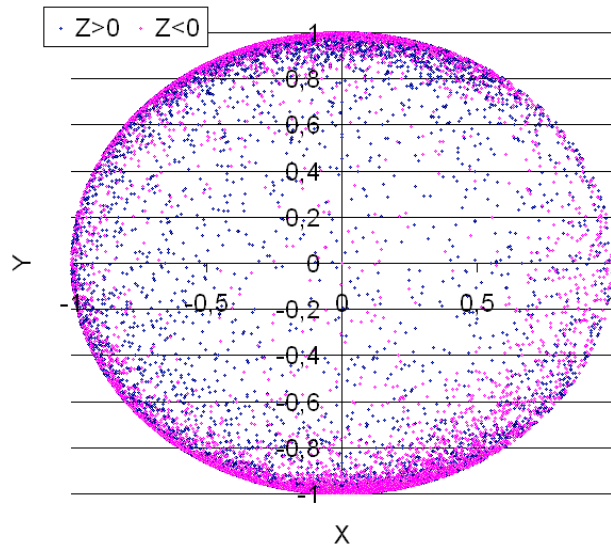


FIG. 6.25: Projection stéréographique de l'axe principal d'inertie de chaque particule intermétallique de la phase au fer de AA5182 déformé à 82%

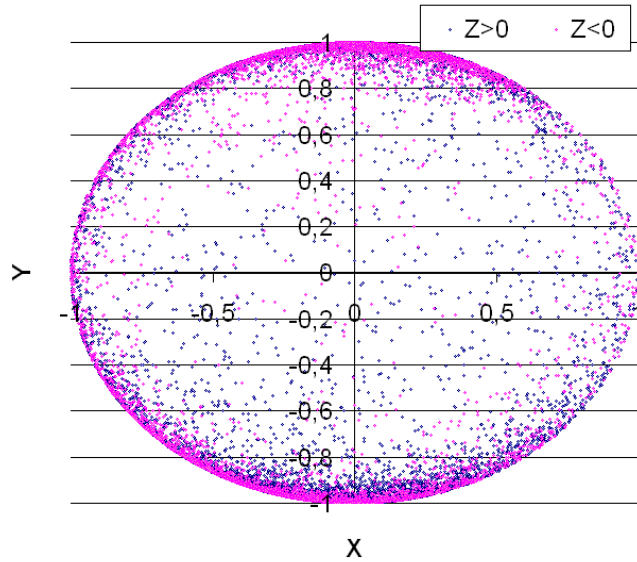


FIG. 6.26: Projection stéréographique de l'axe principal d'inertie de chaque particule intermétallique de la phase au fer de AA5182 déformé à 123,5%

uns des autres. Une étude plus générale doit être appliquée utilisant simultanément l'ensemble des paramètres. Le but de cette étude est de décrire la forme des particules intermétalliques en utilisant une information synthétisée à partir de l'analyse paramétrique réalisée au chapitre 5.

Cette analyse est illustrée sur la population des particules intermétalliques de type  $Al_x(Fe,Mn)$  de AA5182 déformé à 10% (4.922 individus), à 82% (13.279 individus), et sur la population des particules simulées (environ 14.800 individus, chapitre 4).

Dans une première partie, nous étudions la corrélation des paramètres. Ensuite, nous proposons une analyse des données basée sur la méthode de l'Analyse en Composantes Principales (ACP). Enfin, nous présentons une méthode de comparaison de deux populations d'intermétalliques dans l'espace des paramètres de l'ACP (ces études ont fait l'objet de publications [73], [74]).

### 6.2.1 Étude de la corrélation des paramètres mesurés

L'analyse des corrélations entre les différents paramètres mesurés est illustrée sur la figure 6.27. Nous constatons que pour les phases au fer, les mesures du volume  $V$  et de la surface  $S$ , ainsi que de l'indice de sphéricité  $I_s$  et du

## 6.2. Analyse factorielle des données de l'étude paramétrique

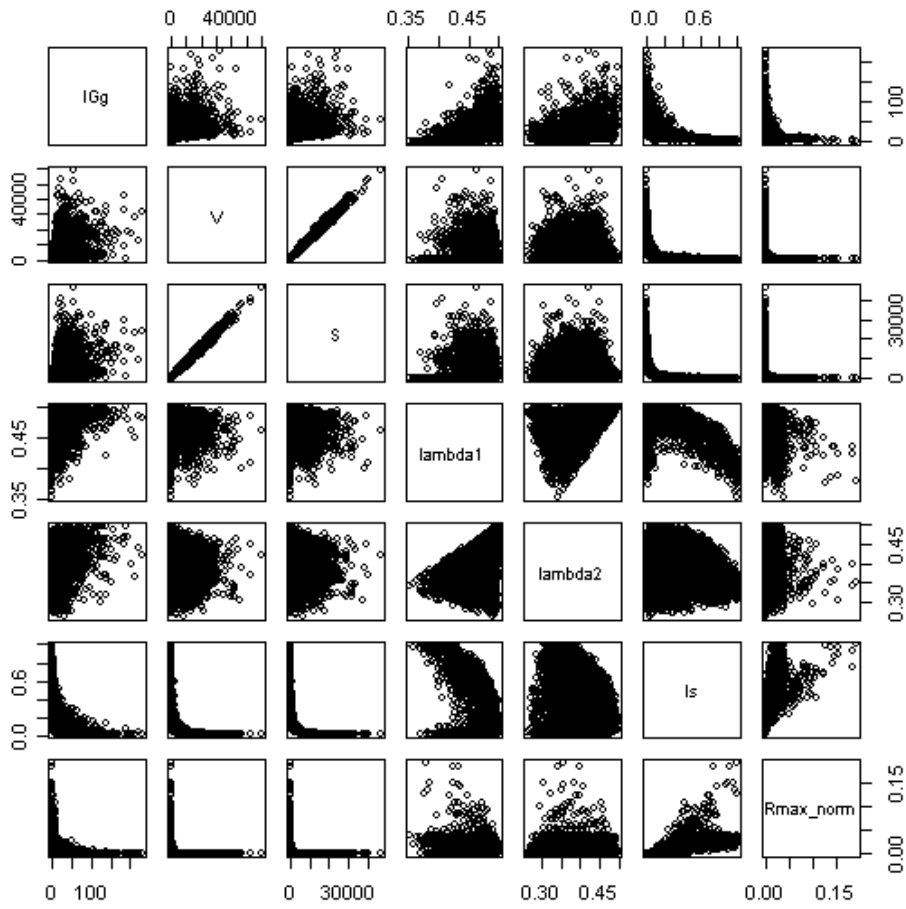


FIG. 6.27: Analyse des corrélations entre les paramètres morphologiques mesurés sur les particules de type  $Al_x(Fe,Mn)$  de l'alliage d'aluminium 5182 déformé à 10%.

rayon normalisé  $R_{max-norm}$  sont corrélés.

Les paramètres les moins corrélés deux à deux sont étudiés par analyse factorielle des données. En effet, si tous les paramètres étaient utilisés, la corrélation entre eux donnerait trop de poids à un caractère unique surreprésenté. Aussi, les paramètres retenus pour l'analyse en composantes principales des particules intermétalliques sont : le volume, l'indice de sphéricité, l'indice d'élongation géodésique, et les deux valeurs propres normalisées de la matrice d'inertie  $\lambda_1$ , et  $\lambda_2$ .

## 6.2.2 L'analyse en composante principale

### Choix de la méthode

L'Analyse en Composantes Principales (ACP) est une méthode dont les principales idées ont été élaborées par Pearson [78], puis reprises par Hotelling [39].

À partir d'une population d'individus caractérisée par un ensemble de variables quantitatives, l'ACP structure et résume les variables. L'ACP permet donc de condenser les données en utilisant des combinaisons linéaires entre les variables.

Les variables ( $V$ ,  $Is$ ,  $IGg$ ,  $\lambda_1$ , et  $\lambda_2$ ) qui interviennent dans la description de la population des particules intermétalliques soumise à l'analyse, ont des significations différentes. Leurs valeurs ne sont pas directement comparables. Ainsi, les variables dont la variance est plus importante sont privilégiées lors de la recherche de la dispersion maximale. Il est alors nécessaire de transformer le tableau des données brutes (composé en ligne par les particules et en colonne par les mesures), pour que la variance empirique soit la même pour toutes les variables initiales (elle est égale à 1 par convention). Aussi, une ACP normée et centrée est utilisée pour l'analyse de la population des particules intermétalliques à partir des données paramétriques [14][20].

### Variance des axes

L'analyse en composantes principales des mesures effectuées sur la population des particules de la phase au fer contenues dans AA5182 déformé à 10%, a des valeurs propres dont les contributions correspondent aux pourcentages suivants :  $e_1 = 45,5\%$ ,  $e_2 = 28,5\%$ ,  $e_3 = 13,8\%$ ,  $e_4 = 8,0\%$  et  $e_5 = 4,2\%$ . Compte tenu des pourcentages obtenus, seuls les 3 premiers axes sont considérés comme représentatifs puisqu'ils représentent à eux seuls 87,8% de la variance des données.



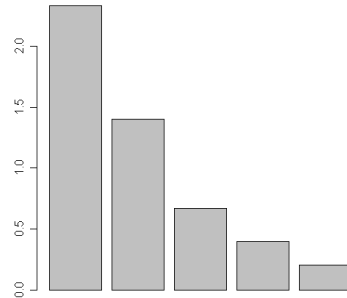


FIG. 6.28: Graphe des valeurs propres pour le matériau AA5182 déformé à 10%,  $\lambda_1 = 2,6064121$ ,  $\lambda_2 = 1,1161469$ ,  $\lambda_3 = 0,7413158$ ,  $\lambda_4 = 0,3510186$ ,  $\lambda_5 = 0,1851066$ .

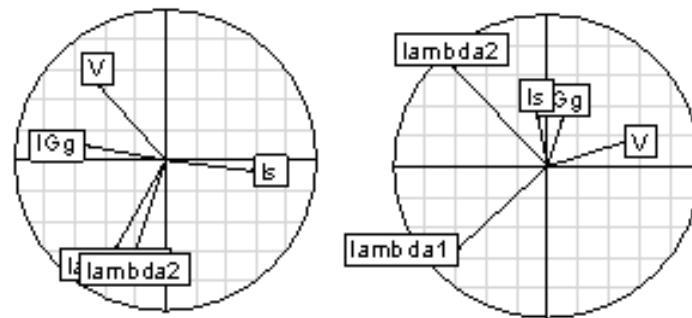


FIG. 6.29: Cercles des corrélations obtenus pour l'ACP des particules intermétalliques de la phase au fer de AA5182 déformé à 10%, à gauche axe factoriel 1-2, à droite axe factoriel 2-3

### Relation entre l'espace des paramètres et l'espace de l'ACP

Chaque axe du nouvel espace de représentation de l'ACP, présente une corrélation plus ou moins significative avec l'espace des paramètres initiaux (les valeurs de la matrice de corrélation sont présentées dans le tableau 6.2.2, la visualisation est illustrée par les cercles de corrélation présentés par figure 6.29). Selon la proportion de corrélation avec les paramètres, nous interprétons les tendances que portent les axes principaux. Les tendances correspondent à un résumé des informations de l'espace des cinq paramètres initiaux ( $V$ ,  $I_{Gg}$ ,  $\lambda_1$ , et  $\lambda_2$ ) dans l'espace de l'ACP.

L'interprétation réalisée à partir des cercles de corrélations est représentée par des flèches sur la figure 6.30.

	axe 1	axe 2	axe 3
$IG_g$	-0.8125612	0.17137556	0.2916439
$V$	-0.6527556	0.63824672	0.1307573
$\lambda_1$	-0.5718716	-0.65410818	-0.4345357
$\lambda_2$	-0.3658750	-0.72518062	0.5362396
$I_s$	0.8849331	-0.09437903	0.3051406

TAB. 6.3: Matrice de corrélation des axes principaux de l'ACP avec les paramètres mesurés

**axe 1** Il est fortement corrélé positivement avec l'indice de sphéricité, et fortement corrélé négativement avec l'indice d'élongation géodésique et le volume. Selon cet axe, plus une particule est située à droite, plus elle a tendance à avoir une forme proche de celle de la sphère, et également une élongation et un volume faibles. De même, plus une particule est située à gauche plus elle est de forme allongée, et plus elle est volumineuse.

**axe 2** Il est fortement corrélé positivement avec le volume, et fortement corrélé négativement avec les deux valeurs propres normalisées de la matrice d'inertie, lambda 1 et lambda 2. L'axe 2 suggère ainsi, que plus une particule est volumineuse (de projection positive sur l'axe 2), plus ses paramètres d'inertie sont faibles. Ce qui signifie, que plus la particule est volumineuse plus sa distribution de masse est sphérique, tandis que les particules de petite taille (de projection négative sur l'axe 2) tendent à présenter une distribution de masse cylindrique ou plane.

**axe 3** Il est caractérisé par une différenciation entre les deux paramètres lambda 1 et lambda 2. Il présente des caractéristiques à rapprocher du graphe théorique de forme triangulaire  $\lambda_1 - \lambda_2$ . L'axe 3 nous permet de distinguer les objets dont la distribution de masse est plane, de ceux dont la distribution de masse est de type filaire. Les indices d'élongation géodésique et de sphéricité, présentent également une corrélation positive non négligeable avec cet axe. Ils complètent l'information fournie uniquement par le graphe lambda 1- 2.

### Population des particules intermétalliques projetées dans l'espace de représentation de l'ACP

Les interprétations physiques des axes de l'ACP nous permettent d'analyser le nuage de points formé par la projection des particules dans l'espace de l'ACP, et ainsi d'identifier des groupes d'individus présentant des similitudes

## 6.2. Analyse factorielle des données de l'étude paramétrique

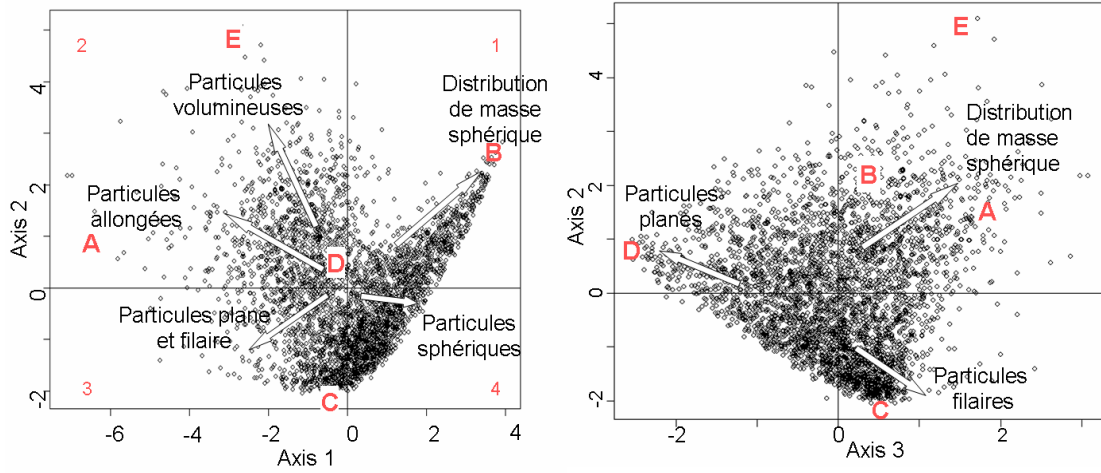


FIG. 6.30: Nuage des individus projetés dans l'espace de l'ACP, à gauche plan 1-2 avec superposition des tendances de formes, à droite plan 2-3 avec superposition des tendances de formes

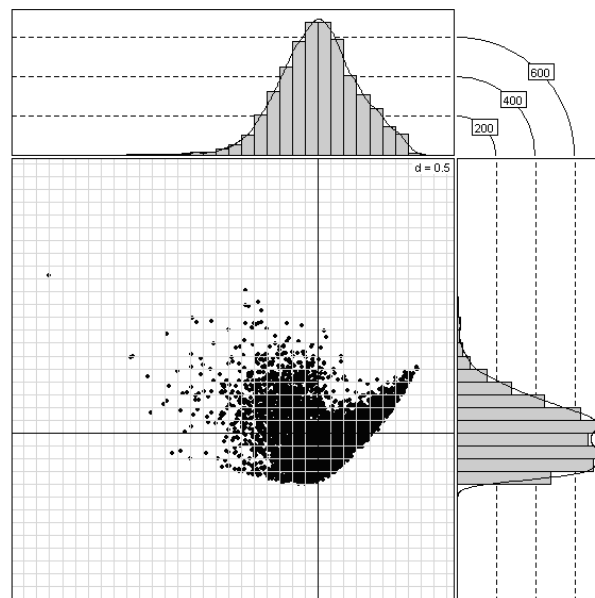


FIG. 6.31: Particules intermétalliques de la phase au fer de AA5182 déformé à 10 % projetées sur le plan formé par les axes 1 et 2 de l'ACP.

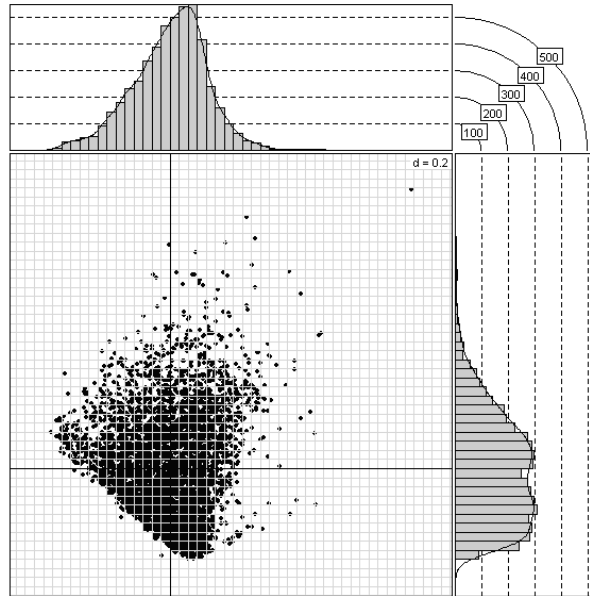


FIG. 6.32: Particules intermétalliques de la phase au fer de AA5182 déformé à 10 % projetées sur le plan formé par les axes 2 et 3 de l'ACP.

de forme. Sur les figures 6.30, 6.31 et 6.32, nous constatons que la forme des particules varie continûment. Le nuage formé reste en effet homogène.

Sur les figure 6.31 et 6.32, nous avons reporté les histogrammes marginaux correspondant à la projection du nuage des individus sur les axes principaux. Les histogrammes marginaux permettent de faciliter l'interprétation des graphes présentés sur la figure 6.30.

**Plan 1-2** À partir des figures 6.30 et 6.31, nous pouvons avancer que les petites particules (quadrants 1-4) sont plus nombreuses que les grandes (quadrants 2-3).

Dans le quadrant 1 tout d'abord, nous observons une distribution des individus en forme de pointe dans la direction opposée à  $\lambda_2$  et  $\lambda_1$ . Ce quadrant correspond aux particules ayant une distribution de masse sphérique ( $\lambda_2$  et  $\lambda_1$  faibles). Cela signifie que plus l'indice de sphéricité  $I_s$  est élevé, plus la distribution de masse devient sphérique. Les particules de l'extrémité de la pointe sont quasiment sphériques (voir la particule B de la figure 6.33).

Le quadrant 2 correspond aux particules caractérisées par un volume important. Le long de l'axe vertical en s'éloignant de l'origine,  $\lambda_2$  et  $\lambda_1$  deviennent aussi plus petits et la distribution de masse des particules devient de plus en plus sphérique (illustrées par la particule E de la figure 6.33). Le



FIG. 6.33: Cinq différents types de particule de type  $Al_x(Fe,Mn)$  contenus dans AA5182 déformé à 10% de gauche à droite particules A, B, C, D, E

long de l'axe horizontal en s'éloignant de l'origine, IGg devient grand et les objets sont de plus en plus allongés (illustrés par la particule A sur la figure 6.33).

Dans le quadrant 3,  $\lambda_2$  et à  $\lambda_1$  deviennent grands. Nous trouvons les particules de distribution de masse cylindrique de type filaire (illustrées par la particule C figure 6.33).

Enfin, le quadrant 4 contient les particules de petite taille dont la distribution de masse n'a pas de tendance précise.

**Plan 3-2** Le nuage des individus projetés sur le second plan factoriel (figure 6.30), est caractérisé par une structure triangulaire. En effet, les axes 2 et 3 qui composent ce plan sont corrélés de façon importante aux paramètres de mesure  $\lambda_2$  et  $\lambda_1$ . La structure triangulaire observée correspond donc au triangle théorique des moments d'inertie à un paramètre d'échelle près (figure 5.3). Les tendances de formes expliquées au début de cette section sont reportées sur la figure 6.30. Ce plan factoriel permet de caractériser les particules intermétalliques à partir du type de leur distribution de masse. Les trois distributions de masse les plus éloignées (de type filaire, planaire, et sphérique), sont représentées respectivement par les particules C, D et E de la figure 6.33.

## Conclusion

L'analyse en composantes principales des mesure effectuées sur les particules intermétalliques de AA5182 déformé à 10%, permet d'obtenir un espace de représentation à trois dimensions comportant toute l'information. Les axes de cet espace ont été interprétés et reliés aux paramètres mesurés. Plusieurs tendances de formes dans la population des particules intermétalliques ont pu être mise en évidence quelque soit l'état de déformation de l'alliage étu-

dié : particules de type filaire, particules complexes de distribution de masse sphérique, particules en nappes, particules compacte, particules complexes allongées.

### 6.2.3 Comparaison de deux populations de particules intermétalliques

Dans ce paragraphe la méthode d'analyse morphologique de la forme par ACP, est utilisée dans le but de comparer deux populations de particules intermétalliques. L'analyse de l'évolution de la morphologie des particules intermétalliques au cours du processus de laminage à chaud est alors possible ; ainsi que la comparaison des populations de particules réelles et de particules simulées par le modèle de schéma booléen (chapitre 4).

#### Principe et mise en oeuvre

La comparaison de deux populations d'individus, est réalisée par projection d'une des deux populations dans l'espace de l'ACP de l'autre.

Nous avons écrit un code sur  $R\textcircled{C}$ , qui réalise automatiquement la projection d'une population d'individus dans L'ACP de l'autre.

Nous effectuons une ACP normée et centrée sur la première population de particules. Nous considérons que la nouvelle population de particules correspond à des individus supplémentaires. La deuxième population est normée et centrée par rapport aux valeurs moyennes de la première population. Nous projetons la seconde population dans l'espace de L'ACP de la première. Nous comparons ensuite les deux populations.

#### Évolution de la forme des particules intermétalliques entre le matériau déformé à 10% et à 82%

La première population correspond ici aux particules de la phase au fer extraites de l'échantillon prélevé sur la tôle à 10% de déformation (étudiée à la section précédente), la seconde correspond à un état plus avancé du laminage 80% de déformation.

Ainsi, la comparaison de deux populations de particules intermétalliques est réalisée par projection de la population des phases au fer du 80% dans l'espace de l'ACP du 10%.

Dans AA5182 déformé à 80%, le nombre de particules a augmenté passant de 5.000 pour l'état 10% à environ 13.000. Sur la figure 6.34, nous observons également un changement de la forme du nuage de points projetés. Si nous calculons le nombre de particules dans chaque quadrant, nous constatons

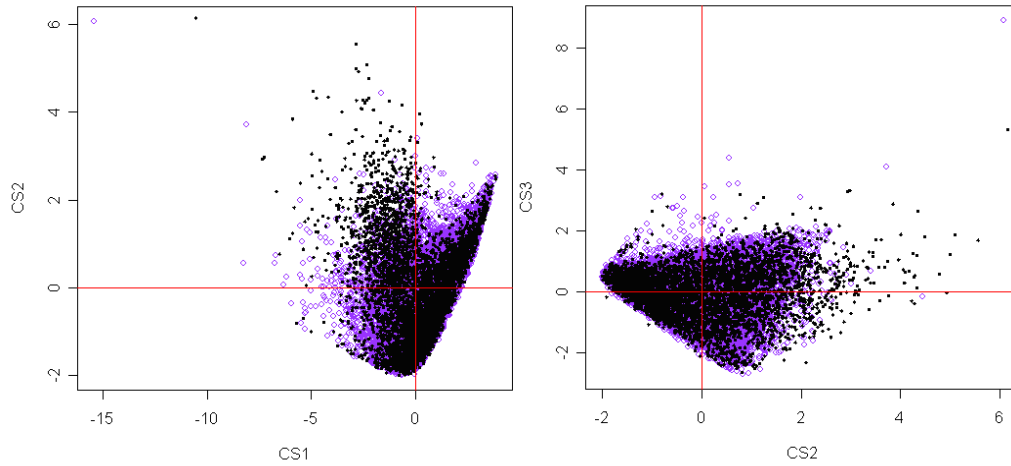


FIG. 6.34: Comparaison des populations des particules intermétalliques de la phase au fer de AA5182 déformé 82% (en violet) dans l'espace de l'analyse en correspondances principales du 10% (en noir), à gauche plan 1-2, à droite plan 2-3.

qu'il y a moins de particules dans le quadrant 2 au profit principalement du quadrant 4 qui correspond aux petits volumes. Comme nous le supposions, les particules de taille importante tendent à disparaître au profit de particules de type filaire et plan.

**Axe 1** Sur la figure 6.35, nous observons que la population des particules intermétalliques a tendance à se déplacer légèrement vers la droite de l'axe 1, et que l'histogramme se resserre autour de la valeur un, lorsque la déformation augmente. Les particules intermétalliques de volume et d'allongement importants tendent à disparaître au profit de particules de volume et d'allongement plus petits. Nous observons également que la proportion de particules de composante 1 supérieur à 2 ne varie pas. Les particules n'ont donc pas tendance à devenir plus sphériques au cours de la déformation.

**Axe 2** Sur la figure 6.36, nous observons que l'histogramme des particules selon l'axe 2 se resserre autour de la valeur zéro. Au cours de la déformation, les particules intermétalliques tendent à avoir des formes de volume plus petit et de distribution géométrique de la masse de type plane ou filaire.

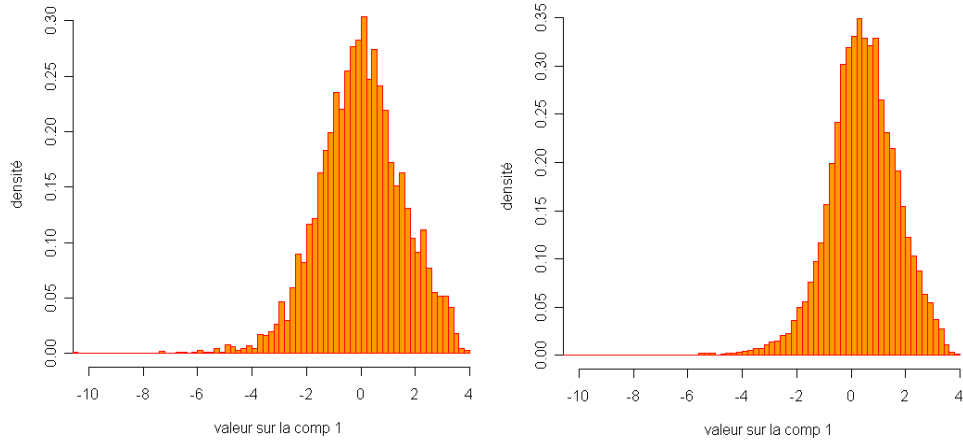


FIG. 6.35: Histogramme présentant la densité de particules selon le premier axe de l'analyse en composantes principales du 10%. A gauche, population des intermétalliques à 10% de déformation, à droite à 82%.

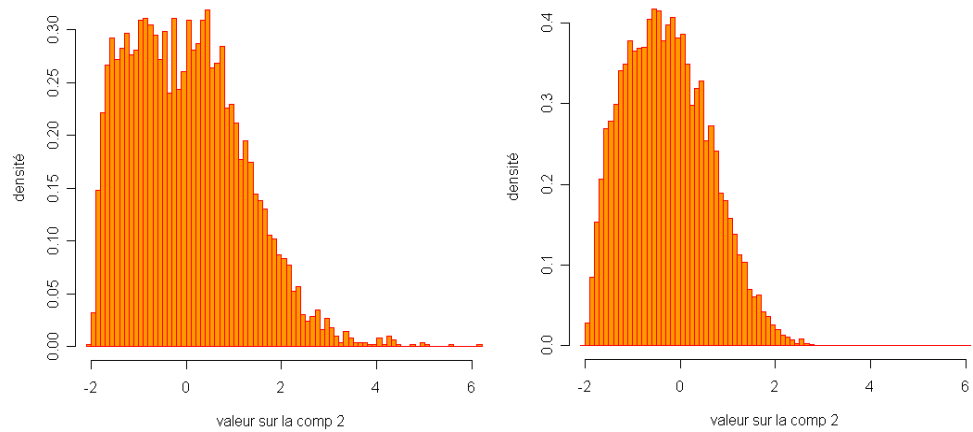


FIG. 6.36: Histogramme présentant la densité de particules selon le deuxième axe de l'analyse en composantes principales du 10%. A gauche, population des intermétalliques à 10% de déformation, à droite à 82%.



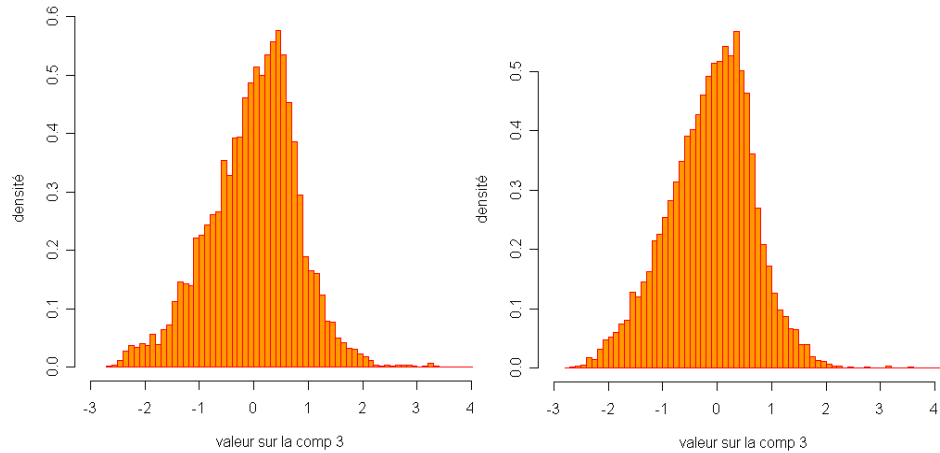


FIG. 6.37: Histogramme présentant la densité de particules selon le troisième axe de l'analyse en composantes principales du 10%. A gauche, population des intermétalliques à 10% de déformation, à droite à 82%.

**Axe 3** La figure 6.37, montre qu'il n'y a pas d'évolution du nuage de particules suivant l'axe 3. L'axe 3 porte essentiellement une information sur la distribution de masse des particules. Nous constatons donc qu'au cours de la déformation la forme des particules reste identique.

**Conclusion** L'évolution de la population des particules au cours du laminage, est confirmée par l'analyse de la projection de la population des particules de l'alliage déformé à 82% dans l'analyse en composantes principales du 10%. Mécaniquement cela se traduit par le fait que les particules de taille importante se révèlent être les plus fragiles : plus la déformation augmente et plus elles sont brisées. Les fragments alors créés forment de nouvelles particules, plus petites, et de géométrie plus simple.

La projection de l'état de déformation 123,5% dans le 10% confirme les évolutions observées.

### Comparaison de l'état de déformation de référence au modèle simulé à l'aide de schéma booléen

La loi de densité des diamètres des grains primaires sphériques la mieux adaptée pour la description de l'alliage d'aluminium 5182 à partir d'un schéma

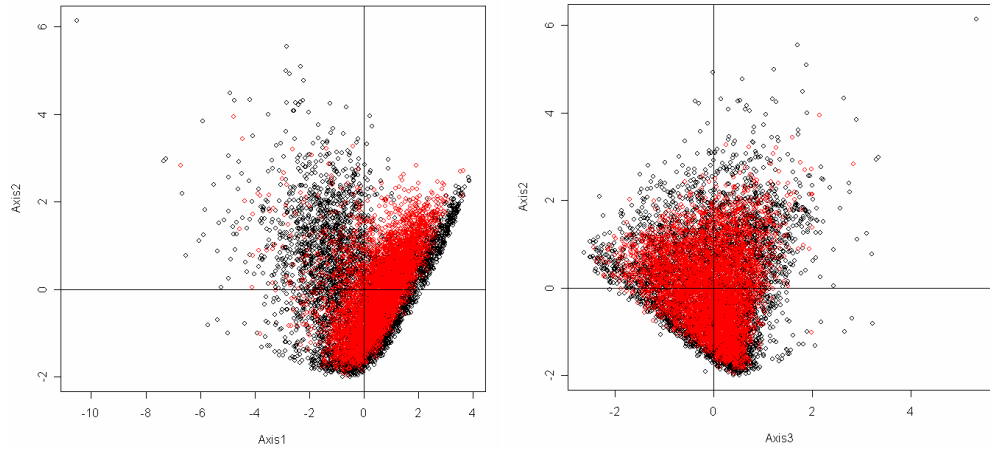


FIG. 6.38: Comparaison des populations des particules du matériau simulé (en rouge) dans l'espace de l'analyse en correspondances principales de AA5182 déformé à 10% (en noir), à gauche plan 1-2, à droite plan 2-3.

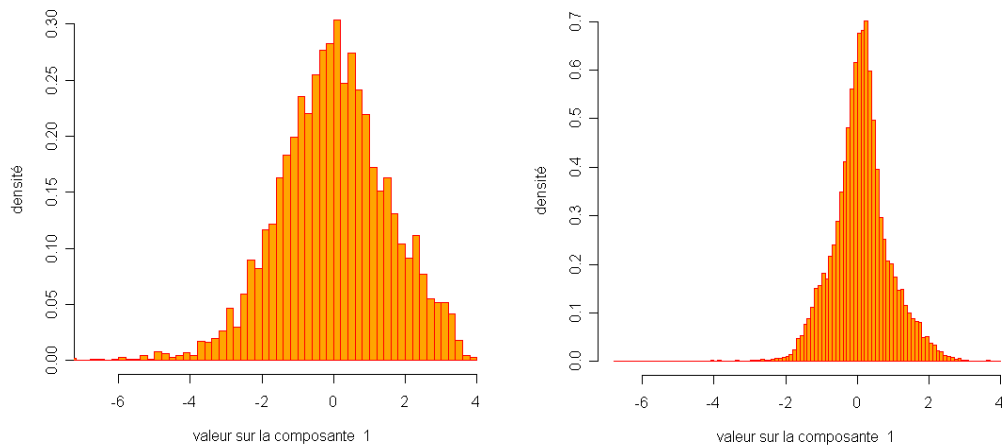


FIG. 6.39: Histogramme présentant la densité de particules selon le premier axe de l'analyse en composantes principales du 10%. A gauche, population des intermétalliques à 10% de déformation, à droite population simulée.

## 6.2. Analyse factorielle des données de l'étude paramétrique

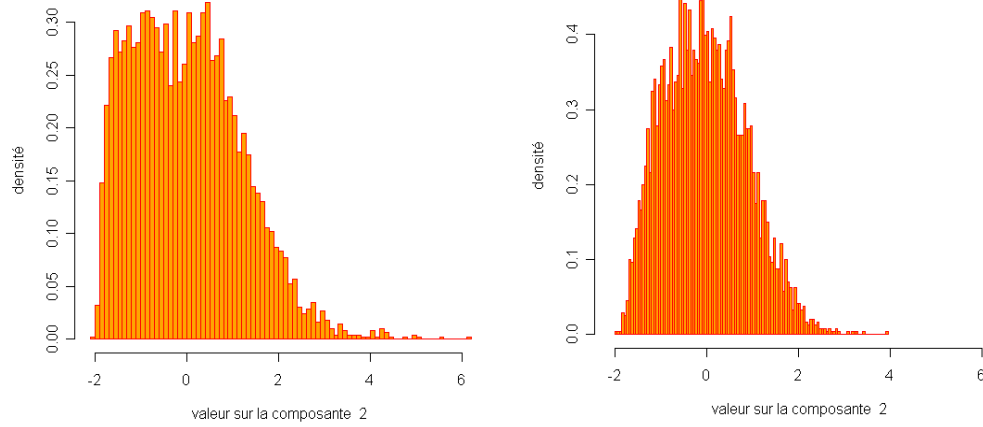


FIG. 6.40: Histogramme présentant la densité de particules selon le deuxième axe de l'analyse en composantes principales du 10%. A gauche, population des intermétalliques à 10% de déformation, à droite population simulée.

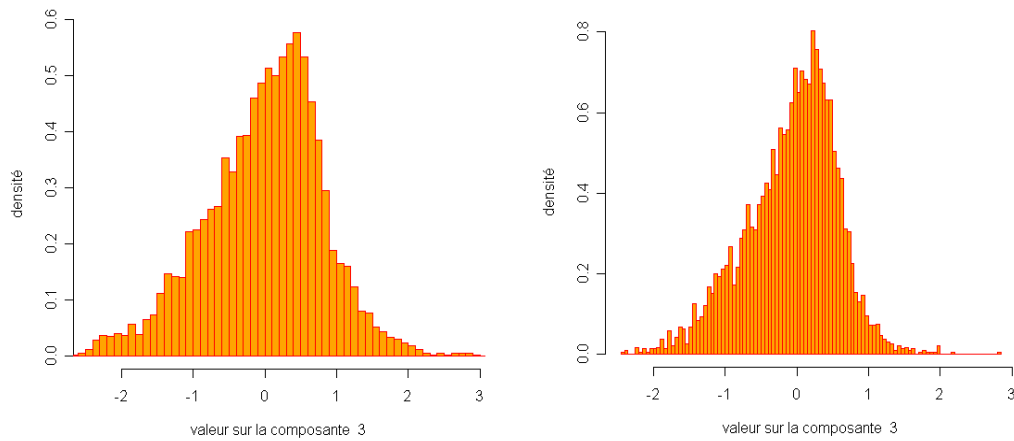


FIG. 6.41: Histogramme présentant la densité de particules selon le troisième axe de l'analyse en composantes principales du 10%. A gauche, population des intermétalliques à 10% de déformation, à droite population simulée.

booléen de sphères est la loi gamma de paramètres  $a = 1,52$  et  $b = 11$  (chapitre 4).

Les paramètres morphologiques des particules simulées sont mesurés. Nous projetons la population des particules simulées dans l'espace de l'analyse en composantes principales des particules intermétalliques réelles de type  $Al_x(Fe,Mn)$  (figure 6.38). Nous constatons que les nuages obtenus sont relativement proches selon le plan 2-3, et plus particulièrement selon l'axe 3 caractéristique de la distribution de masse des particules (voir les histogrammes unidimensionnels de la figure 6.41). La projection des nuage d'individus du matériau simulé diffère de la population des particules intermétalliques observées dans AA5182 sur le plan 1-2 et plus particulièrement selon l'axe 1 pour lequel les histogrammes présentés sur la figure 6.39 sont dissemblables.

Le nuage des particules simulées est moins éclaté que celui correspondant aux particules observées dans AA5182 déformé à 10%. Ainsi, nous observons dans la population des particules simulées, moins de particules simulées allongées et de volume important que dans la population de particules réelles. Nous remarquons également une diminution du nombre de particules sphériques de faible volume. En effet la figure 6.39, montre que l'histogramme des particules simulées par rapport à celui des particules intermétalliques observées dans l'alliage, se resserre autour de la valeur zéro.

L'ensemble du nuage des particules extraites de l'alliage est recouvert par le nuage des particules simulées; aussi il semble que l'ensemble des variétés des particules observées dans l'alliage d'aluminium 5182 puisse être simulé. Néanmoins, comme le montre les histogrammes 6.39, 6.40, et 6.41, la population de particules simulées ne reflète pas fidèlement la distribution statistiques des formes rencontrées dans l'alliage.

### Conclusion

La simulation de l'alliage d'aluminium 5182 par un schéma booléen de sphères, dont les diamètres aléatoires suivent une loi gamma, ne représente pas une bonne approximation du matériau réel. Néanmoins les formes des particules simulées sont proches de celles des particules observées. Il est donc possible d'effectuer des modélisations mécaniques de rupture sur des particules simulées extraites du modèle, et fidèles à la morphologie des intermétalliques.

## 6.3 Classification des particules intermétalliques

L'objectif de la classification est de regrouper les particules intermétalliques en fonction de leur forme, de manière à obtenir des familles de particules homogènes possédant des similitudes de comportement mécanique à la rupture.

Il existe deux types de méthode de classification [7][53][16][14] :

- la classification non hiérarchique. Elle produit une classification en un nombre fixé de classes
- la classification hiérarchique ascendante. Elle regroupe les éléments deux à deux en fonction de leur similitude, jusqu'à obtention d'une classe unique.

Dans le cas de la classification des particules intermétalliques de la phase au fer, nous n'avons pas de connaissance a priori sur le nombre de groupe de particules à constituer, nous effectuons donc une Classification Hiérarchique Ascendante (CHA).

### 6.3.1 La classification hiérarchique ascendante

La Classification Hiérarchique Ascendante (CHA) repose sur un algorithme itératif composé de deux étapes. La première étape consiste à réunir les 2 objets les plus proches pour former un nouveau groupe. La seconde étape consiste à calculer la distance entre le groupe qui vient d'être créé et tous les autres. L'algorithme est le suivant :

1. à chaque étape les deux classes les plus proches sont recherchées,
2. fusion des deux classes,
3. on continue jusqu'à ce qu'il n'y est plus qu'une seule classe.

Plusieurs méthodes de CHA existent, selon le critère d'agrégation qui est employé. Dans le cas de la classification des particules intermétalliques dans l'espace de représentation de l'analyse en composantes principales, nous utilisons la méthode de Ward.

#### La méthode de Ward

Elle est utilisée lorsque les individus sont des points d'un espace euclidien [88]. C'est une méthode de classification basée sur un critère d'inertie. Ainsi, le critère de regroupement lorsque nous passons d'une partition en  $k + 1$  classes à une partition en  $k$  classes est le suivant : les deux classes pour

lesquelles la perte de l'inertie est la plus faible sont fusionnées. Cela revient à réunir les deux classes les plus proches, en prenant comme distance  $D$  entre deux classes la perte de l'inertie encourue en les regroupant.

La classification obtenue faisant intervenir les notions de dispersion inter et intra classes, est dite d'ordre deux.

Nous remplaçons le tableau des distances  $D$  entre les  $n$  points par le tableau delta des distances modifiées :

$$\delta_{i,j} = \frac{P_i \cdot P_j}{P_i + P_j} d^2(g_i, g_j)$$

$P_i$  correspondent à la probabilité de l'effectif  $i$ , et  $d^2(g_i, g_j)$  la distance entre les centres de gravités des effectifs  $i$  et  $j$ .

### Dendrogramme ou arbre hiérarchique

La CHA conduit à l'obtention d'une hiérarchie de partitions en  $n$  classes, représentées sous la forme d'arbres, appelés dendrogrammes (figure 6.42). Le dendrogramme permet de visualiser les  $n - 1$  étapes de la classification des individus conduisant à l'obtention d'une classe unique.

Une troncature à un niveau donné de l'arbre, fournit une partition de l'ensemble. Le but de la CHA est d'indiquer globalement la présence de groupes. Si à un niveau du dendrogramme l'inertie intra classe augmente brutalement et fortement, nous considérons que la vision de groupes ou sous ensembles dans les données est pertinente.

#### 6.3.2 Résultats de la classification des particules intermétalliques de AA5182 déformé à 10%

La figure 6.42 représente le dendrogramme obtenu par la méthode de Ward sur la population des particules intermétalliques de la phase au fer contenue dans l'alliage d'aluminium 5182 déformé à 10%. Le choix du nombre de classes par coupure de l'arbre est obtenu visuellement. Nous observons sur la figure 6.42 que les niveaux d'agrégation varient de 0 à 1800. Les derniers noeuds, visualisés par des droites en pointillés rouges sur la figure 6.42, représentent des sauts d'agrégation importants. Nous pouvons espérer une partition de bonne qualité de la population en élaguant l'arbre entre les noeuds d'indices 541 et 992, 4. En effet, une coupure à ce niveau du dendrogramme présente le plus grand saut entre les niveaux d'agrégation de la partition.

L'élagage du dendrogramme pour un niveau d'agrégation compris entre 540 et 990, conduit à une partition de la population des particules intermétalliques en cinq classes.

### 6.3. Classification des particules intermétalliques

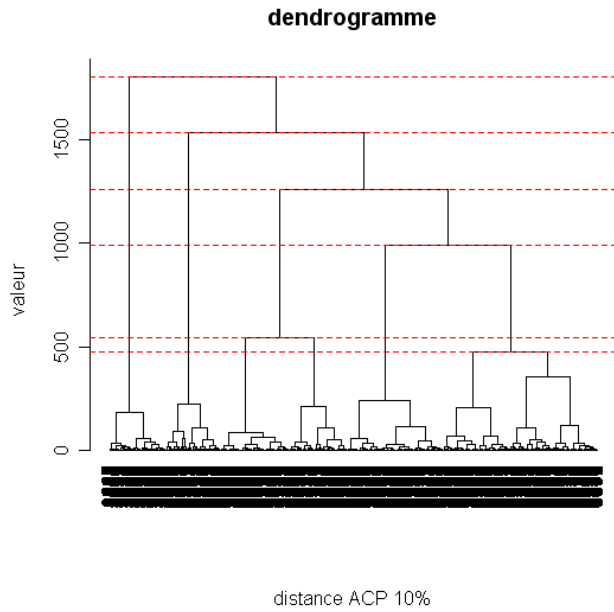


FIG. 6.42: Partition de la population des particules intermétalliques de la phase au fer de AA5182 déformé à 10%. CHA obtenue par la méthode de Ward.

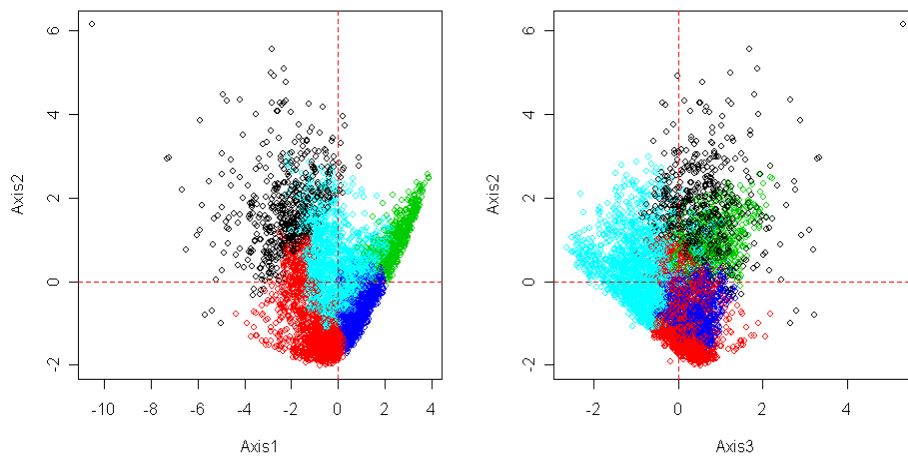


FIG. 6.43: Résultat de la partition en 5 classes par la méthode de Ward dans l'espace de l'ACP du nuage des particules intermétalliques de AA5182 déformé à 10%. A gauche plan 1-2 de l'ACP, à droite plan 3-2.

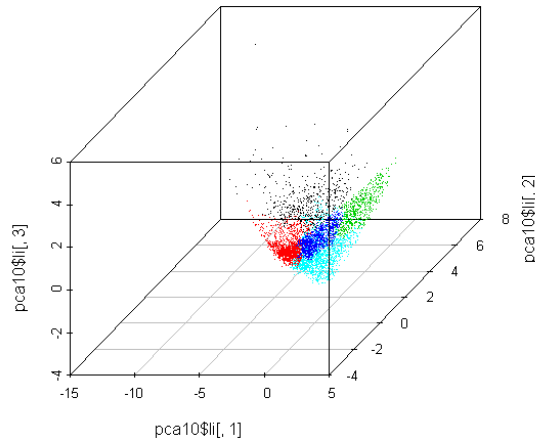


FIG. 6.44: Visualisation tridimensionnelle de la partition en 5 classes par la méthode de Ward dans l'espace de l'ACP du nuage des particules intermétalliques de AA5182 déformé à 10% .

Les figures 6.43 et 6.44, représentent la partition en cinq classes des particules intermétalliques obtenue par la méthode de Ward.

Nous observons que la partition obtenue correspond globalement aux tendances de formes analysées au paragraphe 6.2.2, et illustrées par les particules A B C D de la figure 6.33) :

famille	particule
type 1	B
type 2	A-E
type 3	C
type 4	-
type 5	D

### Particule de type 1

Le premier groupe identifié par une couleur verte sur les figures 6.43 et 6.44, représente 11,62% de la population des intermétalliques de la phase au fer. Les particules appartenant à cette population sont de forme : compacte, peu allongée, assez sphérique (variant entre des formes sphériques et ellipsoïdales prolates peu allongées). Les formes types de cette population sont illustrées sur la figure 6.45.



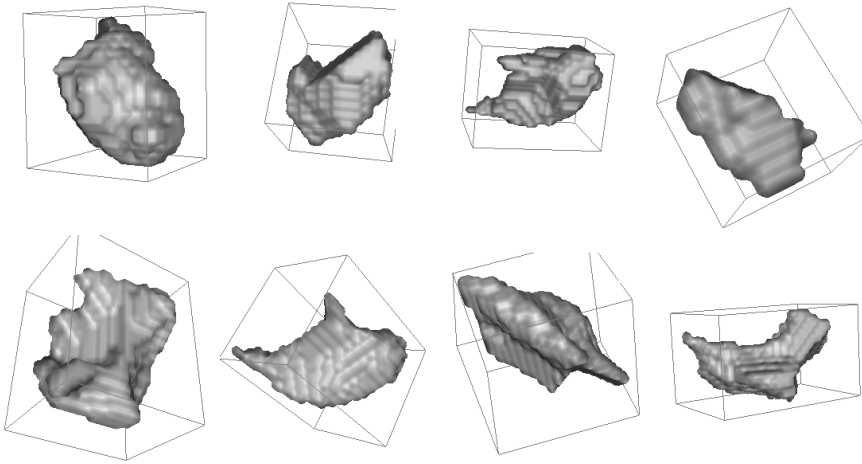


FIG. 6.45: Visualisation de particules intermétalliques contenues dans AA5182 déformé à 10% de type 1.

### Particule de type 2

Le deuxième groupe identifié par une couleur noire sur les figures 6.43 et 6.44, représente 10,87% de la population des intermétalliques. Les particules appartenant à cette population sont caractérisées par :

- un allongement assez important ( $\overline{IGg} = 55$ ),
- un volume important supérieur à  $3,430\mu m^3$  (soit trois fois supérieur au volume moyen des particules intermétalliques de la phase au fer contenues dans AA5182 déformé à 10% égal à  $1156\mu m^3$ ),
- un indice d'inertie normalisé  $\lambda_1 > 0,4$  ( $\overline{\lambda_1} = 0,45$ ).

Les formes types de cette population sont illustrées sur la figure 6.46.

### Particule de type 3

Le troisième groupe identifié par une couleur rouge sur les figures 6.43 et 6.44, représente 26,17% de la population des intermétalliques. Les particules appartenant à cette population sont caractérisées par un allongement important dans une direction de l'espace. Leur distribution de masse est de type cylindrique filaire avec un indice d'inertie normalisée  $\lambda_2 > 0,4$  ( $\overline{\lambda_2} = 0,45$ ).

Les formes types de cette population sont illustrées sur la figure 6.47.

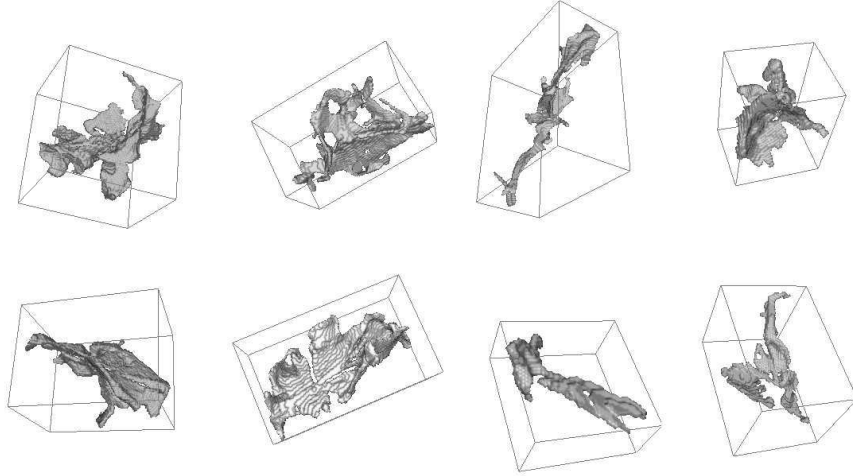


FIG. 6.46: Visualisation de particules intermétalliques contenues dans AA5182 déformé à 10% de type 2.

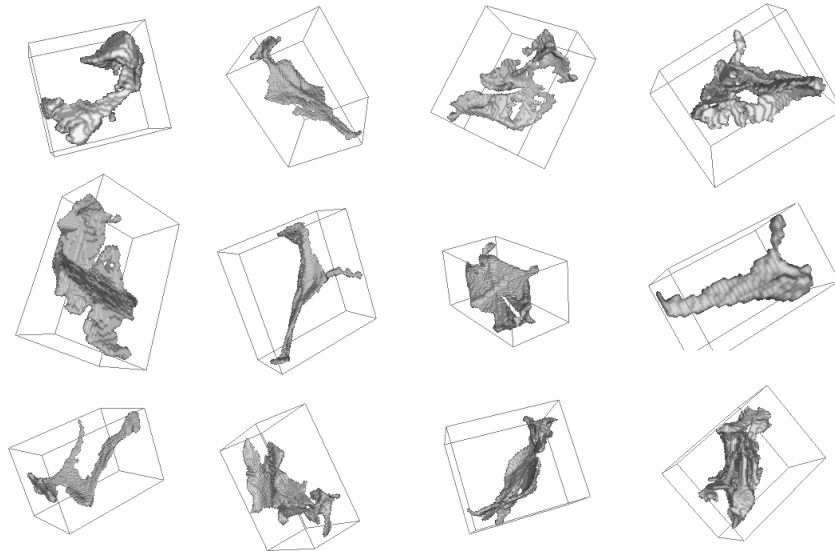


FIG. 6.47: Visualisation de particules intermétalliques contenues dans AA5182 déformé à 10% de type 3.

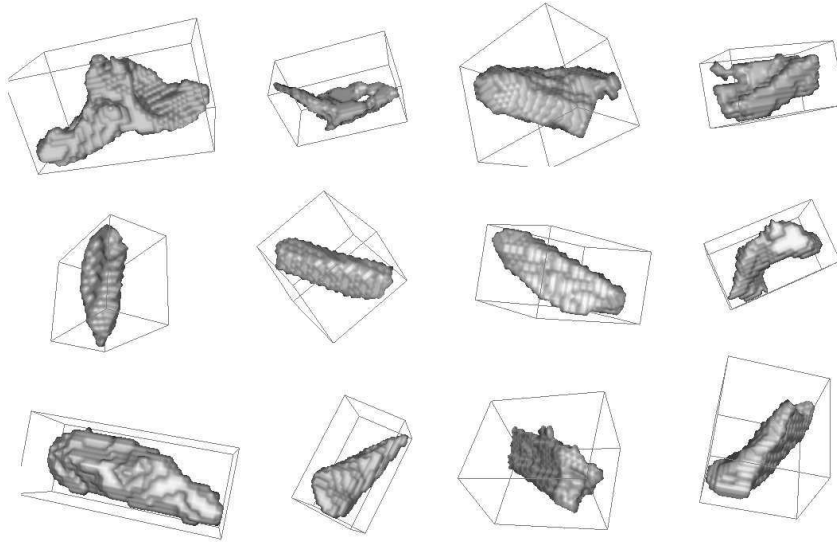


FIG. 6.48: Visualisation de particules intermétalliques contenues dans AA5182 déformé à 10% de type 4.

#### Particule de type 4

Le quatrième groupe identifié par une couleur bleue sur les figures 6.43 et 6.44, représente 19,65% de la population des intermétalliques. Les particules appartenant à cette population sont caractérisées par une forme en cigare de type ellipsoïde prolate, proche de la distribution de masse cylindrique de type filaire.

Les formes types de cette population sont illustrées sur la figure 6.48.

#### Particule de type 5

Le cinquième groupe identifié par une couleur turquoise sur les figures 6.43 et 6.44, est le groupe le plus important, il représente 31,6% de la population. Les particules appartenant à cette population sont caractérisées par des portions de particules de type plan.

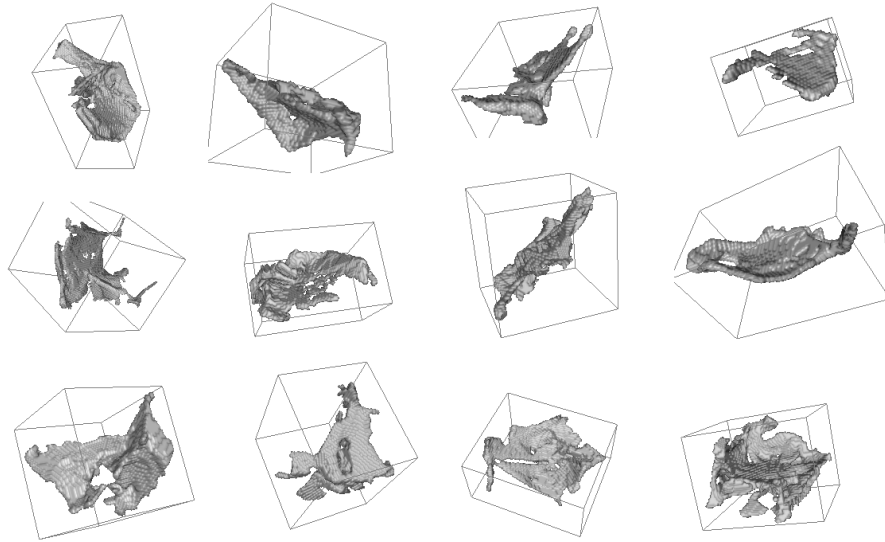


FIG. 6.49: Visualisation de particules intermétalliques contenues dans AA5182 déformé à 10% de type 5.

### 6.3.3 Évolution des cinq familles de particules au cours du laminage à chaud

#### Méthode

Dans la section précédente, nous avons déterminé 5 familles de particules par la méthode de classification hiérarchique ascendante dans l'espace de l'analyse en composantes principales. Les familles de particules définissent des régions précises dans l'espace de l'ACP. Ainsi, nous pouvons calculer pour chaque type de famille son centre d'inertie ; ses coordonnées correspondent à la moyennes des coordonnées des particules constituant la famille.

Nous pouvons pour chaque particule d'un état de déformation, une fois projetée dans l'espace de l'analyse en composantes principales du matériau déformé à 10%, calculer ses distances euclidiennes  $d_i$  ( $i$  variant de 1 à 5) par rapport aux cinq centres d'inertie définis pour chaque famille de particules.

L'espace de l'analyse en composantes principales est régionalisé en cellules de voronoï dont les centres correspondent au centre d'inertie. Il est alors possible de dénombrer les particules dans chaque région.

### 6.3. Classification des particules intermétalliques

---

	10%	82%	123,5%	évolution
type 1	11,62%	15,06%	18,74%	↗ ↗
type 2	10,87%	2,12%	2,72%	↘ →
type 3	26,17%	24,54%	20,65%	↘ ↘
type 4	19,65%	29,93%	35,40%	↗ ↗
type 5	31,6%	28,36%	22,45%	↘ ↘

#### Résultats

Le tableau 6.3.3 présente l'évolution des pourcentages de particules présentes dans chaque famille dans l'alliage d'aluminium au cours du procédé industriel de laminage à 10, 82 et 123,5% de déformation.

Nous constatons que la population des particules des familles de type 1 et 4 augmente. Ces deux familles correspondent à des particules compactes de faible dimension.

La famille de particules de type 2 a un effectif qui diminue beaucoup pour un taux de déformation compris entre 10% et 82%, puis qui reste constant par la suite. Ce phénomène traduit la fragmentation des particules complexes de dimension importante vers des particules plus simples. Les bouts des particules fragmentées sont ensuite classés dans d'autres familles. Les particules complexes qui ne sont pas brisées au début du laminage ne le sont pas pour des taux de déformation plus importants.

Nous observons un comportement identique des familles de particules de type 3 et 5 (c'est à dire de type allongé et de type plan) correspondant à une diminution des effectifs des deux classes. La diminution est d'abord faible entre les états de déformation 10 et 82%, puis s'accélère avec la déformation.

#### 6.3.4 Conclusion

Nous avons déterminé 5 familles de particules :

- Les particules de type 1 sont compactes, peu allongées, et assez sphériques.
- Les particules de type 2 sont complexes. Elles ont un volume important et sont assez allongées.
- Les particules de type 3 sont caractérisées par un allongement important dans une direction de l'espace.
- Les particules de type 4 ont une forme caractéristique en cigare.
- Les particules de type 5 sont caractérisées par une surface présentant de grande portion d'interface plane.

Au cours du laminage, les familles de particules de type 1 et 4 ont un effectif croissant. Il traduit d'une part la fragmentation des particules plus complexes contenues dans les autres familles, mais également la plus grande robustesse de ces particules aux sollicitations mécaniques appliquées lors du laminage.

Les particules de type 2, sont brisées au début du laminage entre 10% et 82% de déformation ; puis, elles ne semblent plus affectées par les contraintes appliquées.

Les particules de type 3 et 5 présentant des directions privilégiées dans l'espace, voient leur population diminuer au cours du laminage.

## 6.4 Conclusion

L'étude directe de l'évolution des mesures au cours du laminage sur les particules intermétalliques, nous a permis de mettre en évidence la fragmentation des particules. Au cours du laminage, les particules de volume important sont brisées au profit des particules plus petites.

L'évolution au cours du laminage des angles d'Euler  $\theta$  et  $\varphi$  montre que les particules s'orientent dans le sens du laminage diminuant ainsi l'effet des contraintes appliquées.

Les évolutions les plus importantes sont observées entre les états de déformation 10 et 82%. Les évolutions entre les états 82 et 123,5% confirment les tendances.

L'analyse factorielle des données, nous permet d'obtenir un espace de représentation pour les particules intermétalliques réduit à trois dimensions. Dans cet espace, les particules peuvent être classées en cinq familles. Les familles obtenues sont homogènes. Elles présentent des caractéristiques de formes déterminées :

- Le type 1 est constitué de particules compactes, peu allongées, et assez sphériques.
- Le type 2 est constitué de particules complexes, de volume important et assez allongées.
- Le type 3 est constitué de particules par un allongement important dans une direction de l'espace, ayant une distribution de masse cylindrique.
- Le type 4 est constitué de particules ayant une forme cigare.
- Le type 5 est constitué de particules de type "peau".

Au cours du laminage, nous avons mis en évidence l'évolution des familles de particules. Les familles de particules de type 1 et 4 constituées de particules compactes ont un effectif croissant. Il traduit d'une part la fragmentation des particules plus complexes contenues dans les autres familles.

mais également la plus grande robustesse de ces particules aux sollicitations mécaniques appliquées lors du laminage. La famille de type 2 constituée de particules volumineuses et complexes a un effectif décroissant dans un premier temps entre 10% et 82% de déformation. Il traduit leur fragmentation. Puis, elles ne semblent plus affectées par les contraintes appliquées. Les familles de type 3 et 5 présentant des allongements ou des distributions de masse cylindrique de type plan, voient leur population diminuer au cours du laminage.