

# Caractérisation des matériaux et identification des paramètres des modèles

Ce chapitre porte sur la caractérisation des matériaux retenus dans le cadre du projet. Deux alliages de cuivre, le CuBe2 et le CuFe2P, sont couramment utilisés sous forme de tôles ultrafines dans l'industrie du micro-formage. De plus, le cuivre pur a été retenu comme matériau de référence académique. Dans un premier temps, la campagne expérimentale menée pour caractériser ces trois matériaux est présentée : la diffraction par électrons rétrodiffusés permet de mesurer la texture cristallographique des tôles alors que la réponse mécanique à divers trajets de déformation est obtenue par des essais mécaniques. La base expérimentale constituée comprend :

- des essais monotones de traction uniaxiale et de cisaillement à différentes orientations ( $0$ ,  $45$  et  $90^\circ$ ) par rapport à la direction de laminage (DL) pour évaluer l'anisotropie, l'orientation à  $45^\circ$  étant la direction diagonale (DD) et celle à  $90^\circ$  la direction transverse (DT) ;
- des essais d'expansion par gonflement hydraulique qui ont permis d'investiguer le comportement en grandes déformations sous un chargement équibiaxial ;
- des essais de cisaillement cyclique dans la DL pour la mise en évidence de l'effet Bauschinger et d'autres phénomènes transitoires liés à l'écroutissage cinématique ;

- des essais de traction à différentes vitesses de déformation pour l’analyse de l’influence de la viscosité ;
- des essais de charges et décharges à différents taux de déformation en traction (DL) pour étudier l’évolution du module d’élasticité.

Dans un second temps, les données expérimentales recueillies sont utilisées pour calibrer les modèles de comportement. L’identification des paramètres pour les approches phénoménologiques et en plasticité cristalline est alors détaillée ; par ailleurs, une comparaison des procédures d’identification et des capacités prédictives des deux approches est réalisée.

## Caractérisation microstructurale

### 4.1.1 L’alliage de cuivre CuBe2

Le **CuBe2** ou **C17200**<sup>1</sup> est un alliage de cuivre qui possède une très haute résistance mécanique, une bonne ductilité ainsi qu’une bonne formabilité tout en conservant une excellente conductibilité électrique.

Il se présente sous forme de feuilles (fournies par Berylco) d’épaisseur 0.1 mm et sa composition chimique est donnée dans le tableau ci-dessous :

Composant chimique	<b>Cu</b>	<b>Be</b>	<b>Co</b>	<b>Ni</b>	<b>Fe</b>
% massique	Min 97%	1,8 - 2%	Max 0,3%	Max 0,15%	Max 0,15%

TABLEAU 4.1: Composition chimique pondérale du CuBe2.

#### 4.1.1.1 Analyse microstructurale

Des analyses par diffractions d’électrons rétrodiffusés (EBSD) effectuées dans le cadre du projet (Caer et Pesci, 2014) ont permis d’appréhender la microstructure des matériaux étudiés. La microstructure a été analysée dans les trois plans d’orthotropie de la tôle c’est-à-dire en surface (section DL - DT) et dans les sections DL - DN et DN - DT où DN est la direction normale au plan de la tôle. Les mesures ont été réalisées avec un microscope électronique à balayage Jeol équipé d’un canon à émission de champs (Field

1. *Unified Numbering System (USA)*

Emission Gun) et d'une caméra EBSD Oxford. Des surfaces de  $320 \times 240 \mu\text{m}^2$  ont été couvertes avec une résolution de  $0.3 \mu\text{m}$ .

Comme illustré par la figure de pôles (Figure 4.1), le CuBe2 présente une texture de type Goss  $\{110\}$ , relativement peu marquée. Un gradient de texture a été observé dans l'épaisseur mais étant peu marqué, il ne sera pas pris en compte.

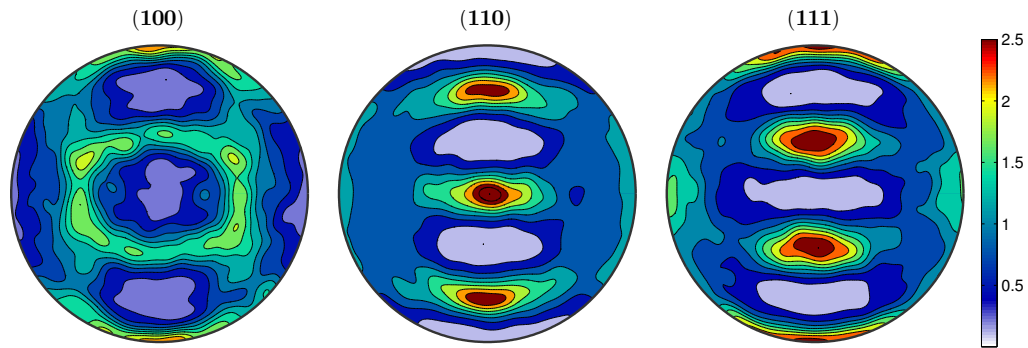


FIGURE 4.1: Figure de pôles du CuBe2 (Caer et Pesci, 2014).

Les grains sont relativement équiaxes et présentent une taille moyenne de  $4 \mu\text{m}$ . La taille maximale est de  $50 \mu\text{m}$  (voir Figure 4.2) bien que la dispersion sur la taille de grains soit relativement faible. On a donc en moyenne une vingtaine de grains dans l'épaisseur de  $100 \mu\text{m}$ .

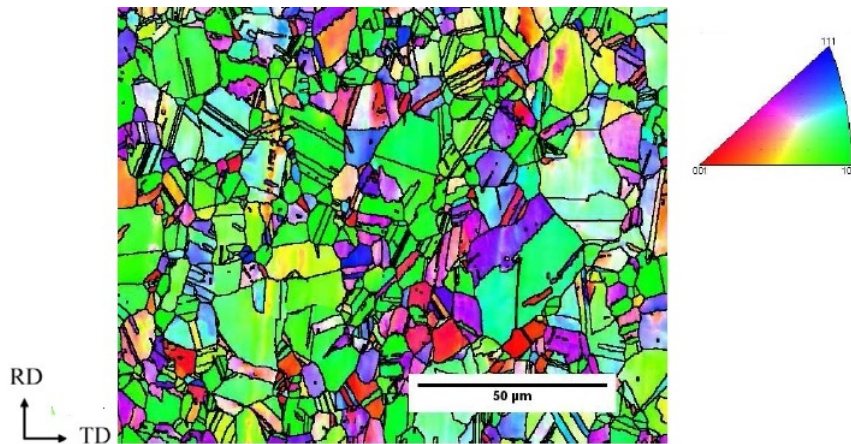


FIGURE 4.2: Cartographie EBSD du CuBe2 (Caer et Pesci, 2014).

### 4.1.2 L'alliage de cuivre CuFe2P

Le **CuFe2P** ou **C19400** est un alliage de cuivre qui combine de bonnes caractéristiques mécaniques (résistance élevée), une aptitude à la mise en forme à chaud, une résistance accrue à la corrosion et une bonne conductibilité électrique.

Il se présente sous forme de feuilles d'épaisseur 0.127 mm (fournies par Wieland) et sa composition chimique est spécifiée dans le tableau ci-dessous :

Composant chimique	<b>Cu</b>	<b>Fe</b>	<b>Zn</b>	<b>P</b>
% massique	97,45%	2,4%	0,12%	0,03%

TABLEAU 4.2: Composition chimique pondérale du CuFe2P.

#### 4.1.2.1 Analyse microstructurale

La texture du matériau est marquée et de type Cube  $\{100\}$  (Figure 4.3).

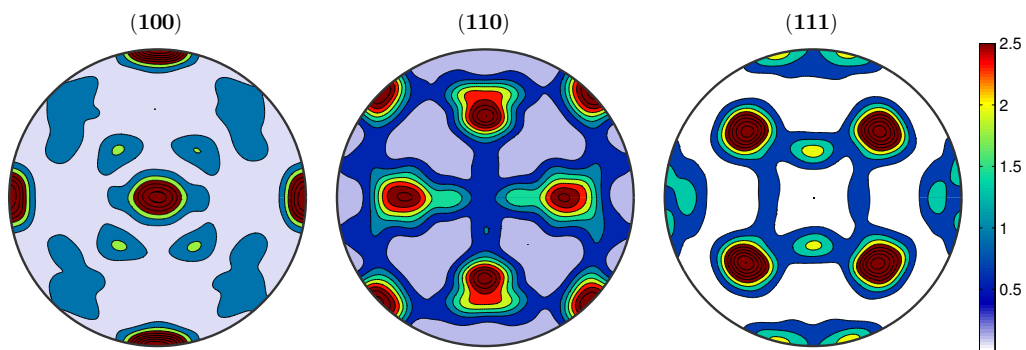
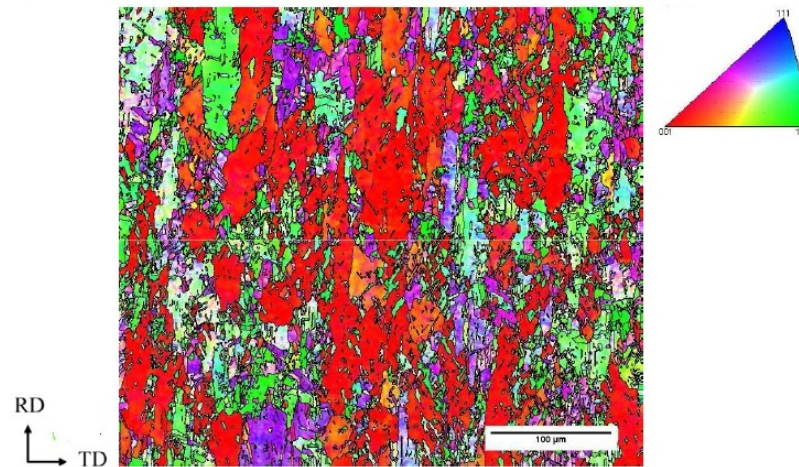


FIGURE 4.3: Figure de pôles du CuFe2P (Caer et Pesci, 2014).

La microstructure des tôles semble « dégradée » et présente un aspect bien plus lamellaire que granulaire. Comme illustré sur la Figure 4.4, les tôles de CuFe2P ont manifestement subi un taux de laminage très important ce qui a considérablement étiré les grains dans la DL mais les a aussi fragmenté. De fait, il est difficile de déterminer une taille moyenne de grains par la méthode dite des cercles. En considérant les différentes sections (DL-DT et DL-DN), les dimensions moyennes d'un grain sont estimées à  $40 \mu\text{m} \times 10 \mu\text{m} \times 10 \mu\text{m}$  et la taille maximale à  $140 \mu\text{m} \times 10 \mu\text{m} \times 10 \mu\text{m}$ . On dénombre donc environ une dizaine de grains dans l'épaisseur.

FIGURE 4.4: Cartographie EBSD du CuFe<sub>2</sub>P (Caer et Pesci, 2014).

## Le cuivre pur Cu

En complément des alliages industriels, le cuivre pur a été choisi comme matériau de référence. Il se présente également sous la forme de feuilles d'épaisseur 0.1 mm et est pur à 99.9% (d'après le fournisseur Goodfellow). Il est relativement peu texturé (voir Figure 4.5).

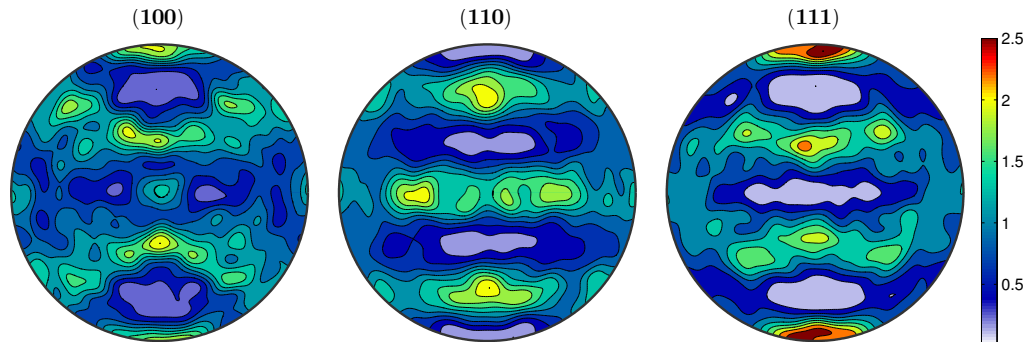


FIGURE 4.5: Figure de pôles du Cu (Caer et Pesci, 2014).

La taille moyenne de grains est de 10  $\mu m$  avec un maximum de 140  $\mu m$ . La dispersion est néanmoins faible (voir Figure 4.6) et on a une moyenne de 10 grains dans l'épaisseur.

### 4.1.4 Bilan

L'analyse microstructurale a permis d'accéder à des informations sur la texture des matériaux. Etant donné le nombre relativement élevé de grains (environ 25) dans l'épaisseur des tôles de CuBe<sub>2</sub>, celles ci sont à rapprocher de la catégorie des tôles minces plutôt

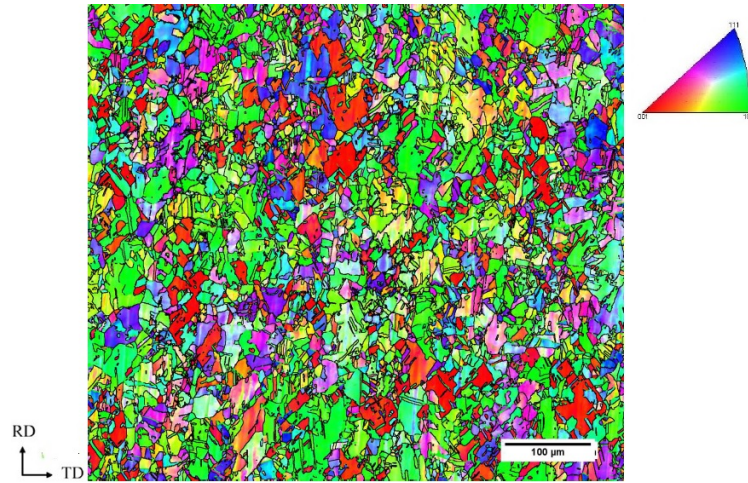


FIGURE 4.6: Cartographie EBSD du cuivre pur (Caer et Pesci, 2014).

que ultrafines.

Le CuFe2P présente une microstructure lamellaire très allongée dans la DL, due à un fort taux de réduction, ainsi qu'une texture bien marquée. La taille moyenne de grain indique une dizaine de grains dans l'épaisseur ce qui permet de classer ces tôles dans la catégorie des ultrafines.

Enfin, le cuivre pur présente une texture peu marquée et on dénombre en moyenne une dizaine de grains dans l'épaisseur des tôles. Elles rentrent donc également dans la catégorie des tôles ultrafines.

## Caractérisation mécanique

Des essais mécaniques ont été effectués pour caractériser le comportement mécanique des matériaux sous différents trajets de déformation. Les champs de déformation sont mesurés à l'aide du dispositif de mesure optique 3D par corrélation d'images ARAMIS GOM (GmbH). Ce système se compose de deux caméras vidéos qui enregistrent le déplacement d'un mouchetis aléatoire, noir et blanc, déposé sur la surface des éprouvettes. Les déformations longitudinales et transverses sont accessibles soit en un point soit en moyennant les valeurs sur une zone définie.



### 4.2.1 Essais monotones de traction uniaxiale

Les essais de traction ont été menés sur une machine Instron 5566 avec une cellule de force de 10 kN (précision de +/- 0.5%). Les différents essais ont été effectués sur des éprouvettes obtenues par fraisage dont la géométrie est présentée sur la [Figure 4.7](#).

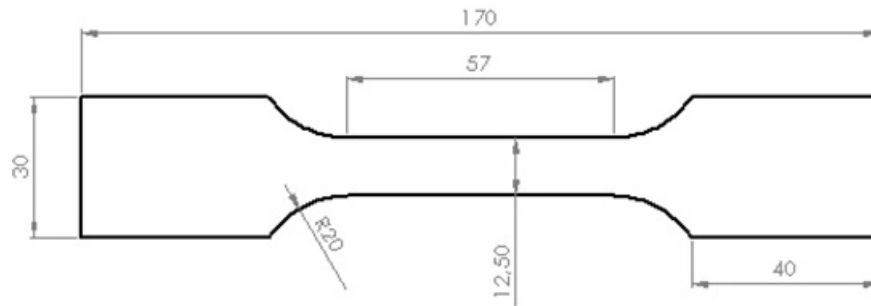


FIGURE 4.7: Géométrie des éprouvettes de traction.

Cette géométrie est en accord avec la norme ISO 6892-1 et a été utilisée sur des épaisseurs de tôles similaires dans les travaux de thèse de ([Pham, 2014](#)). Une attention particulière a été apportée à la mise en place des essais; les têtes des éprouvettes ont notamment été pliées pour assurer une meilleure prise dans les mors. La vitesse de sollicitation, maintenue constante, est de  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . Les essais ont été réalisés sur des éprouvettes découpées dans la DL, la DT et la DD afin d'étudier l'anisotropie dans le plan de la tôle. Chaque essai a été triplé pour s'assurer de la reproductibilité des résultats et la mesure de déformation choisie est logarithmique  $\epsilon = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right)$ ,  $l_0$  étant la longueur initiale et  $l$  la longueur courante. La contrainte nominale mesurée est convertie en contrainte de Cauchy moyennant l'hypothèse de déformation uniforme.

Les grandeurs mécaniques (contraintes, déformations) reliées à la direction de laminage sont dites longitudinales et ont pour indices 11, celles dans la DT sont dites transverses, ont pour indices 22 et celles dans l'épaisseur sont dites normales et indicées 33.

L'anisotropie de déformation dans chaque essai sera évaluée au moyen des coefficients d'anisotropie  $r_\theta$  où  $\theta$  est l'angle d'orientation par rapport à la DL. Ces derniers peuvent être calculés de deux manières :

- soit par le rapport  $\epsilon_{22}^p / \epsilon_{33}^p$  pris à une déformation longitudinale  $\epsilon_{11}^p = 0.1$ , on parle alors des coefficients de Lankford;
- soit comme la pente de la courbe déformation transverse en fonction de la déformation normale  $\epsilon_{22}^p = f(\epsilon_{33}^p)$ , ce sont les coefficients de Hill.

La méthode de Hill qui utilise une régression linéaire pour le calcul de la pente donc des coefficients, donne des résultats moins sensibles aux fluctuations des valeurs expérimentales ; elle est donc retenue dans nos travaux. Dans les deux cas, il est nécessaire d'assurer le suivi de la déformation transverse. Le calcul de la déformation normale avec l'hypothèse d'invariance du volume dans le domaine plastique soit  $\text{tr}(\epsilon^p) = 0$ .

Le coefficient d'anisotropie plastique ainsi défini illustre le mode de déformation de l'éprouvette : s'il est supérieur à 1, la déformation transverse prédomine et s'il est inférieur à 1, la tôle a plus tendance à se déformer dans l'épaisseur. Les valeurs présentées par la suite sont les moyennes effectuées sur trois essais.

A partir de ces informations, on peut quantifier globalement l'anisotropie du matériau par le biais de deux coefficients d'anisotropie :

- le coefficient d'anisotropie moyen  $\bar{r}$  caractérise l'anisotropie normale globale par une moyenne sur les coefficients d'anisotropie calculés pour des différentes orientations :

$$\bar{r} = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4} \quad (4.1)$$

Si il est proche de 1, alors l'anisotropie normale est faible.

- le coefficient d'anisotropie planaire  $\Delta r$  évalue la variation de l'anisotropie dans le plan de la tôle selon l'orientation par rapport à la DL :

$$\Delta r = \frac{r_0 - 2r_{45} + r_{90}}{2} \quad (4.2)$$

Une valeur nulle de  $\Delta r$  implique que l'anisotropie de déformation est la même quelle que soit l'orientation, c'est-à-dire que le matériau est isotrope dans le plan. En emboutissage par exemple, un  $\Delta r$  proche de zéro est nécessaire si on veut éviter l'apparition de cornes.

Enfin, pour la détermination du module de Young et du coefficient de Poisson, des jauges de déformation ont été utilisées et quatre cycles de charge-décharge ont été effectués dans le domaine élastique (jusqu'à 0.2% de déformation).

#### 4.2.1.1 Le cuivre

La [Figure 4.8](#) montre que les caractéristiques mécaniques des éprouvettes prélevées dans la DL sont supérieures à celles des éprouvettes dans la DT et la DD. La limite d'élasticité dans la DL est plus élevée et l'écroutissage est également plus important. Pour ce



matériau, l'anisotropie observée sur la contrainte n'est pas négligeable.

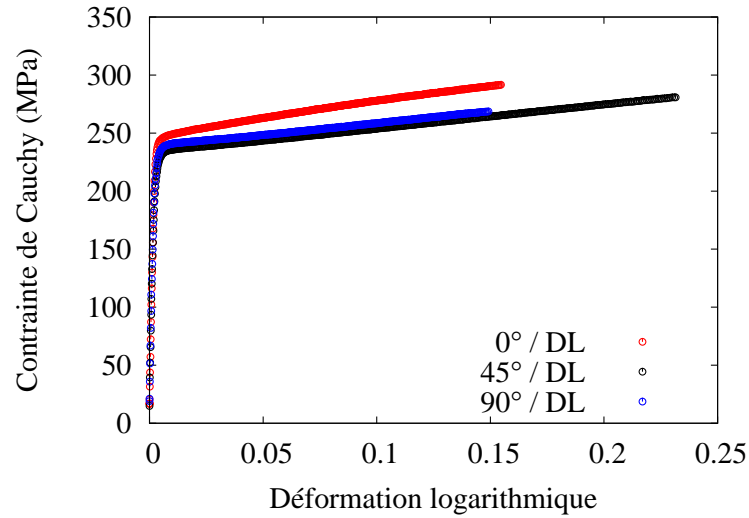


FIGURE 4.8: Essais de traction uniaxiale à 0, 45 et 90° de la DL pour le cuivre pur.

Le coefficient d'anisotropie  $\bar{r}$  du cuivre est de 0,69, indiquant une anisotropie normale relativement marquée. Pour ce qui est de l'anisotropie planaire, on obtient  $\Delta r = 0,08$  ce qui signifie qu'elle faible dans le plan de la tôle.

Les caractéristiques mécaniques sont regroupées dans la [Tableau 4.3](#).

$E$	104 GPa		
$\nu$	0,28		
$r_0$	0,65		
$r_{45}$	0,78		
$r_{90}$	0,64		
$\bar{r}$	0,69		
$\Delta r$	0,08		
		$R_m$	247 MPa
		$R_p$	285 MPa
		Allongement	16
		Dureté Vickers	49 - 87 HV

TABLEAU 4.3: Caractéristiques mécaniques du cuivre pur. La dureté est reprise des données du fournisseur.

#### 4.2.1.2 Le CuBe2

Le CuBe2 présente également une limite d'élasticité dans la DL supérieure à celle dans la DD, elle-même légèrement supérieure à celles dans la DT. L'anisotropie de contrainte est donc assez marquée (voir [Figure 4.9](#)). Cette limite élastique, plus élevée en DL, est

suivie par une inflexion de la pente d'écroissage qui n'est pas relevée sur les essais en DT et DD. Le même comportement est observé pour le cuivre pur. Il est probablement lié au changement de trajet de déformation entre le laminage et la traction (ces tôles en « état dur » ayant été laminées à froid).

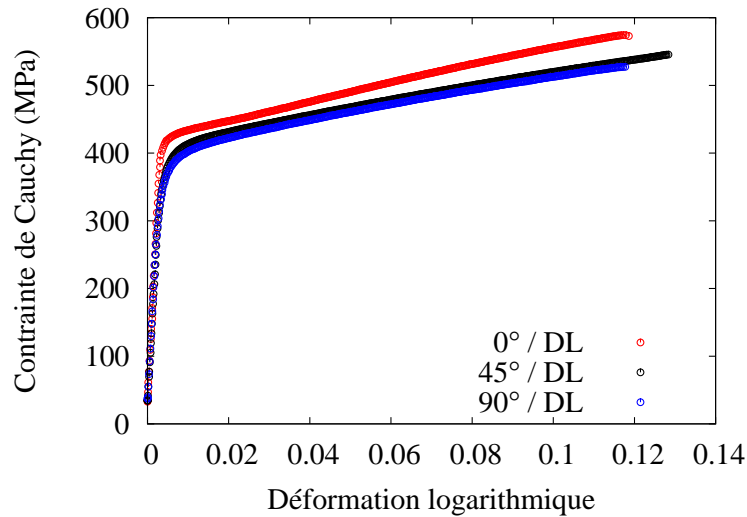


FIGURE 4.9: Essais de traction uniaxiale à 0, 45 et 90° de la DL pour le CuBe2.

Le coefficient d'anisotropie normale est proche de 1 ce qui indique une anisotropie de déformation globalement faible ; il faut néanmoins remarquer la faible valeur du coefficient d'anisotropie dans la DL et, par conséquent, un  $\Delta r$  significatif. Le [Tableau 4.4](#) regroupe les caractéristiques mécaniques du CuBe2.

$E$	126 GPa	$R_m$	430 MPa
$\nu$	0,37	$R_p$	590 MPa
$r_0$	0,64	Allongement (%)	14
$r_{45}$	1,20	Dureté Vickers	120 - 180 HV
$r_{90}$	0,93		
$\bar{r}$	0,92		
$\Delta r$	0,28		

TABLEAU 4.4: Caractéristiques mécaniques du CuBe2. La dureté est reprise des données du fournisseur.

### 4.2.1.3 Le CuFe2P

Le CuFe2P présente un comportement assez différent des deux autres matériaux (voir [Figure 4.10](#)). Les caractéristiques mécaniques dans la DT sont respectivement supérieures à celles dans la DD et la DL. L'écroutissage, quasiment nul dans la DD et la DT, est légèrement plus marqué dans la DL ; ce qui se répercute sur le taux de déformation très faible (de 5 à 11%) atteint avant rupture dans chaque cas, bien que celui dans la DL soit plus élevé.

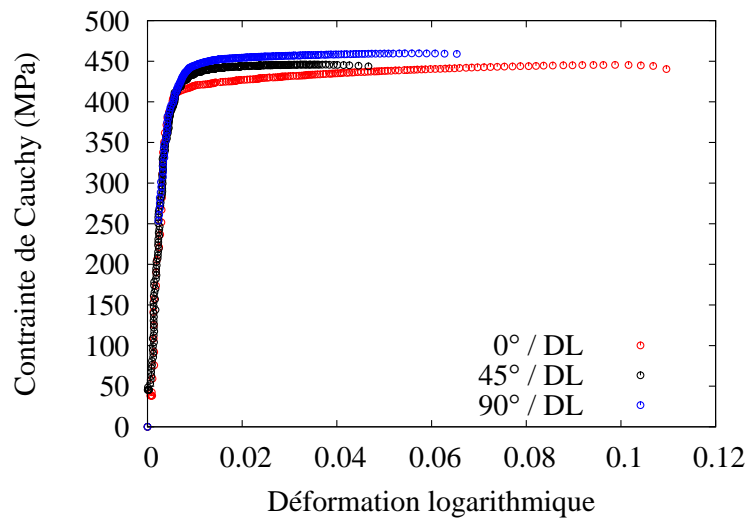


FIGURE 4.10: Essais de traction uniaxiale à 0, 45 et 90° de la DL pour le CuFe2P.

Le [Tableau 4.5](#) donne un aperçu des caractéristiques mécaniques du CuFe2P. On relève une anisotropie normale relativement prononcée par rapport au CuBe2 mais une anisotropie planaire moindre.

$E$	114 GPa
$\nu$	0,27
$r_0$	0,57
$r_{45}$	0,52
$r_{90}$	0,77
$\bar{r}$	0,60
$\Delta r$	0,15

$R_m$	405 MPa
$R_p$	460 MPa
Allongement	7
Dureté Vickers	130 - 150 HV

TABLEAU 4.5: Caractéristiques mécaniques du CuFe2P. La dureté est reprise des données du fournisseur.

L'analyse comparative des courbes de traction des trois matériaux (voir [Figure 4.11](#)), pour des éprouvettes prises dans la DL, révèle l'intérêt des éléments d'additions des alliages CuBe2 et CuFe2P. La limite d'élasticité passe d'environ 225 MPa pour le cuivre pur à au moins 400 MPa pour les alliages industriels, soit une augmentation de la limite élastique de 55%, au prix d'une certaine perte de ductilité.

De plus, des différences majeures dans le comportement en écoulement apparaissent. Le CuFe2P ne présente quasiment pas d'écrouissage, au contraire du CuBe2 dont le taux d'écrouissage est important.

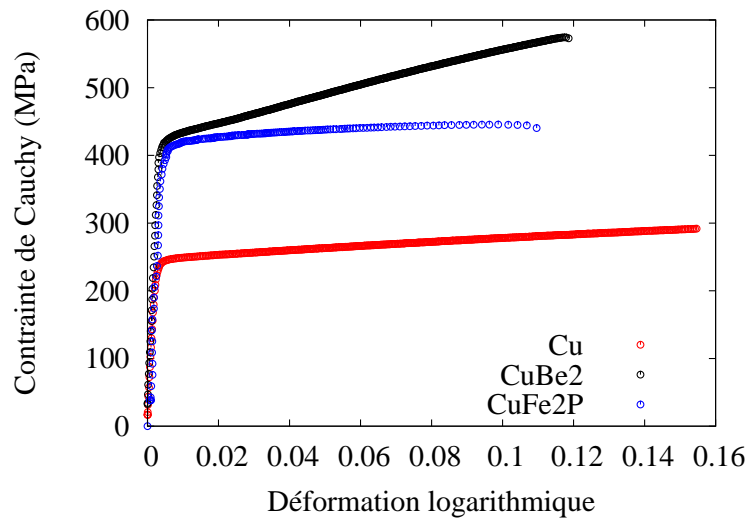


FIGURE 4.11: Comportement en traction dans la DL des trois matériaux.

#### 4.2.2 Essais de traction avec sauts de vitesses

Des essais de traction avec des sollicitations à différentes vitesses de traverse ont été réalisés pour analyser et estimer les propriétés de viscosité des matériaux. Les essais sont constitués de quatre charges : la première à la vitesse de déformation appliquée lors des essais monotones  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$ , la seconde à  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , la troisième à  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$  et enfin la dernière à la vitesse initiale de  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .

Entre deux charges, des relaxations d'au moins une minute sont imposées, hormis pour la dernière charge où la relaxation imposée est plus longue. La figure [Figure 4.12](#) montre la superposition de courbes de sauts de vitesses avec des essais monotones.

Le cuivre pur présente une sensibilité très faible aux variations de vitesse de déformation. En effet, en passant de  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$  à  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$ , on constate seulement une augmentation de la contrainte  $\Delta\sigma = 10 \text{ MPa}$ . Pour le CuFe2P, la viscosité est aussi relativement faible

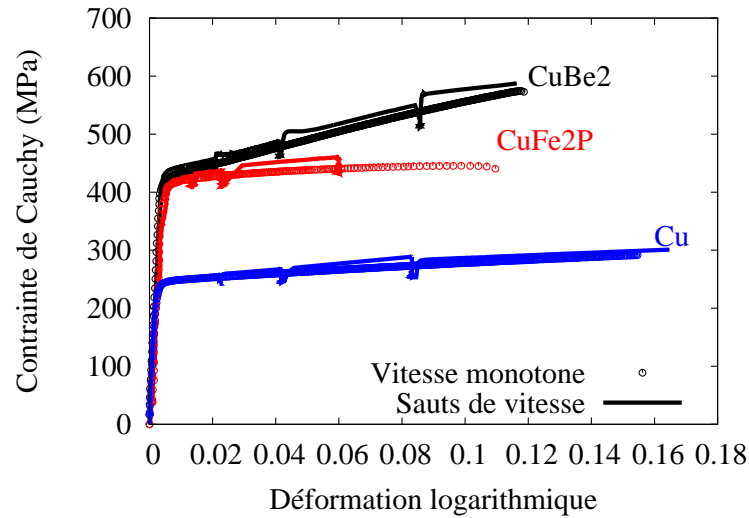


FIGURE 4.12: Essais de traction avec sauts de vitesse. Comparaison par rapport aux essais de traction monotone à la vitesse de  $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .

avec un  $\Delta\sigma = 6 \text{ MPa}$  sur le premier saut de vitesse et de  $11 \text{ MPa}$  sur le deuxième. Pour un passage de  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$  à  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$ , on a donc une augmentation de  $17 \text{ MPa}$  du niveau de contraintes.

La sensibilité à la vitesse du CuBe2 est la plus importante. Des sauts de contraintes de  $\Delta\sigma = 9 \text{ MPa}$  et de  $17 \text{ MPa}$  sont observés entre les changements successifs de vitesse de déformation.

Pour tous les essais, la dernière décharge ne coïncide pas rigoureusement avec l'essai de traction à vitesse constante, ce qui semble indiquer que les temps de relaxation imposés entre chaque cycle ne sont pas suffisamment longs.

#### 4.2.3 Essais de traction avec charges-décharges à différents taux de déformation.

L'analyse de phénomènes tels que le retour élastique nécessite de prêter une attention particulière au module de Young. De nombreuses études expérimentales ([Morestin et](#)

Boivin, 1996), (Eggertsen et Mattiasson, 2011) ont révélé qu'il évoluait en fonction de la déformation plastique.

Afin de mettre en évidence ce phénomène et d'en tenir compte dans la modélisation, des essais de traction uniaxiale avec des charges suivies de décharges à différents taux de déformations (dans le domaine plastique) ont été réalisés pour chaque matériau, à une vitesse constante de  $10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . La Figure 4.13 présente l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation pour des essais de charges-décharges effectués sur le CuFe2P.

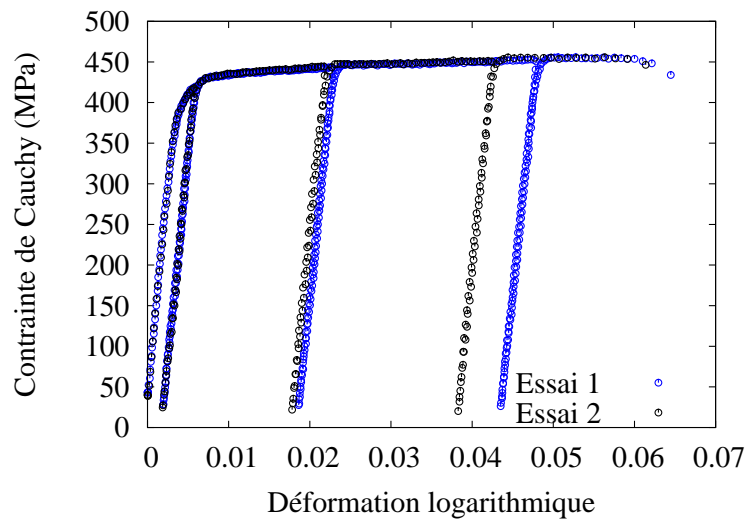


FIGURE 4.13: Traction avec charges et décharges le CuFe2P.

Le module de Young est mesuré comme étant la pente d'une droite reliant le point final de la courbe de décharge au point d'intersection de cette dernière avec la courbe de charge du cycle suivant. Ce module sécant est illustré sur la Figure 4.14.

L'évolution des valeurs mesurées est représentée en fonction de la déformation plastique sur un graphe. Cette évolution est modélisée par une expression analytique selon (Yoshida et Uemori, 2003) qui est ensuite fittée par la méthode des moindres carrés :

$$E = E_o - (E_o - E_{sat}) (1 - \exp(k\bar{\epsilon}^p)) \quad (4.3)$$

où  $E_o$  est le module de Young initial,  $E_{sat}$  un module à saturation et  $k$  un paramètre matériau.

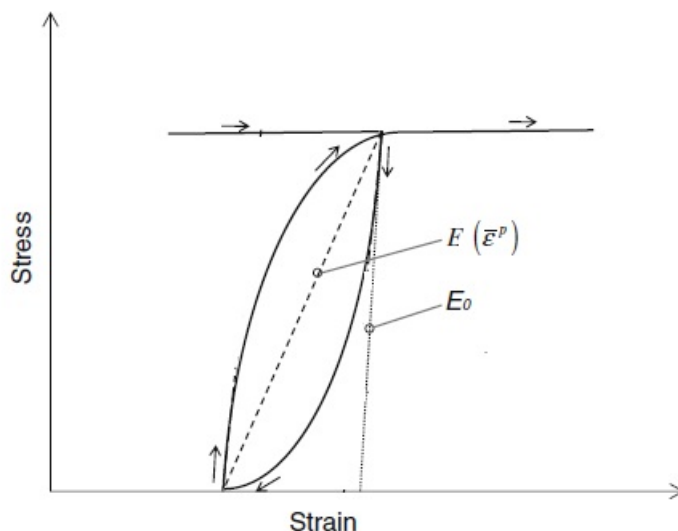


FIGURE 4.14: Illustration de la mesure du module de Young (Eggertsen et Mattiasson, 2010).

Les essais sur les deux alliages de cuivre présentent une décroissance de leurs modules de Young.

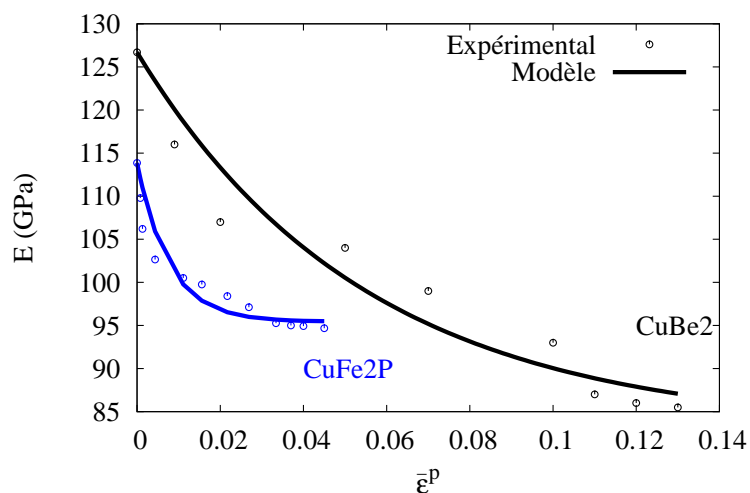


FIGURE 4.15: Evolution du module de Young du CuBe2 et du CuFe2P.

Comme illustré sur Figure 4.15, le module du CuFe2P décroît rapidement et sature à 94 GPa, soit 17% de moins que le module de Young initial. Le CuBe2 présente lui une décroissance plus graduelle et plus prononcée, le module passant de 127 GPa à 85 GPa, soit 33% de réduction pour une déformation plastique de 13%.



#### 4.2.4 Essais de cisaillement

La réponse des matériaux à une sollicitation en cisaillement est analysée par des essais de cisaillement monotones et alternés. Les essais ont été réalisés sur un dispositif spécifique développé au LIMATB (Manach et Couty, 2002).

Spécialement conçu pour l'étude des tôles métalliques, il permet d'obtenir des champs homogènes (Rauch et Schmitt, 1989); de plus les essais cycliques sont réalisés en inversant la direction de sollicitation. Le dispositif (dont le principe est illustré sur la Figure 4.16) est monté sur une machine de traction et met en jeu deux mors, l'un mobile et l'autre fixe, qui serrent l'éprouvette. La machine de traction impose le déplacement au mors mobile ce qui crée la sollicitation de cisaillement.

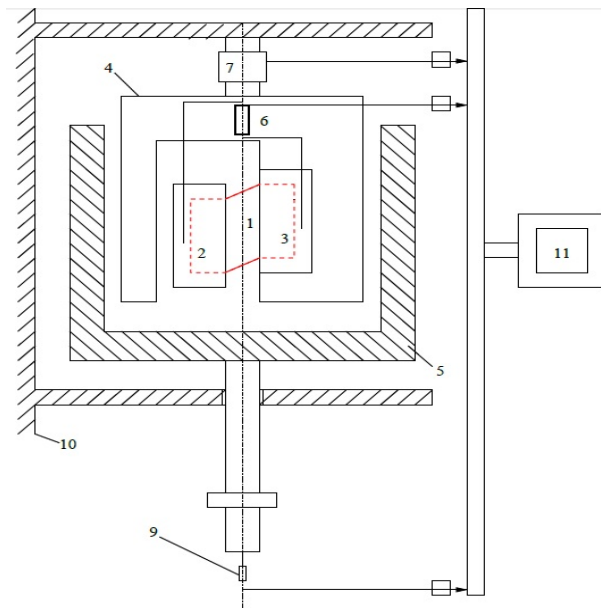


FIGURE 4.16: Principe du dispositif de cisaillement.

Il est possible de moduler la largeur utile de l'éprouvette (bande blanche sur la Figure 4.17(a)) lors du montage dans les mors. Une grande largeur utile facilite l'acquisition par le système ARAMIS et fournit plus d'informations pour le calcul des champs de déformation. Toutefois, en raison de la faible épaisseur des tôles, des plis de flambement (voir la Figure 4.18) se développent sur les éprouvettes pour des largeurs utiles importantes.

Ces déformations hors plan de la tôle apparaissent très rapidement lors des essais. En réduisant la largeur utile à son minimum de 1.4 mm, on atténue le phénomène en cisaillement monotone sans l'annihiler entièrement.

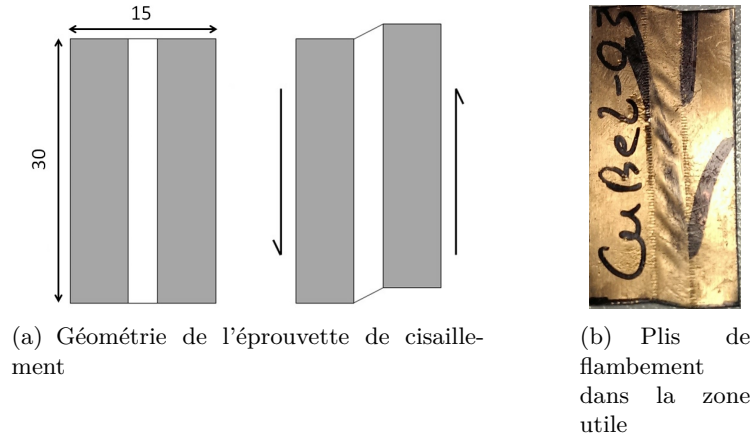


FIGURE 4.17: Eprouvette de cisaillement et apparition de plis de flambement.

Pour remédier à ces difficultés, une solution technologique a été développée (Pham *et al.*, 2016). Il s'agit d'un dispositif, illustré en Figure 4.18(a), de maintien de l'éprouvette qui empêche les déformations hors plan. Les pièces (1), (2), (3), (6), (7), (8) servent à fixer la plaque en verre (4) sur l'éprouvette de cisaillement (5). La plaque en verre couvre la largeur utile de l'éprouvette et son faible indice de réfraction (environ 1.5) permet de limiter les erreurs d'acquisition de champs.

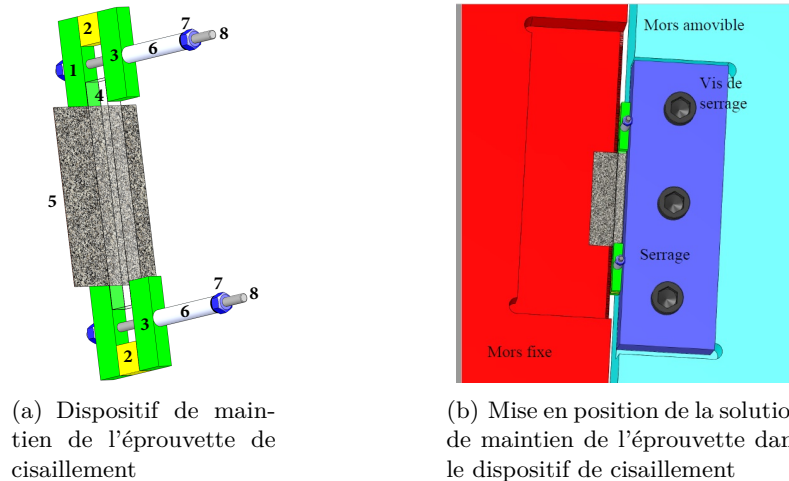


FIGURE 4.18: Support de maintien de l'éprouvette de cisaillement (a) : (1) plaque de base en aluminium, (2) Cales en verre (3) plaques de serrage (4) plaque en verre transparent (5) éprouvette (6) tige en plastique (7) écrou de serrage (8) tige filetée.

L'éprouvette et le support s'insèrent entre les mors du dispositif de cisaillement comme illustré sur Figure 4.18(b). La solution technologique mise en place permet de limiter le flambement et d'obtenir des résultats reproductibles.

Les essais de cisaillement présentés dans la suite sont tous effectués dans la DL, en employant le support de maintien et une vitesse de déformation de  $\dot{\gamma} = 8 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . La

contrainte de cisaillement est calculée en faisant l'hypothèse que la section de l'éprouvette reste constante tout au long de l'essai, soit  $\sigma_{12} = \frac{F}{S_0}$ . Le champ de déformation en cisaillement calculé par corrélation d'images est homogène sur quasiment toute la zone utile de l'éprouvette bien que d'inévitables effets de bords apparaissent sur les bords libres de l'échantillon. Par conséquent, les valeurs mesurées près des bords sont retirées et la déformation  $\gamma = 2\epsilon_{12}$  est calculée comme la moyenne des mesures locales effectuées dans la partie homogène du champ de déformation.

Les résultats obtenus sur le cuivre pur sont présentés sur la Figure 4.19. La pente d'écrouissage est très faible, aussi bien pour les essais monotones qu'alternés. On observe la présence de l'effet Bauschinger, caractérisé par une contrainte à la recharge plus faible que la contrainte atteinte avant inversion, pour toutes les valeurs de pré-déformation.

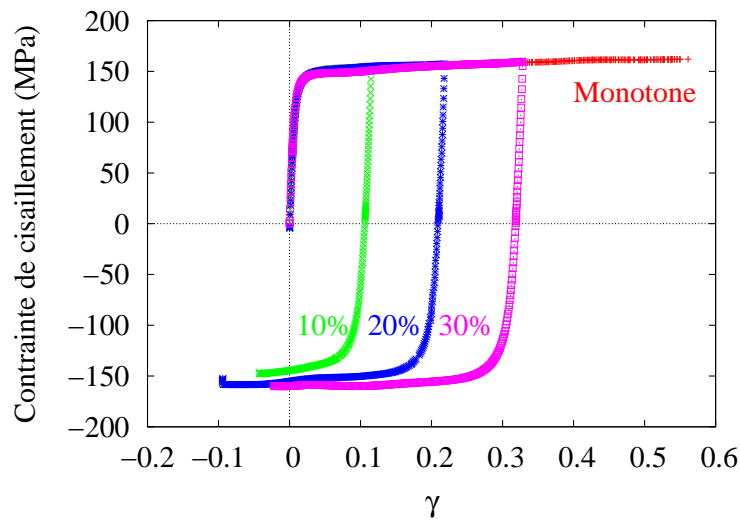


FIGURE 4.19: Essais de cisaillement monotone et alternés sur le cuivre pur.

L'effet Bauschinger tire son origine de l'hétérogénéité du champ de contraintes qui se développe au cours de la déformation, à la fois entre les grains (source intergranulaire) et à l'intérieur de chaque grain (source intragranulaire). Du fait de leurs différentes orientations cristallographiques, les grains d'un polycristal ne possèdent pas tous le même seuil de plasticité, certains étant plus ou moins durs à déformer que d'autres. Des incompatibilités de déformation s'établissent donc entre les grains et résultent sur un champ de contraintes hétérogène aux joints de grains. Après l'inversion du chargement, ces contraintes résiduelles, en se rajoutant à celles engendrées par la nouvelle sollicitation, contribuent à un abaissement du seuil de plasticité global du polycristal. A l'intérieur

des grains, la déformation entraîne une répartition hétérogène des dislocations, dont la microstructure comporte des zones de fortes (les parois) et de faibles densités de dislocations (voir (Mughrabi, 1983)). Des contraintes internes dites à longue portée se créent entre ces différentes zones ; de manière similaire au cas du polycristal, ces contraintes internes favorisent la déformation dans le sens inverse et entraînent une baisse du seuil d'activation plastique. L'augmentation de la pré-déformation accentue l'hétérogénéité de contraintes inter et intragranulaire et conduit donc à un effet Bauschinger de plus en plus marqué.

Pour le CuFe2P, l'effet Bauschinger est le plus marqué (voir Figure 4.20). On remarque également que l'érouissage est très faible, similairement aux observations faites en traction sur ce matériau.

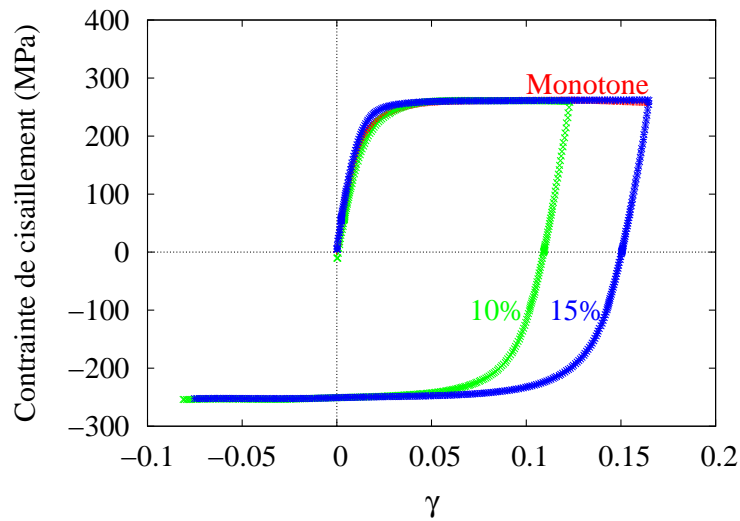


FIGURE 4.20: Essais de cisaillement monotone et alternés sur le CuFe2P.

Le CuBe2 en revanche présente un érouissage plus important (voir la Figure 4.21). L'effet Bauschinger augmente avec la pré-déformation et on peut distinguer un adoucissement sur les niveaux de contraintes. Cet adoucissement est associé à une réorganisation des structures de dislocations. Une partie des dislocations générées s'annihile exclusivement après l'inversion du chargement, conduisant à une diminution globale du taux de production de dislocations et donc à un érouissage plus faible.

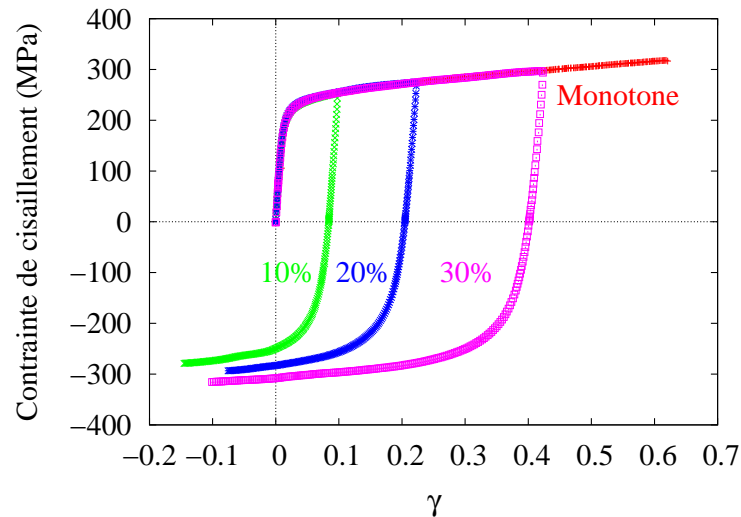


FIGURE 4.21: Essais de cisaillement monotone et alternés sur le CuBe2.

#### 4.2.5 Expansion biaxiale

Les essais d'expansion biaxiale permettent de caractériser le comportement des matériaux pour une sollicitation en expansion, c'est-à-dire pour des déformations principales positives dans le plan de la tôle, configuration qui est souvent rencontrée, par exemple, en mise en forme par emboutissage. Ces essais sont réalisés avec un dispositif de gonflement hydraulique (essai bulge) adapté pour les tôles ultrafines. Il se compose d'une matrice sur laquelle repose l'éprouvette circulaire (ou flan), d'un serre-flan, d'un capteur de pression et du dispositif de mesure optique de déformations 3D ARAMIS. Le serre-flan est maintenu sur le flan par plusieurs vis à couple constant contrôlé par une clé dynamométrique. Le flan de 60 mm de diamètre initial est alors déformé jusqu'à rupture par l'application d'une pression  $p$  d'eau asservie par une pompe électrique et mesurée par le capteur de pression. Le principe de l'essai est schématisé sur la [Figure 4.22](#).

Les caméras du dispositif ARAMIS sont montées du côté de la surface libre de l'éprouvette, comme l'indique la [Figure 4.23](#).

Pour le post-traitement, une calotte sphérique est considérée au pôle, zone dans laquelle l'état de déformations est équi-biaxial. Une approximation de la courbure au voisinage du pôle est donnée par le rayon de courbure  $\rho$  selon :

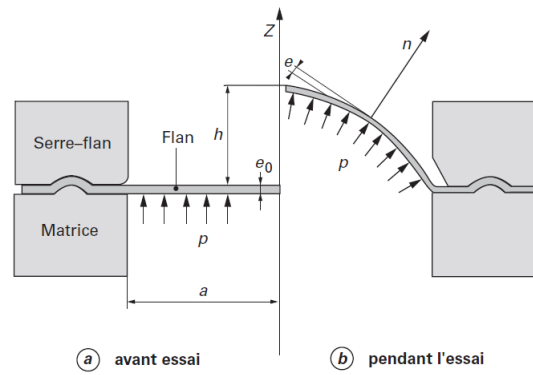


FIGURE 4.22: Schéma de principe de l'essai d'expansion biaxiale.



(a) Dispositif d'essai



(b) Flan après rupture

FIGURE 4.23: Photographies du dispositif d'essai d'expansion biaxiale.

$$\rho = \frac{a^2 + h^2}{2h} \quad (4.4)$$

La contrainte est alors estimée par la relation analytique :

$$\sigma_b = \frac{p\rho}{2e} \quad (4.5)$$

Il faut préciser que cette expression est basée sur une hypothèse d'isotropie de la réponse en contraintes dans le plan de la tôle, c'est-à-dire qu'on a  $\sigma_b = \sigma_{11} = \sigma_{22}$ . L'évolution de l'épaisseur  $e$  est obtenue à partir de la mesure des déformations dans le plan de la tôle et de la relation de conservation du volume.

Si on considère la déformation logarithmique dans l'épaisseur telle que  $\epsilon_{33} = \ln\left(\frac{e}{e_0}\right)$  où

$e_0$  désigne l'épaisseur initiale, la conservation du volume implique que :

$$\text{tr}(\boldsymbol{\epsilon}) = 0 \iff \epsilon_{11} + \epsilon_{22} + \epsilon_{33} = 0 \iff \epsilon_{33} = -2\epsilon_{11} \quad (4.6)$$

Et donc en utilisant l'expression de  $\epsilon_{33}$ , on obtient  $e = e_0 \exp(-2\epsilon_{11})$ .

On peut se rendre compte de l'intérêt des essais d'expansion biaxiale en les comparant aux essais de traction uniaxiale sur des graphes en contrainte et déformation équivalentes. En écrivant l'équivalence du travail plastique  $W^p$  produit dans le matériau par les deux types d'essais et en négligeant la déformation élastique, on obtient pour l'essai de traction :

$$W^p = \bar{\sigma} \bar{\epsilon} = \sigma_t \epsilon_{11} \quad (4.7)$$

et pour l'essai d'expansion biaxiale, dans le cas d'un comportement isotrope :

$$W^p = \bar{\sigma} \bar{\epsilon} = \boldsymbol{\sigma}_b : \boldsymbol{\epsilon}_b = \sigma_{b_{11}} \epsilon_{b_{11}} + \sigma_{b_{22}} \epsilon_{b_{22}} = 2\sigma_b \epsilon_b \quad (4.8)$$

Dans les expressions précédentes,  $\bar{\sigma}$  et  $\bar{\epsilon}$  sont respectivement la contrainte et la déformation équivalentes. En choisissant l'essai de traction uniaxiale comme référence, soit  $\bar{\sigma} = \sigma_t$ , l'égalité des deux expressions donne :

$$\bar{\epsilon} = \epsilon_t = \frac{2}{k_b} \epsilon_b \quad (4.9)$$

où  $k_b$  est le rapport entre la contrainte en traction uniaxiale et celle en expansion biaxiale. Pour une valeur identique d'énergie dissipée dans les essais de traction uniaxiale et d'expansion biaxiale, les états de contrainte et de déformation sont équivalents. A chaque point de la courbe de traction correspond donc un point sur la courbe biaxiale; pour chaque telle paire, on peut calculer  $k_b$ . On peut choisir de le faire par exemple à la fin de la partie exploitable de l'essai de traction (déformation uniforme maximum) ou par d'autres méthodes (Sigvant *et al.*, 2009). Avec un objectif purement illustratif, si on considère  $k_b = 1$  on obtient les essais de traction uniaxiale et d'expansion biaxiale superposés du graphe contrainte et déformation équivalente de la [Figure 4.24](#).



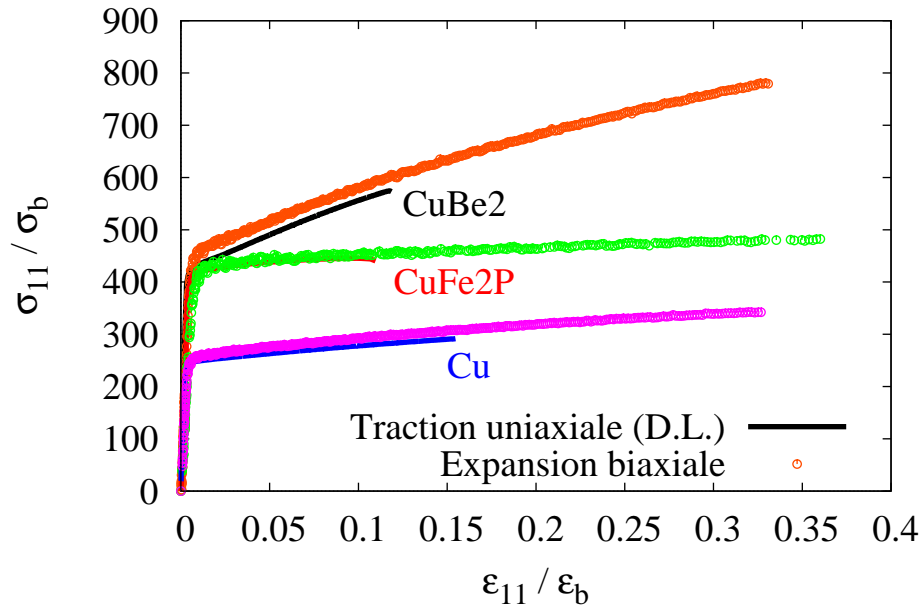


FIGURE 4.24: Superposition d'essais d'expansion biaxiale et de traction uniaxiale dans la DL pour les trois matériaux.

On observe que l'hypothèse d'un comportement isotrope (de type von Mises) ne permet pas de bien comparer les essais pour le Cu et le CuBe2. En revanche, cette hypothèse semble suffisante pour le CuFe2P.

#### 4.2.6 Bilan

La campagne expérimentale a permis de déterminer les principales caractéristiques mécaniques des tôles ultrafines de l'étude. Les essais de traction à différentes orientations par rapport à la DL ont présenté une anisotropie du comportement. L'effet Bauschinger a été mis en évidence grâce à des essais de cisaillement alternés de même qu'une évolution du module de Young avec la déformation plastique par des essais de traction de type charge-décharge. Il convient désormais de déterminer, sur la base des observations expérimentales, les paramètres des modèles de comportement choisis de façon à pouvoir prédire le comportement des tôles ultrafines.

## 4.3 Identification de paramètres

### 4.3.1 Modèle phénoménologique

Cette partie concerne le modèle élasto-viscoplastique présenté au chapitre 2. En fonction des caractéristiques d'écrouissage du matériau, des lois d'écrouissage spécifiques sont choisies et détaillées dans la suite. Les critères de plasticité anisotropes de Hill48 et de BB2004 sont considérés pour chaque matériau.

#### 4.3.1.1 Stratégie d'identification

L'identification paramétrique est effectuée par méthode inverse en exploitant le module d'implantation de modèles dans SiDoLo. Pour chaque modèle, le jeu de paramètres optimum  $\underline{A}$  est celui qui minimise la fonctionnelle  $L(\underline{A})$ . Cette dernière est une fonction coût qui mesure l'écart entre les données expérimentales et les prévisions du modèle. Elle est définie au sens des moindres carrés et s'écrit sur l'ensemble de la base expérimentale selon :

$$L(\underline{A}) = \sum_{\alpha} L^{T-S}(\underline{A}) + \sum_{\alpha} L^{T-E}(\underline{A}) + \sum_{\alpha} L^{Sh-S}(\underline{A}) + L^{BT-S}(\underline{A}) \quad (4.10)$$

Dans l'expression précédente,  $T-S$  et  $T-E$  représentent respectivement la contrainte et la déformation transverse en traction uniaxiale,  $Sh-S$  et  $BT-S$  la contrainte en cisaillement et en expansion biaxiale. En effet, la contrainte et la déformation sont les grandeurs observables sur lesquelles s'effectue la comparaison essai-simulation. Une somme sur  $\alpha$  est effectuée pour prendre en compte tous les essais de chaque type de test (orientations par rapport à la DL pour la traction uniaxiale, différents essais alternés pour le cisaillement). La fonctionnelle d'un essai  $n$  est donnée par la relation :

$$L^n(\underline{A}) = \frac{1}{m_n} \sum_{i=1}^{m_n} \frac{(Z(\underline{A}, t_i) - Z^*(t_i))^2}{w_n^2} \quad (4.11)$$

dans laquelle  $m_n$  est le nombre de points expérimentaux,  $Z(\underline{A}, t_i)$  et  $Z^*(t_i)$  sont respectivement les variables simulées et expérimentales à l'instant  $t_i$  et  $w_n$  est le coefficient

de pondération de l'essai considéré. La valeur de ce poids est choisie en fonction de l'incertitude sur les mesures expérimentales. Les coefficients de pondération permettent d'orienter la qualité de l'identification vers la caractéristique voulue. On peut ainsi choisir de favoriser (ou pas), en fonction de l'application visée, une meilleure description de l'anisotropie de contrainte ou de déformation. Dans cette étude, une description globale des résultats expérimentaux a été visée. Ainsi, pour la traction uniaxiale on a  $w^S = 5$  MPa et  $w^E = 0.002$  tandis que pour le cisaillement  $w = 3$  MPa et  $w = 5$  MPa pour l'expansion biaxiale.

L'identification s'effectue de manière séquentielle, en ajoutant les essais de la base expérimentale au fur et à mesure de la description de telle ou telle caractéristique du matériau. La procédure d'identification globale est la suivante :

- les coefficients de viscosité  $K_v$  et  $n_v$  sont identifiés analytiquement à partir des essais de traction avec sauts de vitesse. En écrivant la loi d'écoulement à partir du potentiel de Norton (2.48) et (2.49), dans un cas monodimensionnel on obtient  $D \approx D^p = \frac{(\sigma - \sigma_y)^{n_v}}{K_v}$ . Cette relation peut s'exprimer sous la forme :

$$\ln D = n_v \ln \Delta\sigma - \ln K_v \quad (4.12)$$

où  $\Delta\sigma = \sigma - \sigma_y$  représente le saut de contrainte au changement de vitesse de déformation.

En appliquant la relation précédente pour les deux vitesses de déformation ( $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  et  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$ ), on obtient un système de deux équations dont les inconnues sont  $K_v$  et  $n_v$  ;

- la contrainte seuil  $\sigma_0$  et les paramètres d'écrouissage isotrope sont identifiés sur les essais de traction (selon DL, DD, DT) et l'essai de cisaillement monotone ;
- les essais de traction avec sauts de vitesse sont simulés et la cohérence des paramètres de viscosité (identifiés au préalable) est vérifiée ;
- pour le critère de BB2004, les paramètres de forme de la surface de charge  $\alpha_1, a, b_1, b_2$  sont déterminés à partir de l'essai d'expansion biaxiale ;
- les essais alternés en cisaillement sont exploités, les paramètres d'écrouissage isotrope « libérés » et les paramètres d'écrouissage mixte sont identifiés ;
- les paramètres des critères d'anisotropie de Hill48 ou de BB2004 sont ajustés en considérant l'ensemble de la base expérimentale.

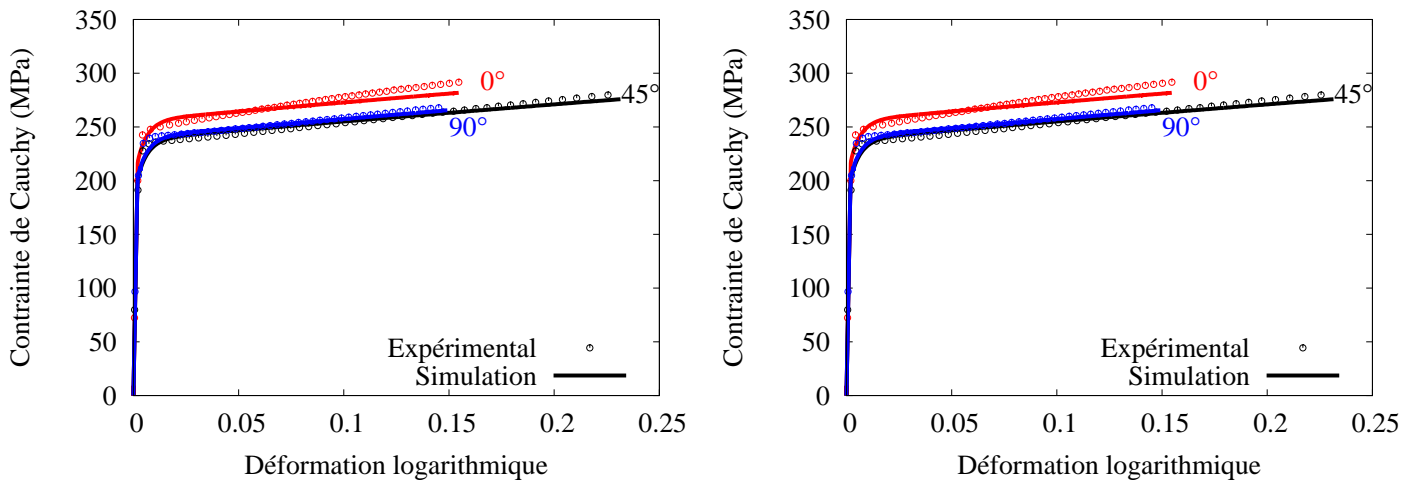
Les jeux de coefficients identifiés peuvent ne pas être uniques. En effet les algorithmes d'optimisation dits du gradient sont sensibles aux valeurs initiales des paramètres et conduisent parfois à des minima locaux. Il est alors important de fixer des domaines d'évolution réalistes aux paramètres.

#### 4.3.1.2 Résultats d'identification

On présente ici, pour chaque matériau, les résultats obtenus en considérant les critères anisotropes de Hill48 et de BB2004. Lors de l'optimisation du jeu de paramètres, comme expliqué plus haut, les poids sont répartis de manière équivalente afin d'obtenir une description simultanée de l'anisotropie de contrainte et de déformation, ce qui constitue un bon compromis en vue d'une application en mise en forme.

##### Identification du cuivre pur

La contribution isotrope de la loi d'érouissage mixte est de type Swift pour ce matériau. Les résultats d'identification sont illustrés sur la [Figure 4.25](#), la [Figure 4.26](#) et la [Figure 4.27](#).



(a) Critère de BB2004

(b) Critère de Hill48

FIGURE 4.25: Comparaison essais / modèles en traction uniaxiale sur du cuivre pur.

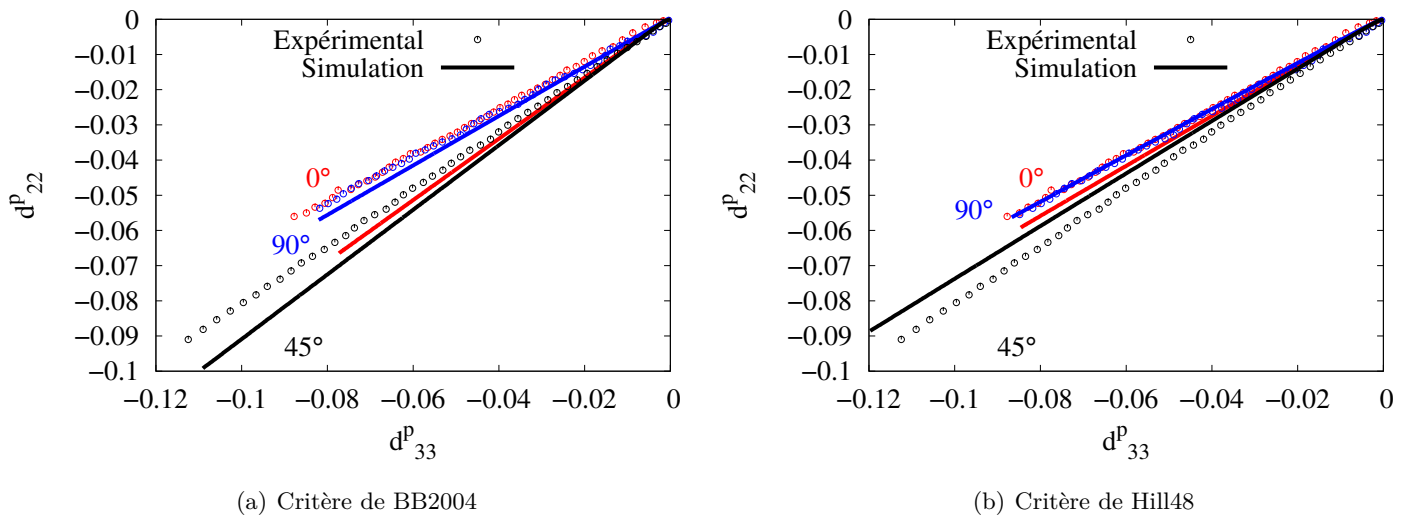


FIGURE 4.26: Comparaison essais / modèles pour l'anisotropie de déformation en traction uniaxiale sur du cuivre pur.

Le critère de Hill48 n'arrive pas à décrire l'anisotropie de contrainte et de déformation. La prédiction des coefficients de Hill est nettement meilleure que celles des niveaux de contraintes où la distinction entre les différentes orientations n'est pas capturée (voir également (Banabic, 2010)). En revanche, le critère de BB2004 fournit une description satisfaisante de l'anisotropie de contrainte et prédit assez bien l'évolution des coefficients d'anisotropie plastique.

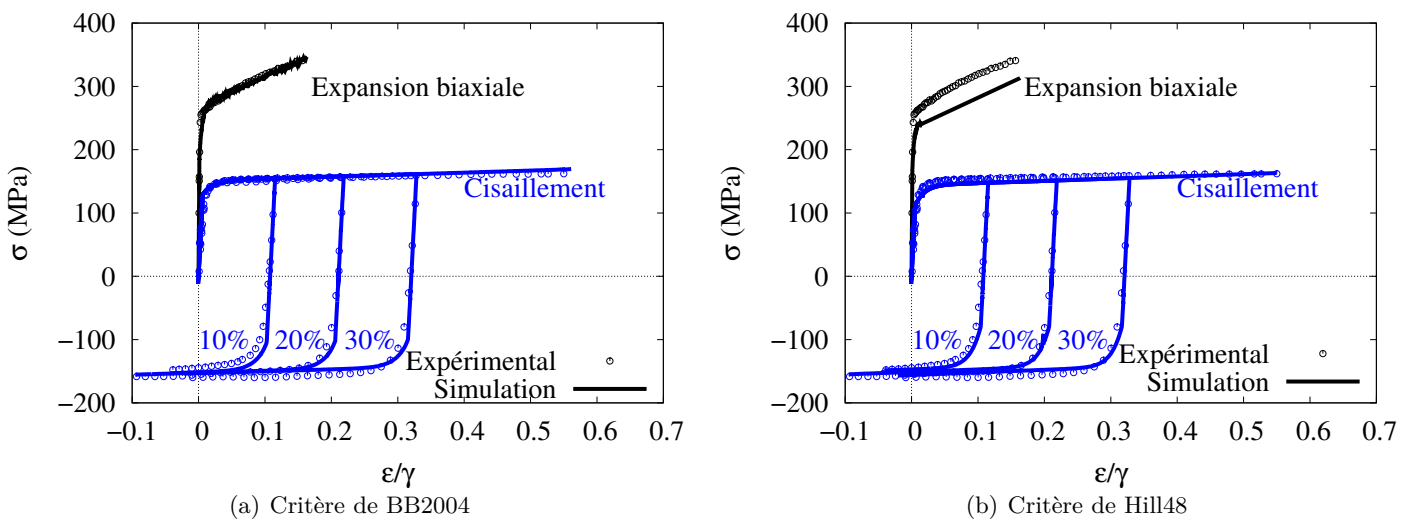


FIGURE 4.27: Comparaison essais / modèles en expansion biaxiale et cisaillement sur du cuivre pur.

En ce qui concerne les essais de cisaillement (monotones et alternés), ils sont bien décrits par les deux modèles. L'effet Bauschinger est bien reproduit après inversion de la charge et ce pour les différents niveaux de pré-déformation. Le modèle de Hill48 n'arrive pas à reproduire correctement l'essai d'expansion biaxiale contrairement au modèle de BB2004 qui en fournit une fidèle prédiction. Les paramètres identifiés (pour les deux critères anisotropes) sont donnés dans le [Tableau 4.6](#), le [Tableau 4.7](#) et le [Tableau 4.8](#).

$K_v$	$n_v$
6,02	5,37

TABLEAU 4.6: Paramètres matériaux communs aux deux modèles pour le cuivre.  $K_v$  est en  $\text{MPa}\cdot\text{s}^{\frac{1}{n_v}}$ .

$F$	$G$	$H = 2 - G$	$N$	$\sigma_0$			
1,36	1,24	0,76	3,02	192			
$C_{X_1}$	$D_{X_1}$	$C_{X_2}$	$D_{X_2}$	$H_X$	$K_r$	$\epsilon_0$	$n_r$
8220	312	6256	216	112	200	0,038	1,46

TABLEAU 4.7: Paramètres identifiés du modèle de Hill 1948 pour le cuivre.  $\sigma_0$ ,  $C_{X_i}$  et  $H_X$  sont en MPa.

$a$	$b_1$	$b_2$	$\alpha_1$	$\sigma_0$			
1,15	15	60	0	217			
$c_{21}$	$c_{22}$	$c_{23}$	$c_{24}$				
1,24	1,23	0,91	1,08				
$C_{X_1}$	$D_{X_1}$	$C_{X_2}$	$D_{X_2}$	$H_X$	$K_r$	$\epsilon_0$	$n_r$
2045	902	4674	200	110	26	0,009	1,28

TABLEAU 4.8: Paramètres identifiés du modèle de Bron&Besson pour le cuivre.  $\sigma_0$ ,  $C_{X_i}$ ,  $H_X$  et  $K$  sont en MPa.

### Identification du CuFe2P

L'érouissage mixte est considéré ici avec une composante isotrope saturante de Voce. La [Figure 4.28](#), la [Figure 4.29](#) et la [Figure 4.30](#) présentent les résultats de l'identification. Le modèle de BB2004 décrit mieux l'anisotropie de contrainte que le modèle de Hill48.

La pente d'érouissage dans la DL, plus marquée que celles dans les autres directions, est bien prédite.

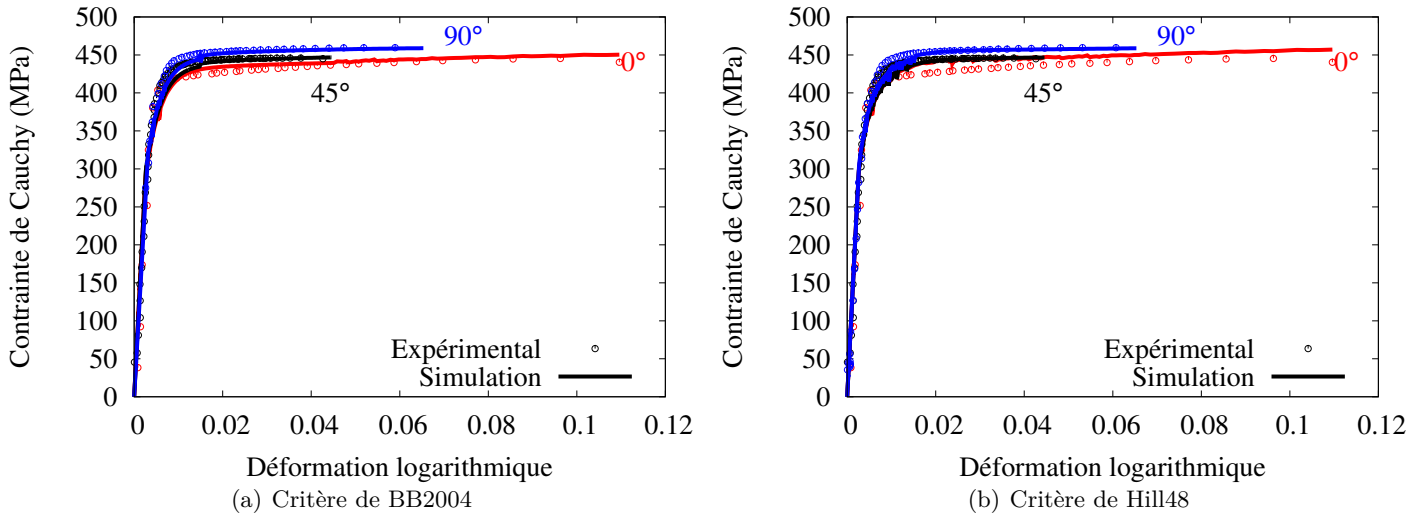


FIGURE 4.28: Comparaison essais / modèles en traction uniaxiale sur le CuFe2P.

La même tendance est observée pour la prédiction de l'anisotropie de déformation où le modèle de BB2004 conduit à une meilleure représentation des données expérimentales; la qualité des prédictions reste toutefois moyenne dans les deux cas. En effet, la microstructure lamellaire et fragmentée de ce matériau entraîne un comportement en déformation particulier. On observe ainsi une évolution non linéaire de la déformation transverse en fonction de la déformation hors plan.

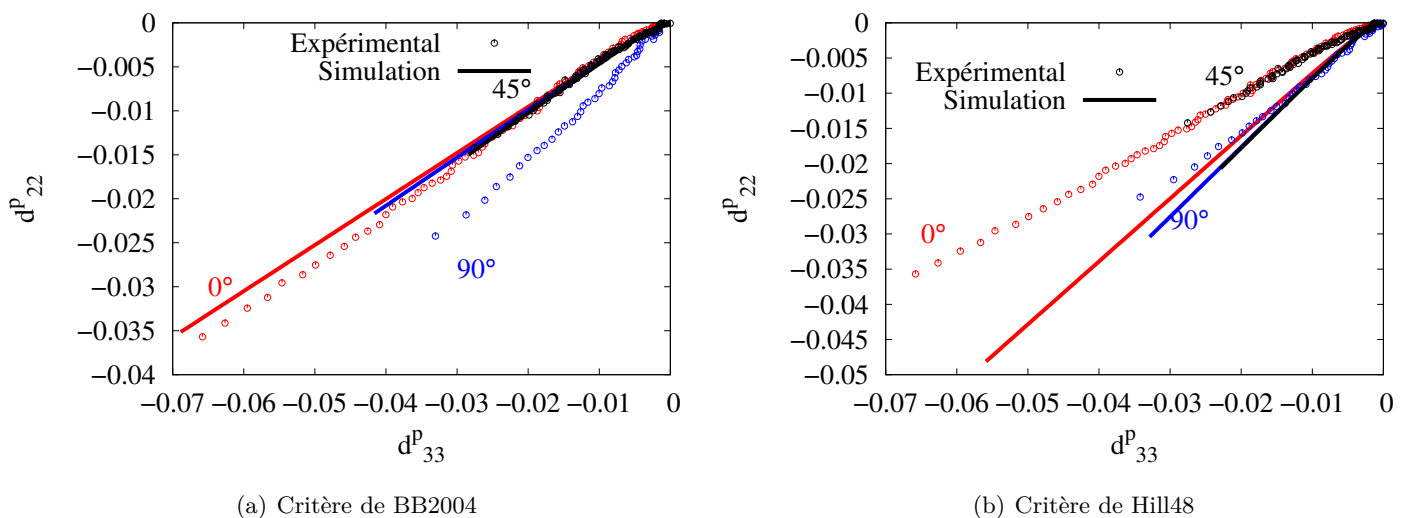


FIGURE 4.29: Comparaison essais / modèles pour l'anisotropie de déformation en traction uniaxiale sur le CuFe2P.



Les deux modèles se révèlent performants dans la description des essais de cisaillement (monotone et alternés) et d'expansion biaxiale. Une bonne concordance est obtenue avec les courbes expérimentales et les prédictions des modèles sont de qualité équivalente.

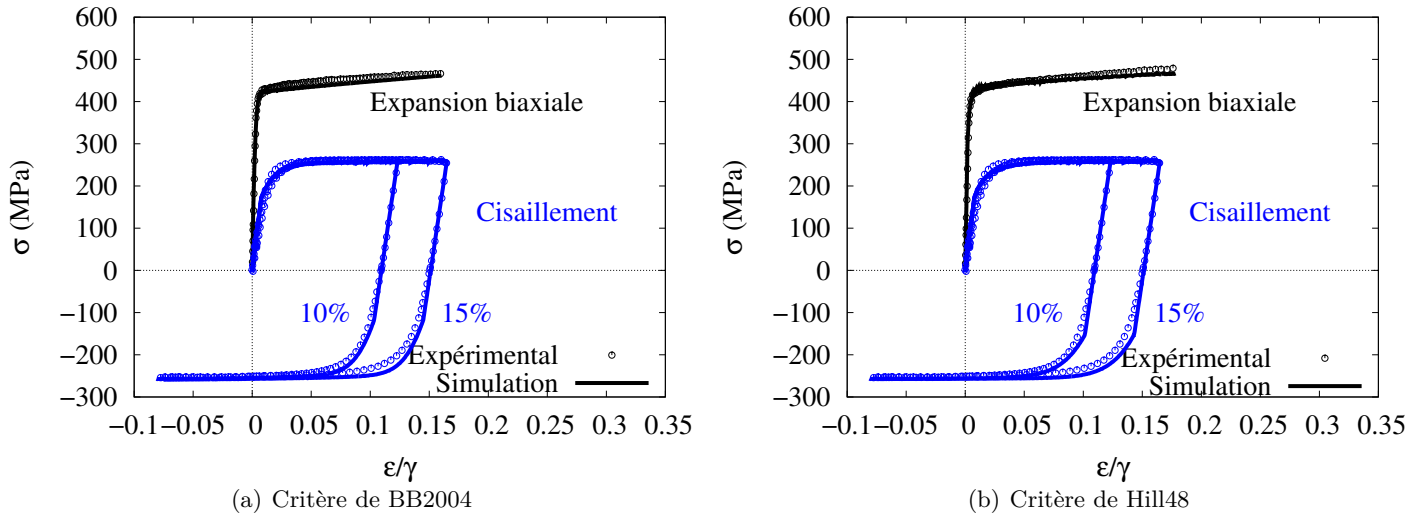


FIGURE 4.30: Comparaison essais / modèles en expansion biaxiale et cisaillement sur le CuFe2P.

Les paramètres des modèles sont fournis dans le [Tableau 4.9](#), le [Tableau 4.10](#) et le [Tableau 4.11](#).

$K_v$	$n_v$	$E_{sat}$	$k$
92,6	3,87	95440	-130

TABLEAU 4.9: Paramètres matériaux communs aux deux modèles.  $E_{sat}$  est en MPa et  $K_v$  en  $\text{MPa}\cdot\text{s}^{\frac{1}{n_v}}$ .

$F$	$G$	$H = 2 - G$	$N$	$\sigma_0$		
0,94	1,07	0,93	3,01	290.		
$C_{X_1}$	$D_{X_1}$	$C_{X_2}$	$D_{X_2}$	$H_X$	$\sigma_{sat}$	$C_R$
20000	230	74	0,006	0	54	1000

TABLEAU 4.10: Paramètres identifiés du modèle de Hill 1948 pour le CuFe2P.  $\sigma_0$ ,  $C_{X_i}$ ,  $H_X$  et  $C_R$  sont en MPa.

$a$	$b_1$	$b_2$	$\alpha_1$	$\sigma_0$				
1	2	48,3	0,09	290				
$c_{11}$	$c_{12}$	$c_{13}$	$c_{14}$	$c_{21}$	$c_{22}$	$c_{23}$	$c_{24}$	
1,07	0,42	1,18	0,87	0,93	1,1	0,99	1,03	
$C_{X_1}$	$D_{X_1}$	$C_{X_2}$	$D_{X_2}$	$H_X$	$\sigma_{sat}$	$C_R$		
10000	248	472	19	110	0	60	735	

TABLEAU 4.11: Paramètres identifiés du modèle de Bron&Besson pour le CuFe2P.  $\sigma_0$ ,  $C_{X_i}$ ,  $H_X$  et  $C_R$  sont en MPa.

### Identification du CuBe2

La loi d'écroutissage isotrope de Hockett-Sherby, combinée à un écroutissage cinématique non linéaire dans le modèle d'écroutissage mixte, s'est révélée la plus adaptée pour le CuBe2. La Figure 4.31, la Figure 4.32 et la Figure 4.33 montrent les résultats d'identification obtenus.

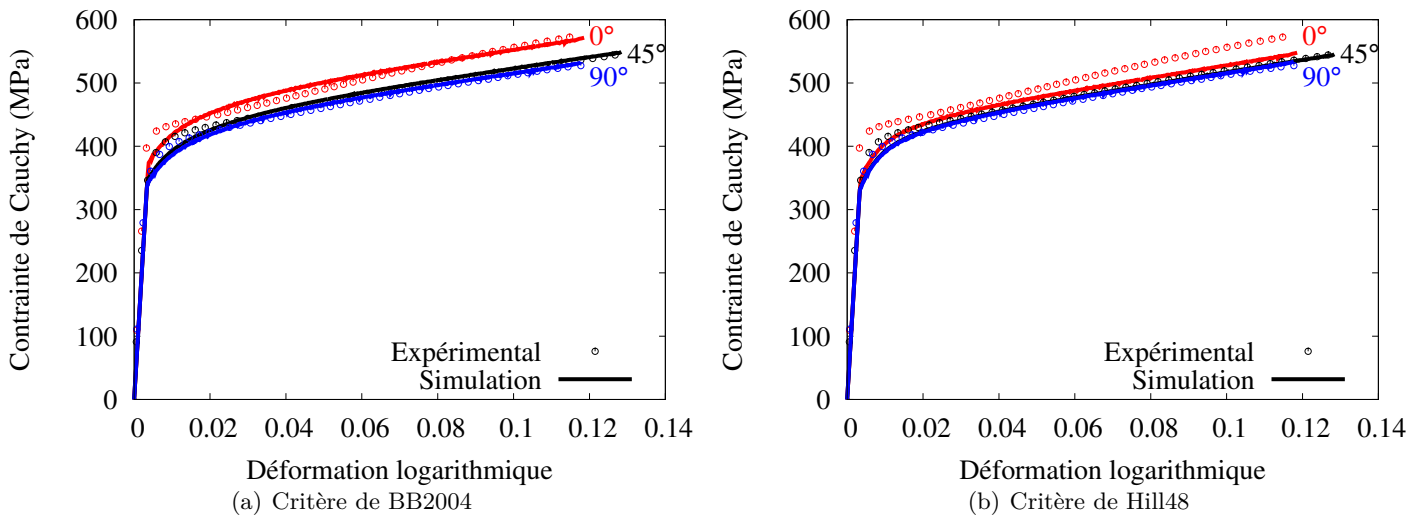


FIGURE 4.31: Comparaison essais / modèles en traction uniaxiale sur le CuBe2.

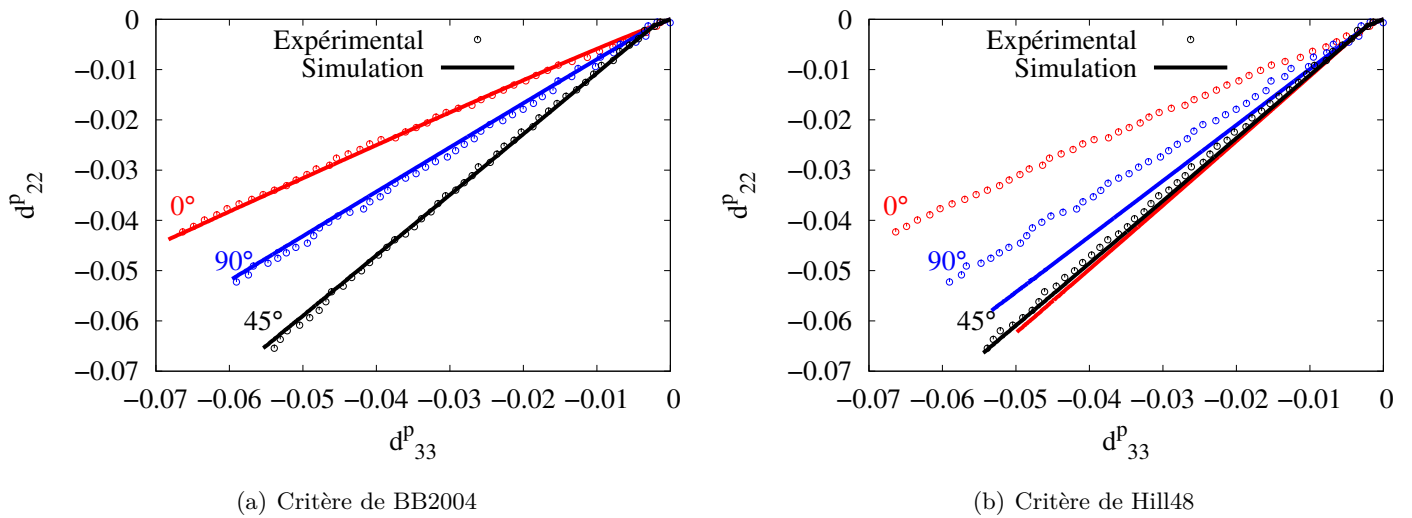


FIGURE 4.32: Comparaison essais / modèles pour l’anisotropie de déformation en traction uniaxiale sur le CuBe2.

L’anisotropie des niveaux de contrainte dans la DL par rapport à ceux dans la DD et la DT est bien représentée par le modèle de BB2004 de même que l’évolution des coefficients d’anisotropie plastique. En revanche, le modèle de Hill48 ne reproduit ni l’anisotropie de déformation (seul  $r_{45}$  est bien décrit), ni l’anisotropie de contrainte.

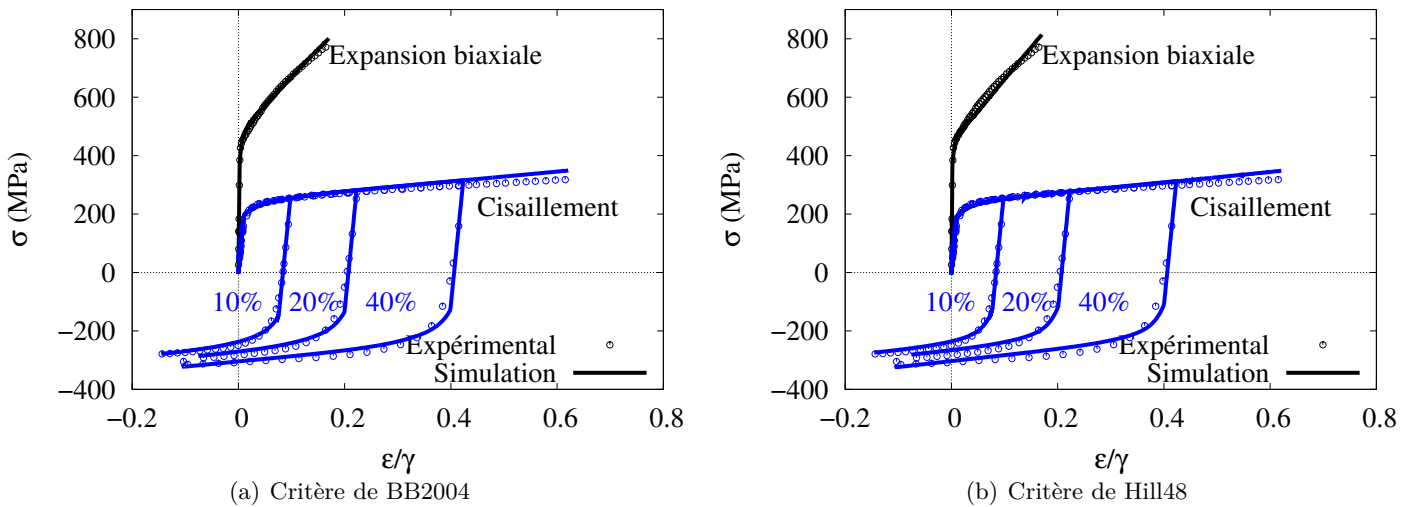


FIGURE 4.33: Comparaison essais / modèles en expansion biaxiale et cisaillement sur le CuBe2.

Les deux modèles fournissent de bonnes représentations des essais de cisaillement et d’expansion biaxiale. La combinaison de trois termes d’écrouissage cinématique permet de capturer finement après inversion du chargement l’effet Bauschinger, la transition

élastique-plastique ainsi que l'adoucissement. Les paramètres des modèles identifiés pour ce matériau sont donnés ci-dessous dans le [Tableau 4.12](#), le [Tableau 4.13](#), le [Tableau 4.14](#).

$K_v$	$n_v$	$E_{sat}$	$k$
74,2	30,1	70000	-60,2

TABLEAU 4.12: Paramètres matériaux communs aux deux modèles.  $E_{sat}$  est en MPa et  $K_v$  en  $\text{MPa} \cdot s^{\frac{1}{n_v}}$ .

$F$	$G$	$H = 2 - G$	$N$	$\sigma_0$					
1,01	0,83	1.17	3,41	290					
$C_{X_1}$	$D_{X_1}$	$C_{X_2}$	$D_{X_2}$	$C_{X_3}$	$D_{X_3}$	$H_X$	$\sigma_{sat}$	$C_R$	$n_r$
13400	293	238	0,01	2850	60,4	395	5420	0,16	1,38

TABLEAU 4.13: Paramètres identifiés du modèle de Hill 1948 pour le CuBe2.  $\sigma_0$ ,  $C_{X_i}$ ,  $H_X$  et  $\sigma_{sat}$  sont en MPa.

$a$	$b_1$	$b_2$	$\alpha_1$	$\sigma_0$					
49,2	2,1	12,7	0,2	290					
$c_{11}$	$c_{12}$	$c_{13}$	$c_{14}$	$c_{21}$	$c_{22}$	$c_{23}$	$c_{24}$		
1,1	0,8	1,01	1,1	0,5	1,3	0,6	0,9		
$C_{X_1}$	$D_{X_1}$	$C_{X_2}$	$D_{X_2}$	$C_{X_3}$	$D_{X_3}$	$H_X$	$\sigma_{sat}$	$C_R$	$n_r$
5080	243	44,8	0,1	2190	52	336	2820	0,23	1,21

TABLEAU 4.14: Paramètres identifiés du modèle de Bron&Besson pour le CuBe2.  $\sigma_0$ ,  $C_{X_i}$ ,  $H_X$  et  $\sigma_{sat}$  sont en MPa.

## Bilan

Les paramètres des modèles phénoménologiques ont été identifiés, pour les trois matériaux, sur la base des données de la campagne expérimentale de caractérisation mécanique. Le modèle élasto-viscoplastique à écrouissage mixte et avec un critère anisotrope de BB2004 permet une bonne description de l'ensemble des trajets de déformation (traction uniaxiale à 0, 45 et 90° de la DL), cisaillement monotone et alternés, expansion biaxiale, pour les trois matériaux. Le critère de BB2004 se révèle notamment plus performant que le critère de Hill48 dans la description conjuguée de l'anisotropie de

déformation et de contrainte. L'ajout de plusieurs termes d'écrouissage permet de capturer le comportement du matériau après inversion du chargement en cisaillement. Il faut toutefois remarquer que ce modèle comporte un nombre élevé de paramètres, 21 pour le CuFe2P, 23 pour le cuivre et 25 pour le CuBe2.

### 4.3.2 Modèle CPFEM

Cette partie concerne l'identification des paramètres du modèle de plasticité cristalline présenté au chapitre 2. Pour ce modèle, l'identification porte uniquement sur les alliages industriels qui seront employés dans les applications, à savoir le CuBe2 et le CuFe2P.

#### 4.3.2.1 Stratégie d'identification

Une loi de plasticité cristalline, telle que celle implantée, devrait être idéalement calibrée à partir d'essais effectués sur des monocristaux. Toutefois l'élaboration de monocristaux et leur instrumentation sont des opérations délicates, coûteuses en temps et à l'issue incertaine. Il est donc fréquent de procéder à l'identification des lois monocristallines à partir d'essais macroscopiques sur des polycristaux. Les paramètres identifiés ne correspondent pas au comportement du monocristal seul mais à celui d'un ensemble de grains qui doit lui même être représentatif du comportement macroscopique. Il convient alors de déterminer avec soin ce volume de grains dénommé Volume Elementaire Représentatif (VER). Un VER peut être défini comme le plus petit volume de matière contenant assez de grains pour représenter statistiquement le matériau et exhiber son comportement macroscopique. On lui attribue les propriétés suivantes :

- il doit être plus grand que la taille caractéristique de l'hétérogénéité (ici le cristal) ;
- il doit être plus petit que la taille caractéristique de la structure mécanique (éprouvette) ;
- sa réponse moyenne ne doit pas changer lorsque sa taille augmente ;
- son comportement moyen doit être identique pour différentes réalisations (tirages aléatoires de la microstructure).

En conséquence, la taille du VER est souvent difficile à estimer précisément et est tributaire du degré de précision recherché et des applications visées.

Une méthode d'estimation de la taille suffisante du VER ([Gitman \*et al.\*, 2007](#)), ([Lin \*et al.\*, 2010](#)), ([Kanit \*et al.\*, 2003](#)) est d'effectuer une étude de convergence. On choisit un

volume élémentaire sur lequel on effectue un essai (numérique) et on observe sa réponse globale. On augmente ensuite la taille du volume élémentaire jusqu'à ce que les réponses globales convergent ; ensuite on reprend le volume à partir duquel elles commencent à converger avec une tolérance acceptable. On effectue plusieurs réalisations différentes de ce volume (maillages et orientations différentes à chaque fois) et on analyse les réponses. Si ces dernières convergent, alors le volume élémentaire est dit représentatif.

Cette procédure est retenue dans ces travaux. La microstructure et le maillage, tous deux périodiques, sont générés à l'aide du logiciel *Neper*. Des volumes élémentaires (VE) de taille (nombre d'éléments et dimensions) croissante sont ainsi créés et maillés régulièrement avec des éléments hexaédriques. Pour chaque taille de VE, cinq simulations sont effectuées afin d'évaluer la dispersion sur les valeurs.

Chaque simulation diffère de l'autre par la morphologie et la disposition spatiale des grains ainsi que par leurs orientations initiales. Les orientations attribuées aux grains sont obtenues à partir des triplets d'angles d'Euler mesurés expérimentalement par EBSD. Ces données sont d'abord converties en fonction de distribution des orientations (FDO) par superposition de fonctions de Gauss ([Tarasiuk et al., 2004](#)) pondérées par les diamètres des grains. Ensuite, la distribution continue (la FDO) est discrétisée en un nombre donné d'orientations individuelles. Ainsi, les orientations présentes dans les volumes élémentaires sont statistiquement représentatives de la texture mesurée expérimentalement.

L'étude de convergence de la réponse mécanique est effectuée en soumettant ces VE à des essais de traction uniaxiale. Les conditions aux limites imposées sont périodiques ce qui implique que les déplacements des noeuds sur les faces opposées du VE sont liés. Ce type de conditions aux limites constitue la meilleure représentation du VER plongé dans un milieu infini puisque la réponse mécanique n'est pas affectée par les effets de bords libres du maillage.

On considère  $\underline{e}_i$  un vecteur de la base orthogonale (X,Y,Z) définie sur trois arêtes concurrentes du VE, ainsi que  $\underline{u}'_i$  et  $\underline{u}_i$  les déplacements des ensembles (correspondants deux à deux) de noeuds sur des faces opposées du VE dont la normale est colinéaire à  $\underline{e}_i$ , et enfin  $L_i$  la longueur de l'arête séparant ces faces opposées. La condition de périodicité des déplacements s'écrit alors :

$$\underline{u}'_i - \underline{u}_i = (\mathbf{F} - \mathbf{I}) \cdot (L_i \underline{e}_i) \quad (4.13)$$

où  $\mathbf{F}$  est le gradient de la transformation et  $\mathbf{I}$  le tenseur identité. Ces relations peuvent être spécifiées dans ABAQUS sous formes d'équations ; les déplacements sont alors imposés en recourant à des noeuds de référence  $N_i$  associés aux faces opposées. Les noeuds de référence et les différents déplacements associés à divers types de sollicitations sur le VE sont représentés sur la Figure 4.34.

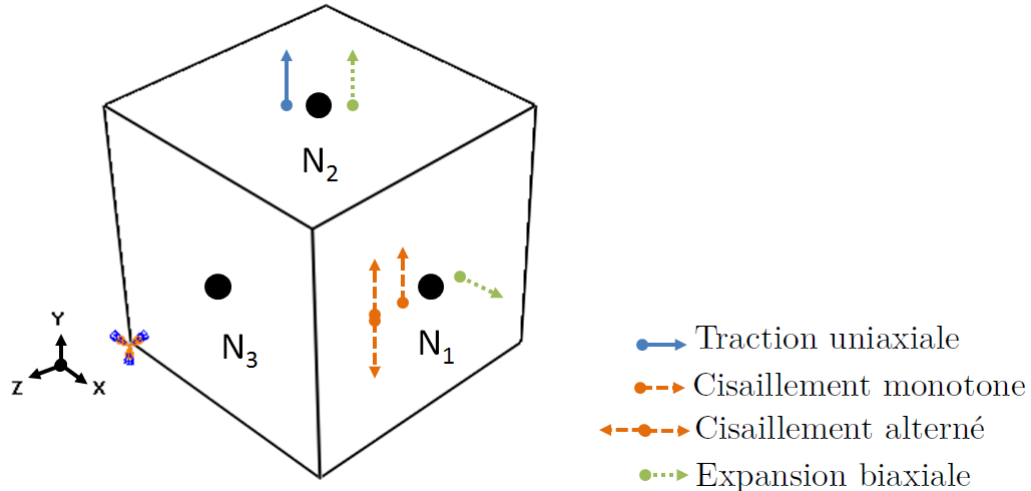


FIGURE 4.34: Volume Élémentaire cubique, noeuds de référence et diverses sollicitations.

Enfin, un noeud du VE est fixé comme illustré sur la Figure 4.34 pour éviter les mouvements de corps rigides.

Chaque grain est constitué d'au moins 20 éléments finis de type C3D8R (cubiques linéaires à un point d'intégration) afin d'assurer une précision numérique suffisante ((Diard *et al.*, 2005), (Lin *et al.*, 2010), (Belkhabbaz *et al.*, 2015)) pour la détermination des champs mécaniques macroscopiques.

### Détermination du VER : exemple du CuBe2

Les microstructures des VE sont générées avec des tessellations de Laguerre, c'est-à-dire qu'il s'agit de tessellations de Voronoï pondérées initialement par les diamètres des grains. Dans *Neper*, une taille moyenne de grains et l'écart-type associé permettent de reproduire la distribution de tailles de grains par une loi normale. Des VE de 100, 200, 300, 400, 500, 600, 700 et 800 grains sont soumis à des essais de tractions uniaxiales pour étudier la convergence de leur réponse macroscopique. La contrainte et la déformation résultantes sont calculées en moyennant les valeurs aux points d'intégration sur tout le volume élémentaire. Les résultats de l'analyse de convergence sont illustrés sur la Figure 4.35.

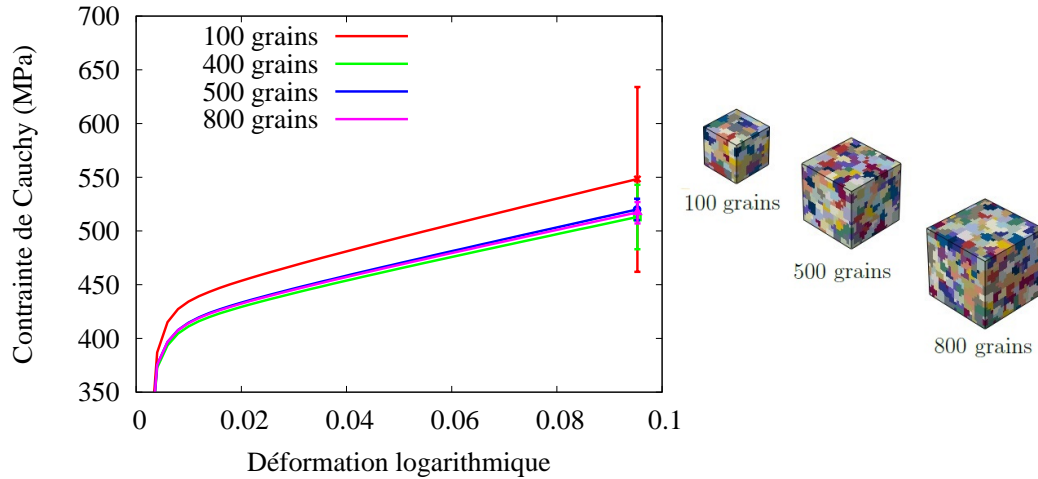


FIGURE 4.35: Analyse de convergence sur les VE pour un test de traction uniaxiale avec le modèle CPFEM et VE de taille croissante (paramètres du modèle :  $h_0=300$  MPa,  $\tau^*=750$  MPa,  $\tau_0=250$  MPa,  $q = 1.4$ ,  $\dot{\gamma}_o=0.001$  s<sup>-1</sup>,  $n=50$ ).

La dispersion des valeurs obtenues sur les réalisations se réduit considérablement à partir de 400 grains et les réponses en contraintes convergent. Le VE de 500 grains est donc considéré comme représentatif. La Figure 4.36 montre que la texture numérique décrit bien les caractéristiques principales de la texture cristallographique expérimentale.

### Identification des paramètres

Les modèles d'érouissage de PAN (Peirce *et al.*, 1982) et de Tabourot (Tabourot, 2001) sont retenus dans le cadre de ces travaux. Les paramètres de ces modèles sont relatifs à l'érouissage et seront donc identifiés sur la base d'un essai de traction dans la DL. Il s'agit d'un des intérêts du modèle de plasticité cristalline ; les mécanismes physiques (glissement de plans cristallographiques, orientations cristallines) pris en compte dans le modèle de comportement permettent (ou du moins devraient permettre) de représenter les phénomènes physiques de la déformation. De plus, les paramètres d'érouissage prennent (pour la plupart) un sens physique direct qui favorise une identification intuitive.

### Modèle PAN

Les paramètres de la loi d'écoulement  $\dot{\gamma}_0$  et  $n$ , valables pour les deux lois d'érouissage, sont regroupés avec ceux du modèle PAN.



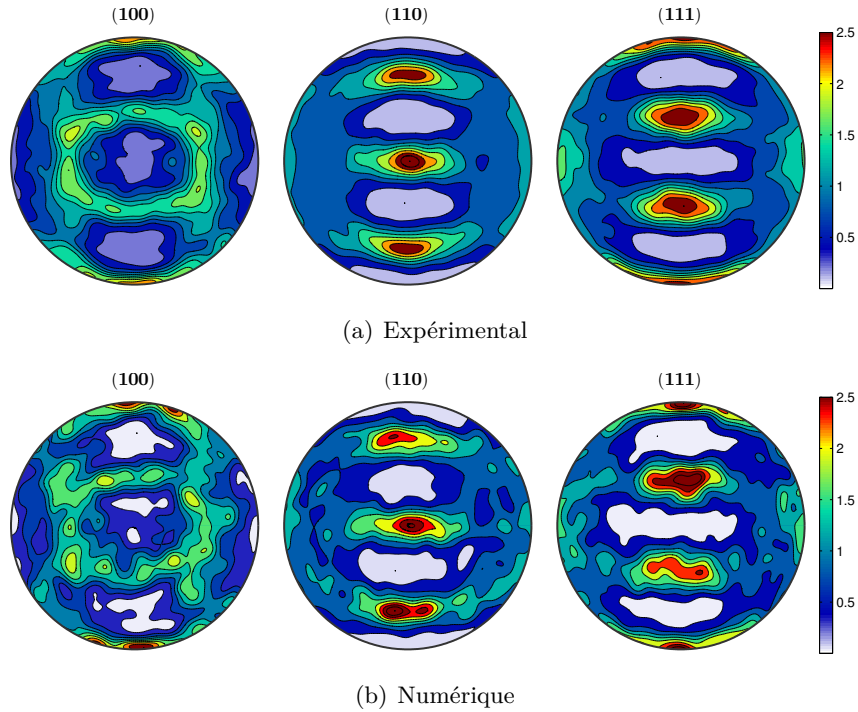


FIGURE 4.36: Figures de pôles pour le CuBe2 a) Données recueillies par EBSD and b) discrétisation numérique des données expérimentales pour le VER.

- $\dot{\gamma}_0$  la cission critique de référence et  $n$  la sensibilité à la vitesse de déformation jouent un rôle dans la théorie de l'activation thermique et sont reliés à des constantes physiques. Pour des matériaux à structure CFC à température ambiante, des valeurs usuelles sont disponibles dans la littérature (Tabourot, 2001);
- d'après la loi de Schmid, la cission critique initiale  $\tau_0$  ne peut excéder la moitié de la contrainte d'écoulement macroscopique. Une estimation de  $\tau_0$  peut ainsi être obtenue;
- comme relevé expérimentalement par (Kocks, 1970), le paramètre d'écroissage latent  $1 \leq q \leq 1.4$ ;
- la pente d'écroissage initiale  $h_0$  et la contrainte de saturation  $\tau^*$  peuvent être ajustées au préalable avec une simulation sur un monocristal (un élément fini);
- le jeu de paramètres est ensuite employé dans la simulation sur le VER et les valeurs ajustées (au besoin) par rapport à la courbe expérimentale.

#### Modèle de Tabourot

- le module de cisaillement  $\mu$  et le vecteur de Burgers  $b$  sont des constantes matériau accessibles dans la littérature (Tabourot, 2001);
- la matrice d'interactions entre dislocations  $\alpha_{su}$  intervient dans l'expression de la contrainte seuil et compte 144 coefficients dans son expression complète. Le choix

- est fait ici de la simplifier et de considérer une influence identique sur tous les systèmes de glissement. Pour les alliages de cuivre, la valeur de  $\alpha = \sqrt{\alpha^{su}} = 0.3$  est d'usage standard (voir (Tabourot, 2001));
- la matrice d'interaction entre dislocations  $\beta^{su}$  intervient dans le libre parcours moyen des dislocations et dépend de la géométrie des systèmes. De nombreuses approches ont été proposées pour réduire le nombre de termes indépendants et classer les interactions suivant leur amplitude (Gérard, 2008). La méthode retenue ici (voir (Tabourot, 2001)) propose la classification suivante  $\beta_0 < \beta_1 < \beta_2 < \beta_3$ . Dans l'expression précédente,  $\beta_0$  est relié à l'auto-écrouissage sur le système,  $\beta_1$  aux interactions colinéaires, coplanaires et orthogonales,  $\beta_2$  aux jonctions glissiles et  $\beta_3$  aux jonctions sessiles ou verrous de Lomer-Cottrell. Les valeurs sont bornées et il est imposé  $\beta_3 = 1$ ; à partir des rapports proposés par (Bassani et Wu, 1991), à savoir  $\beta_1 \cong 0.4\beta_3$  et  $\beta_2 \cong 0.7\beta_3$ , on procède à l'identification des coefficients  $\beta_0, \beta_1$ , et  $\beta_2$ ;
  - la densité de dislocations initiale  $\rho_0$ , le paramètre  $K$  et la distance critique d'annihilation  $y_c$  (qui est de l'ordre du vecteur de Burgers  $b$ ) peuvent être calibrés préalablement avec une simulation sur un monocristal (un seul élément fini);
  - le jeu de paramètres sert alors à simuler l'essai de traction sur le VER et si nécessaire les valeurs sont corrigées pour réduire l'écart avec la courbe expérimentale.

### 4.3.2.2 Résultats d'identification

#### Identification du CuBe2

Les paramètres des modèles PAN et Tabourot calibrés par rapport à l'essai de traction dans la DL sont reportés dans le [Tableau 4.15](#) et le [Tableau 4.16](#). Les résultats de l'identification sont illustrés sur la [Figure 4.37](#)

$h_0$ (MPa)	$\tau^*$ (MPa)	$\tau_0$ (MPa)	$q$	$\dot{\gamma}_o$ (s <sup>-1</sup> )	$n$
100	700	175	1,4	0,001	50

TABLEAU 4.15: Paramètres du modèle PAN (CPFEM) pour le CuBe2 identifiés sur un essai de traction dans la DL.

$\mu(GPa)$	$\alpha^{(s\beta)} = \alpha$	$\beta_0$	$\beta_1$	$\beta_2$	$\beta_3$	$K$	$y_c$ (mm)
42	0,3	0,2	0,4	0,75	1	16	8,32E-07

TABLEAU 4.16: Paramètres du modèle Tabourot (CPFEM) pour le CuBe2 identifiés sur un essai de traction dans la DL.

Un bon accord est obtenu entre la courbe expérimentale et les prévisions du modèle et ce pour les deux modèles d'écroissage PAN et Tabourot. En revanche, comme avec l'approche phénoménologique, la transition élasto-plastique n'est pas bien représentée par le modèle, ce qui pourrait provenir de l'état laminé (non recuit) des tôles utilisées pour les essais mécaniques.

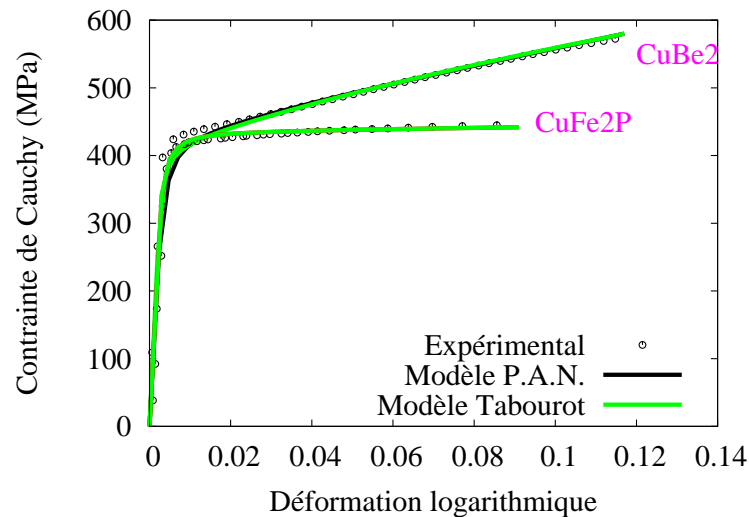


FIGURE 4.37: Identification des paramètres du modèle CPFEM pour le CuBe2 et le CuFe2P sur un essai de traction dans la DL.

### Identification du CuFe2P

Le VER déterminé pour le CuFe2P comporte également 500 grains. La morphologie des grains a été prise en compte dans la modélisation comme illustré sur la [Figure 4.38](#). La texture marquée de ce matériau a été reproduite par la procédure décrite précédemment et la texture numérique obtenue pour le VER de 500 grains est très proche de celle mesurée expérimentalement (voir [Figure 4.39](#)).

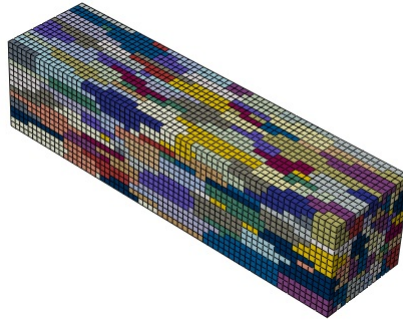


FIGURE 4.38: VER pour le CuFe2P.

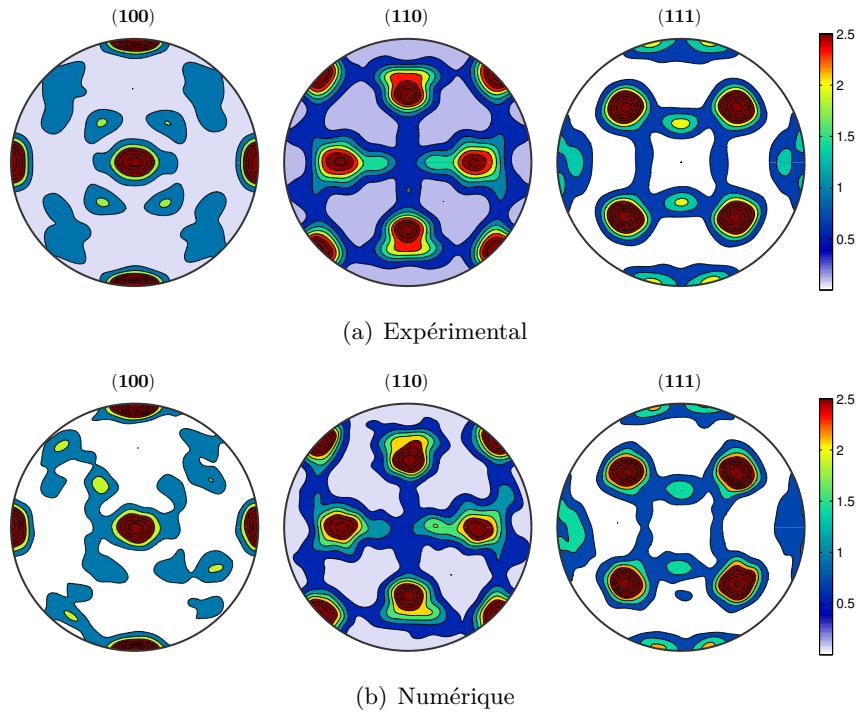


FIGURE 4.39: Figures de pôles pour le CuFe2P a) Données recueillies par EBSD et b) discrétisation numérique des données expérimentales pour le VER.

Les deux modèles d'écoulement donnent des résultats pratiquement identiques en très bon accord avec les données expérimentales (voir [Figure 4.37](#)). Le [Tableau 4.17](#) et le [Tableau 4.18](#) renseignent sur les valeurs des paramètres identifiés.

$h_0$ (MPa)	$\tau^*$ (MPa)	$\tau_0$ (MPa)	$q$	$\dot{\gamma}_o$ ( $s^{-1}$ )	$n$
20	180	180	1	0,001	50

TABLEAU 4.17: Paramètres du modèle PAN (CPFEM) pour le CuBe2 identifiés sur un essai de traction dans la DL.

$\mu$ (GPa)	$\alpha^{(s\beta)} = \alpha$	$\beta_0$	$\beta_1$	$\beta_2$	$\beta_3$	$K$	$y_c$ (mm)
42	0,3	0,2	0,4	0,75	1	40	9E-07

TABLEAU 4.18: Paramètres du modèle Tabourot (CPFEM) pour le CuBe2 identifiés sur un essai de traction dans la DL.

### 4.3.3 Analyse comparative des deux approches

On compare maintenant les capacités des approches phénoménologiques et CPFEM sur la prédiction du comportement mécanique du CuBe2. Dans un premier temps, les réponses du modèle CPFEM aux trajets de déformation expérimentaux qui n'ont pas été pris en compte dans l'identification sont étudiées. En parallèle et afin d'établir une comparaison cohérente, le modèle phénoménologique est aussi re-calibré en utilisant une base expérimentale réduite ne comportant que les essais de traction uniaxiale à 0, 45 et 90° de la DL. En effet, une campagne de caractérisation expérimentale effectuée dans un cadre industriel se limite souvent à ces trois essais.

#### 4.3.3.1 Description de l'anisotropie de comportement

Les essais de traction uniaxiale sur le CuBe2, dans la DT et la DD, sont simulés avec le modèle CPFEM et l'écroutissage de type PAN. Le VER, son maillage et les conditions aux limites demeurent inchangées. La microstructure subit une rotation numérique en soustrayant 45 ou 90° à l'angle d'Euler correspondant à la DL. Le modèle phénoménologique est calibré en considérant les essais de traction uniaxiale à 0, 45 et 90° de la DL et en gardant une pondération équivalente sur la description de l'anisotropie de contrainte et de déformation.

Le modèle CPFEM fournit une bonne description des essais à 45 et 90° qui est illustrée sur la [Figure 4.40](#). Les modèles phénoménologiques (Hill48 et BB2004) conduisent, pour ces simulations, aux mêmes résultats que dans le cas de la base complète (voir [Figure 4.31](#)).

Pour étudier l'anisotropie de déformation, des simulations sont effectuées en faisant varier l'angle par rapport à la DL avec un pas de 5°. La [Figure 4.41](#) montre que si l'on considère une base expérimentale complète, le modèle de BB2004 donne la meilleure

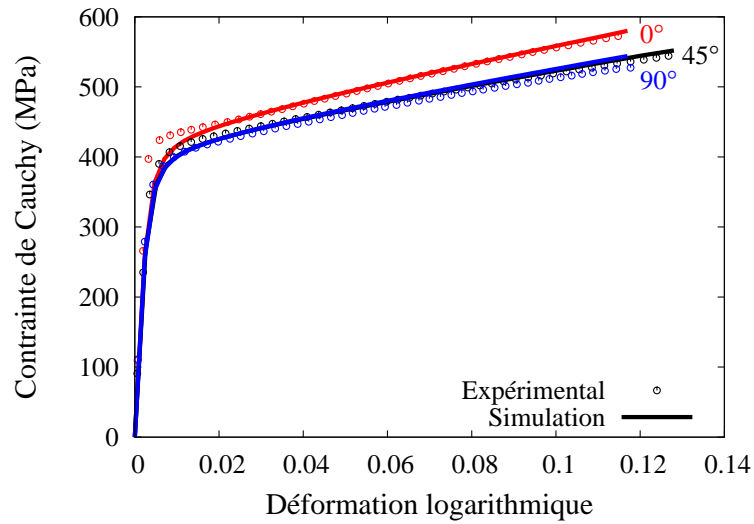
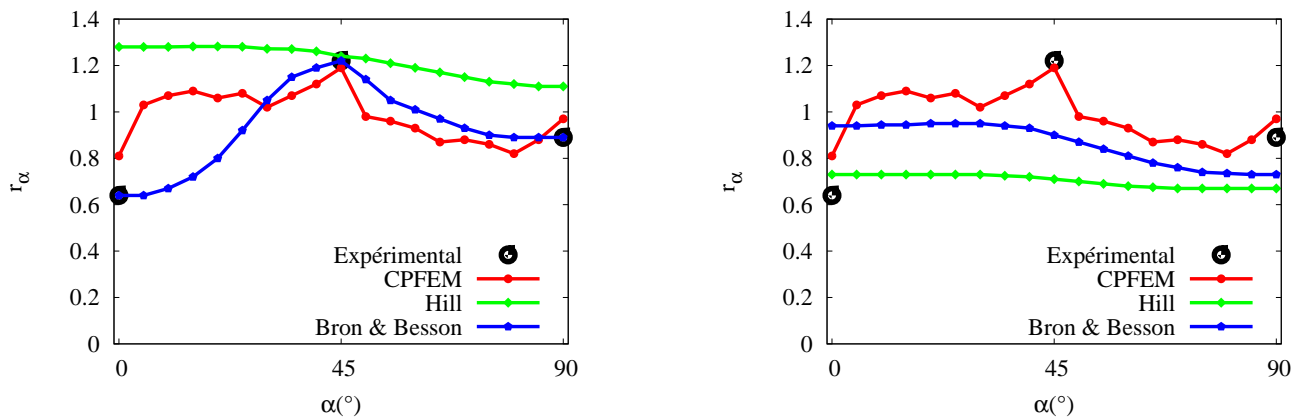


FIGURE 4.40: Courbes d'érouissage du CuBe2 pour différentes orientations par rapport à la DL, par le modèle CPFEM.

description du comportement matériau. Toutefois, dans le cas d'une base réduite, le modèle CPFEM est le plus proche de la réponse expérimentale.



(a) Base complète

(b) Base réduite

FIGURE 4.41: Prédiction des coefficients d'anisotropie plastique à 0°, 45° and 90° avec le modèle CPFEM et le modèle phénoménologique calibré sur a) la base expérimentale complète et b) la base expérimentale réduite.

En résumé, le modèle CPFEM calibré sur un essai de traction dans la DL (et prenant comme entrée les mesures expérimentales d'orientations de grains) conduit à une bonne

description de l'anisotropie de contrainte et de déformation, d'une précision supérieure à celle du modèle de Hill48 et comparable à celle du modèle de BB2004.

#### 4.3.3.2 Description de l'essai d'expansion biaxiale

L'essai d'expansion biaxiale est simulé avec le modèle CPFEM en imposant des déplacements suivant les axes X et Y aux noeuds  $N_1$  et  $N_2$  de la [Figure 4.34](#). Cet essai ne constituant plus une entrée dans la procédure de calibration des modèles phénoménologiques, ceux-ci n'arrivent pas à en donner une description fidèle notamment sur le comportement aux grandes valeurs de déformation. En revanche, les prédictions du modèle CPFEM sont en excellent accord avec les données expérimentales comme l'illustre la [Figure 4.42](#).

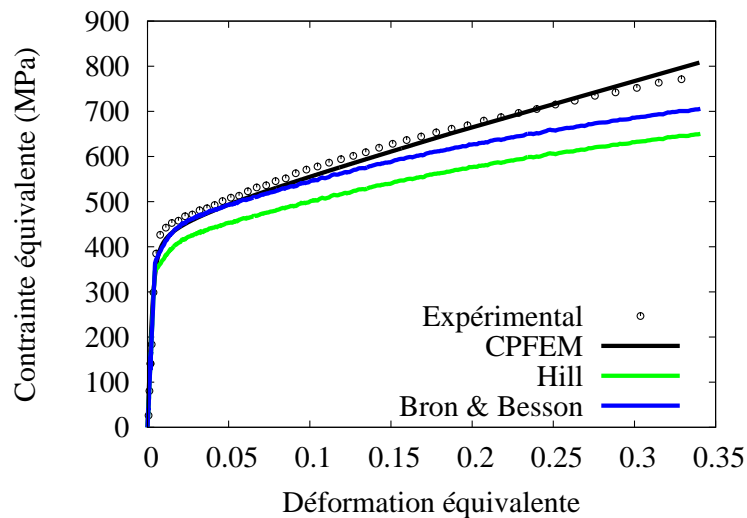
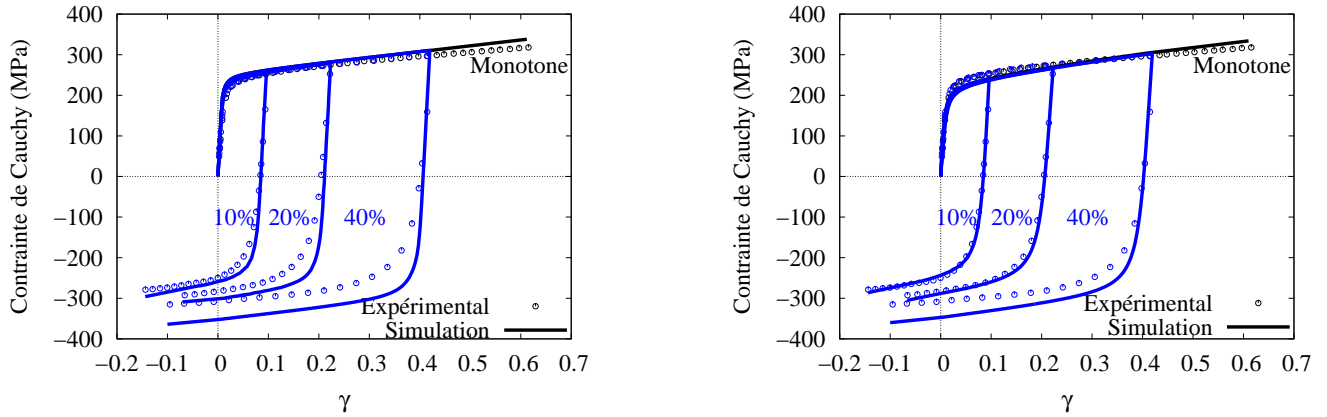


FIGURE 4.42: Description de l'essai d'expansion biaxiale du CuBe2 par le modèle CPFEM et le modèle phénoménologique calibré sur une base réduite.

#### 4.3.3.3 Description des essais de cisaillement

Les essais de cisaillement sont simulés en déplaçant le noeud  $N_1$  le long de l'axe Y. Le modèle CPFEM offre une bonne description de l'essai de cisaillement monotone ainsi que l'essai alterné pour une pré-déformation de 10%. Pour des pré-déformations plus importantes (20 et 40%), l'effet Bauschinger qui se manifeste après inversion de la charge n'est pas bien décrit comme illustré sur la [Figure 4.43\(a\)](#).



(a) Cisssions critiques initiales homogènes

(b) Hétérogénéité intergranulaire des cisssions critiques initiales

FIGURE 4.43: Prédiction des essais de cisaillement avec le modèle CPFEM en considérant a) une homogénéité des cisssions critiques b) une distribution hétérogène entre les grains des cisssions critiques initiales.

Une manière de modéliser ce phénomène est d'introduire, comme dans l'approche phénoménologique, une variable d'écroissage cinématique dans la loi d'écoulement du système de glissement. L'évolution de cette variable est alors gouvernée par une relation de type Armstrong-Frederick dont les paramètres sont alors calibrés sur les essais alternés (voir par exemple (Cailletaud, 1992) et (Luo et Rousselier, 2014)). Il est également possible d'exploiter le lien entre le champ de contraintes résiduelles qui existe dans les tôles laminées et l'effet Bauschinger qu'elles manifestent. En effet, de nombreux auteurs ((Kim *et al.*, 2012), (Li *et al.*, 2014) entre autres) ont relié l'apparition de cet effet à l'hétérogénéité du champ de contraintes résiduelles; en particulier (Déprés *et al.*, 2008), au travers de résultats expérimentaux et de simulations de dynamique des dislocations, ont identifié l'hétérogénéité de la distribution de dislocations dans le matériau comme l'une des sources d'écroissage cinématique. Ils ont, de même que (Balland *et al.*, 2011), proposé d'approximer la répartition d'hétérogénéité par une distribution de Rayleigh.

Nous évaluons ici cette approche en introduisant, dans le VER une hétérogénéité initiale de contraintes en spécifiant des cisssions critiques initiales non plus identiques pour tous les grains mais selon une distribution de Rayleigh :

$$f(\tau_0) = \frac{\tau_0}{(\tau_0^{hom})^2} \exp\left(\frac{-(\tau_0)^2}{2(\tau_0^{hom})^2}\right) \quad (4.14)$$



où  $\tau_0^{hom}$  est le mode de la distribution qui est choisi égal à la valeur précédemment identifiée en traction uniaxiale  $\tau_0$ .

Les simulations réalisées avec l'hétérogénéité initiale dans le VER sont présentées sur la [Figure 4.43\(b\)](#). La méthode se révèle efficace et décrit finement le comportement après inversion de la charge pour des pré-déformations jusqu'à 20%. Pour de plus grandes valeurs, l'effet Bauschinger ainsi que l'adoucissement permanent ne sont pas bien capturés. Il semblerait que, pour de grandes déformations plastiques, l'hétérogénéité du champ de contrainte se développe également à l'intérieur des grains. Cette contribution se rajoute à l'hétérogénéité intergranulaire (la seule considérée dans notre modélisation) et accentue les particularités de comportement qui surviennent après inversion du chargement. Il faut souligner que le spectre de la distribution adoptée est très large (de 0 à  $2 \times \tau_0^{hom}$ ); de fait, elle peut introduire des valeurs de cission critique initiale non réalistes. Il conviendrait donc de rajouter une borne inférieure et une borne supérieure comme paramètres à calibrer. Cependant, cela impliquerait de prendre en compte les essais de cisaillement alternés dans la phase d'identification. Cette possibilité n'a pas été considérée dans ces travaux, notre objectif étant de mettre en place un modèle CPFEM d'identification relativement simple dont les paramètres ont un sens physique clair.

Les prévisions du modèle phénoménologique (BB2004), calibré sur la base réduite, pour les essais de cisaillement sont présentés sur la [Figure 4.44](#). Comme on pouvait s'y attendre, l'érouissage isotrope identifié sur les essais de traction uniaxiale ne parvient pas à reproduire le comportement après inversion du chargement.

## **Bilan**

Le modèle de BB2004 offre une grande flexibilité pour la description du comportement mécanique dans la mesure où on peut lui fournir suffisamment d'informations expérimentales. Ses douze paramètres permettent de simuler finement l'anisotropie du comportement du matériau. Il est à noter que la procédure d'identification adoptée ici visait à obtenir le meilleur compromis sur la description combinée de l'anisotropie de contrainte et de déformation. Avec de telles contraintes d'identification, les prédictions du modèle de Hill48 se révèlent imprécises. Toutefois, si l'on considère une base expérimentale réduite aux essais de traction uniaxiale, la qualité des prédictions des modèles phénoménologiques se dégrade significativement. Il est donc légitime de s'interroger sur la qualité des simulations effectuées avec ces modèles lorsqu'ils sont mis en oeuvre sur des trajets de déformation non proportionnels. En revanche, le modèle CPFEM calibré

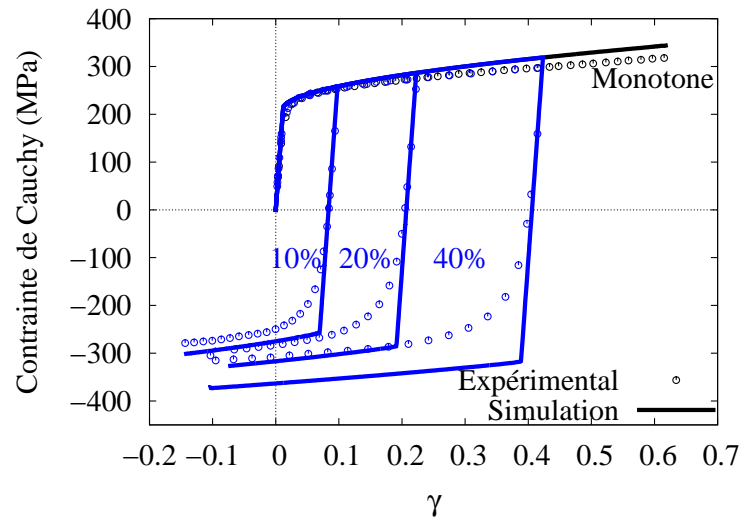


FIGURE 4.44: Prédiction des essais de cisaillement avec le modèle phénoménologique (BB2004) calibré sur des essais de traction uniaxiale.

uniquement sur un essai de traction, conduit à une bonne description de l'ensemble des trajets de chargement. Les mécanismes physiques pris en compte lui confèrent donc une capacité de prédiction du comportement global du matériau. Le nombre de paramètres à calibrer est réduit, ce qui représente un avantage conséquent au vu de la procédure non triviale d'identification des nombreux paramètres des modèles phénoménologiques. La contrepartie réside dans le temps de calcul plus important par rapport aux modèles phénoménologiques.

#### 4.4 Conclusion

La campagne de caractérisation des matériaux a été présentée dans ce chapitre. Des analyses EBSD ont permis d'accéder à la microstructure des tôles et notamment la morphologie allongée des grains de l'alliage CuFe2P. Des essais mécaniques ont été réalisés pour investiguer le comportement des tôles. La décroissance du module de Young des alliages industriels (CuBe2 et CuFe2P) a été mise en évidence par des essais de charge-décharge dans le domaine plastique. Les essais de traction uniaxiale à différentes orientations de la DL ont montré une anisotropie non négligeable du comportement mécanique des tôles, aussi bien en contrainte qu'en déformation. Les essais d'expansion biaxiale par gonflement hydraulique ont également été menés afin d'étudier le comportement des tôles en

grandes déformations et sous un trajet de chargement équibiaxial. Enfin les essais de cisaillement (monotone et alternés) ont montré des comportements particuliers observés lors de l'inversion du trajet de chargement, notamment sur le CuBe2.

Dans une seconde partie, les paramètres des modèles phénoménologiques et CPFEM ont été identifiés par méthode inverse à partir de la base des données expérimentales. Les procédures d'identification utilisées sont détaillées et une analyse comparative des deux approches sur leur capacité de prédiction du comportement matériau a été présentée. Les modèles phénoménologiques se révèlent tributaires de la qualité et de l'étendue de la base expérimentale utilisée lors de l'identification paramétrique et nécessitent une procédure appropriée et complexe. A ce titre, le modèle CPFEM présente l'avantage d'une identification plus simple et possède, de par ses bases physiques, la capacité de décrire le comportement global du matériau. Le temps de calcul élevé requis par ce modèle constitue la contrepartie d'une telle capacité de prédiction.

Les modèles mis en place sont désormais calibrés pour prédire le comportement des tôles ultrafines étudiées. Ils sont mis en oeuvre sur des applications de micro-formage au chapitre suivant.