

CHAPITRE 4

RESULTATS THEORIQUES ET EXPERIMENTAUX EN COMPRESSION PLANE

Dans ce chapitre, nous présentons les résultats expérimentaux obtenus pour les essais de compression plane partiellement imposée sur des monocristaux de Fe-Si et de Nb, ainsi que les prévisions théoriques obtenues par le modèle proposé avec différentes hypothèses sur les systèmes de glissement. L'analyse du comportement plastique de ces cristaux et la comparaison théorie - expérience portent sur les points suivants :

- les relations contrainte - déformation,
- les réorientations du réseau cristallin,
- les cisaillements finis,
- les systèmes de glissement actifs.

Pour cette étude, nous avons testé 8 orientations cristallines pour deux compositions de l'alliage Fe-Si et 4 sur ces 8 ont été également déformées dans le cas du niobium. Ces orientations initiales décrites par les cosinus directeurs des axes X_3 et X_2 , mais également par les angles d'Euler $(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$ sont présentées au tableau 4.1 pour le Fe-Si en fonction de la composition en Si de chaque échantillon et au tableau 4.2 pour le Nb. Les résultats expérimentaux concernant les rotations et les cisaillements sont rassemblés aux tableaux 4.1 et 4.3 pour le Fe-Si et aux tableaux 4.2 et 4.4 pour le Nb, pour des taux de déformation nominaux de 0.1, 0.3 et 0.5.

Il est important de noter que, pour toutes les orientations testées, aucune influence significative sur les réorientations cristallines ou sur les cisaillements finis n'a été mise en évidence en fonction du matériau (Fe - Si, Nb) ou du pourcentage en silicium dans l'alliage Fe - Si. La seule différence se situe au niveau des valeurs des contraintes de compression. En début de déformation, elles avoisinent 300 MPa pour le Fe - Si avec une valeur plus élevée ($\approx 15\%$) dans le cas du 3 % Si (Fig. 4.1) que pour le 2,7 % Si (Fig. 4.2), alors qu'elles débutent vers 100 MPa dans le cas du Nb (Fig. 4.3). Ces courbes contrainte - déformation (Fig. 4.1-3) illustrent la forte dépendance des contraintes d'écoulement en fonction de l'orientation du cristal. Nous constatons également que cette dépendance est similaire d'un matériau à l'autre, la classification par ordre croissant en fin de déformation étant sensiblement la même.

Notation	% Si (en poids)	$X_3 : (h k l) X_2 : [u v w]$ (cosinus directeurs)	$(\varphi_1, \phi, \varphi_2) \text{ à } \epsilon_{22} = 0$	$(\varphi_1, \phi, \varphi_2) \text{ à } \epsilon_{22} \approx 0.1$	$(\varphi_1, \phi, \varphi_2) \text{ à } \epsilon_{22} \approx 0.3$	$(\varphi_1, \phi, \varphi_2) \text{ à } \epsilon_{22} \approx 0.5$
A1 A2	3 2,7	(0,45 0,40 0,80)[-0,56 0,83 -0,10] (0,48 0,35 0,81)[-0,53 0,85 -0,05]	(-80°, 37°, 48°) (-85°, 36°, 54°)	(-81°, 36°, 48°) (-81°, 35°, 50°)	(-80°, 38°, 43°) (-68°, 39°, 40°)	(-79°, 41°, 42°) (-66°, 40°, 38°)
B1 B2	3 2,7	(0,84 -0,06 0,54)[-0,39 -0,76 0,52] (0,84 -0,06 0,54)[-0,39 -0,76 0,52]	(128°, 57°, 94°) (128°, 57°, 94°)	(130°, 60°, 87°) (130°, 61°, 85°)	(124°, 66°, 80°) (132°, 66°, 75°)	(125°, 68°, 72°) (130°, 70°, 68°)
C1 C2	3 2,7	(0,69 -0,02 0,72)[0,49 -0,72 -0,49] (0,71 0,02 0,71)[0,49 -0,74 -0,47]	(45°, 44°, 92°) (49°, 45°, 89°)	(55°, 44°, 82°) (64°, 46°, 75°)	(83°, 40°, 59°) (81°, 40°, 59°)	(88°, 39°, 51°) (92°, 41°, 48°)
D1 D2	3 2,7	(0,72 0,53 0,44)[-0,67 0,70 0,26] (0,73 0,53 0,43)[-0,67 0,68 0,30]	(-107°, 64°, 54°) (-109°, 65°, 54°)	(-105°, 63°, 52°) (-101°, 62°, 52°)	(-103°, 63°, 45°) (-98°, 57°, 45°)	(-94°, 59°, 39°) (-90°, 57°, 39°)
E1 E2	3 2,7	(0,65 0,67 0,38)[-0,71 0,35 0,61] (0,65 0,66 0,37)[-0,71 0,35 0,61]	(-131°, 68°, 44°) (-131°, 68°, 44°)	(-135°, 66°, 42°) (-132°, 62°, 41°)	(-140°, 62°, 38°) (-137°, 60°, 35°)	(-142°, 62°, 35°) (-139°, 60°, 33°)
F1 F2	2,8 2,7	(0,21 0,98 0,04)[-0,91 0,21 -0,37] (0,17 0,98 0,04)[-0,94 0,18 -0,29]	(-69°, 88°, 12°) (-73°, 88°, 10°)	(-66°, 91°, 9°) (-68°, 92°, 6°)	(-62°, 92°, 2°) (-64°, 92°, 3°)	(-59°, 92°, 0°) (-59°, 91°, -1°)
G1 G2	2,8 2,7	(0,54 0,84 0,13)[-0,84 0,52 0,12] (0,52 0,85 0,09)[-0,85 0,51 0,12]	(-97°, 83°, 33°) (-97°, 85°, 32°)	A : (-101°, 78°, 31°) B : (-94°, 86°, 33°) A : (-99°, 84°, 30°)	A : (-105°, 73°, 30°) B : (-93°, 87°, 33°) A : (-103°, 83°, 29°)	A : (-108°, 70°, 29°) B : (-90°, 88°, 34°) A : (-108°, 81°, 26°)
H1 H2	2,8 2,8	(0,61 0,80 0)[-0,15 0,11 0,98] (0,61 0,79 0)[-0,16 0,13 0,98]	(-169°, 90°, 37°) (-168°, 90°, 37°)	A : (-169°, 88°, 38°) B : (-169°, 96°, 38°) A : (-167°, 83°, 36°) B : (-169°, 94°, 40°)	A : (-166°, 75°, 35°) B : (-173°, 109°, 40°) A : (-169°, 72°, 34°) B : (-170°, 105°, 38°)	A : (-164°, 71°, 31°) B : (-170°, 115°, 46°) A : (-165°, 65°, 31°) B : (-171°, 116°, 43°)

Tableau 4.1 Notation, teneur en Si, orientations (initiales et pour des taux de déformation de 0.1, 0.3 et 0.5) des monocristaux de Fe - Si.

Notation	$X_3 : (h\ k\ l)$ $X_2 : [u\ v\ w]$ (cosinus directeurs)	$(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$ à $\varepsilon_{22} = 0$	$(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$ à $\varepsilon_{22} \approx 0,1$	$(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$ à $\varepsilon_{22} \approx 0,3$	$(\varphi_1, \phi, \varphi_2)$ à $\varepsilon_{22} \approx 0,5$
A3	(0,46 0,44 0,77)[-0,59 0,80 -0,11]	(-80°, 39°, 46°)	(-74°, 40°, 43°)	(-70°, 43°, 38°)	(-69°, 45°, 36°)
B3	(0,85 -0,05 0,52)[-0,36 - 0,78 0,52]	(127°, 59°, 94°)	(129°, 60°, 87°)	(131°, 67°, 77°)	(131°, 71°, 70°)
F3	(0,20 0,98 0,01)[-0,90 0,19 -0,39]	(-67°, 89°, 12°)	(-64°, 91°, 8°)	(-60°, 92°, 3°)	(-57°, 91°, 1°)
H3	(0,59 0,81 0,02)[-0,17 0,10 0,98]	(-168°, 89°, 36°)	A : (-169°, 80°, 35°)	A : (-169°, 75°, 34°)	A : (-168°, 65°, 31°)
I	(0,56 0,59 0,59)[-0,83 0,40 0,40]	(-119°, 54°, 44°)	(-124°, 53°, 45°)	(-121°, 54°, 46°)	(-123°, 57°, 49°)

Tableau 4.2 Notation, orientations (initiales et pour des taux de déformation de 0.1, 0.3 et 0.5) des monocristaux de Nb.

Notation	ϵ_{22} $\text{tg } \alpha$ $\sigma_{\text{tg } \alpha}$ $\text{tg } \beta$ $\sigma_{\text{tg } \beta}$					ϵ_{22} $\text{tg } \alpha$ $\sigma_{\text{tg } \alpha}$ $\text{tg } \beta$ $\sigma_{\text{tg } \beta}$					ϵ_{22} $\text{tg } \alpha$ $\sigma_{\text{tg } \alpha}$ $\text{tg } \beta$ $\sigma_{\text{tg } \beta}$				
	A1 A2	0,12 0,11	0,05 0,05	0,01 0,01	0,15 0,13	0,02 0,03	0,27 0,30	0,10 0,11	0,02 0,02	0,50 0,48	0,06 0,05	0,48 0,50	0,11 0,13	0,03 0,02	0,85 0,94
B1 B2	0,09 0,12	-0,04 -0,06	0,01 0,00	0,05 0,05	0,03 0,02	0,28 0,29	-0,15 -0,17	0,02 0,02	0,80 0,07	0,04 0,02	0,47 0,47	-0,27 -0,26	0,03 0,02	-0,01 -0,03	0,04 0,03
C1 C2	0,10 0,13	0,06 0,10	0,03 0,03	A : 0,08 B : -0,07 -0,01	0,03 0,03 0,01	0,31 0,29	0,28 0,25	0,06 0,04	A : 0,13 B : -0,12 -0,01	0,08 0,08 0,05	0,50 0,51	0,47 0,42	0,07 0,06	A : 0,11 B : -0,08 -0,05	0,09 0,09 0,06
D1 D2	0,12 0,14	0,01 0,02	0,03 0,01	0,06 0,11	0,03 0,01	0,28 0,29	-0,03 0,02	0,04 0,04	0,16 0,23	0,06 0,06	0,48 0,47	-0,05 0,06	0,05 0,04	0,15 0,36	0,10 0,16
E1 E2	0,10 0,11	-0,08 -0,06	0,04 0,03	0,02 0,05	0,07 0,07	0,28 0,29	-0,17 -0,10	0,08 0,09	0,03 0,05	0,14 0,16	0,49 0,47	-0,23 -0,18	0,11 0,11	-0,08 -0,01	0,18 0,34
F1 F2	0,12 0,11	0,06 0,05	0,01 0,01	-0,05 -0,03	0,01 0,02	0,32 0,28	0,13 0,12	0,02 0,01	-0,18 -0,12	0,04 0,03	0,49 0,48	0,21 0,22	0,03 0,03	-0,31 -0,20	0,07 0,06
G1 G2	0,14 0,14	-0,07 -0,06	0,01 0,03	-0,13 -0,12	0,02 0,04	0,33 0,30	-0,18 -0,17	0,04 0,06	-0,38 -0,30	0,07 0,08	0,49 0,48	-0,32 -0,31	0,05 0,08	-0,84 -0,62	0,12 0,12
H1 H2	0,11 0,13	-0,02 -0,09	0,01 0,02	0,00 -0,01	0,01 0,04	0,34 0,32	-0,09 -0,04	0,02 0,02	-0,04 0,00	0,04 0,06	0,47 0,48	-0,12 -0,06	0,02 0,04	-0,07 0,00	0,04 0,08

Tableau 4.3 Moyennes et écarts types des 2 cisaillements ($\text{tg } \alpha = 1/2 \epsilon_{12}^*$ et $\text{tg } \beta = 1/2 \epsilon_{23}^*$) pour chaque échantillon de l'alliage Fe-Si à des taux de déformation voisins de 0.1, 0.3 et 0.5.

Notation	ϵ_{22} $\text{tg}\alpha$ $\sigma_{\text{tg}\alpha}$ $\text{tg}\beta$ $\sigma_{\text{tg}\beta}$					ϵ_{22} $\text{tg}\alpha$ $\sigma_{\text{tg}\alpha}$ $\text{tg}\beta$ $\sigma_{\text{tg}\beta}$					ϵ_{22} $\text{tg}\alpha$ $\sigma_{\text{tg}\alpha}$ $\text{tg}\beta$ $\sigma_{\text{tg}\beta}$				
	A3	0,11	0,04	0,01	0,12	0,02	0,29	0,09	0,02	0,46	0,06	0,49	0,12	0,03	0,98
B3	0,12	-0,06	0,01	0,07	0,03	0,29	-0,14	0,02	0,08	0,03	0,50	-0,24	0,02	0,00	0,04
F3	0,12	0,07	0,01	-0,01	0,01	0,31	0,13	0,01	-0,05	0,02	0,54	0,22	0,01	-0,17	0,03
H3	0,11	-0,01	0,02	-0,01	0,05	0,29	-0,04	0,02	0,03	0,08	0,50	-0,04	0,03	0,18	0,13
I	0,13	0,02	0,01	-0,22	0,03	0,32	0,05	0,02	-0,78	0,06	0,52	0,08	0,03	-1,16	0,09

Tableau 4.4 Moyennes et écarts types des 2 cisaillements ($\text{tg}\alpha = 1/2 \epsilon_{12}^*$ et $\text{tg}\beta = 1/2 \epsilon_{23}^*$) pour chaque échantillon de niobium à des taux de déformation voisins de 0.1, 0.3 et 0.5.

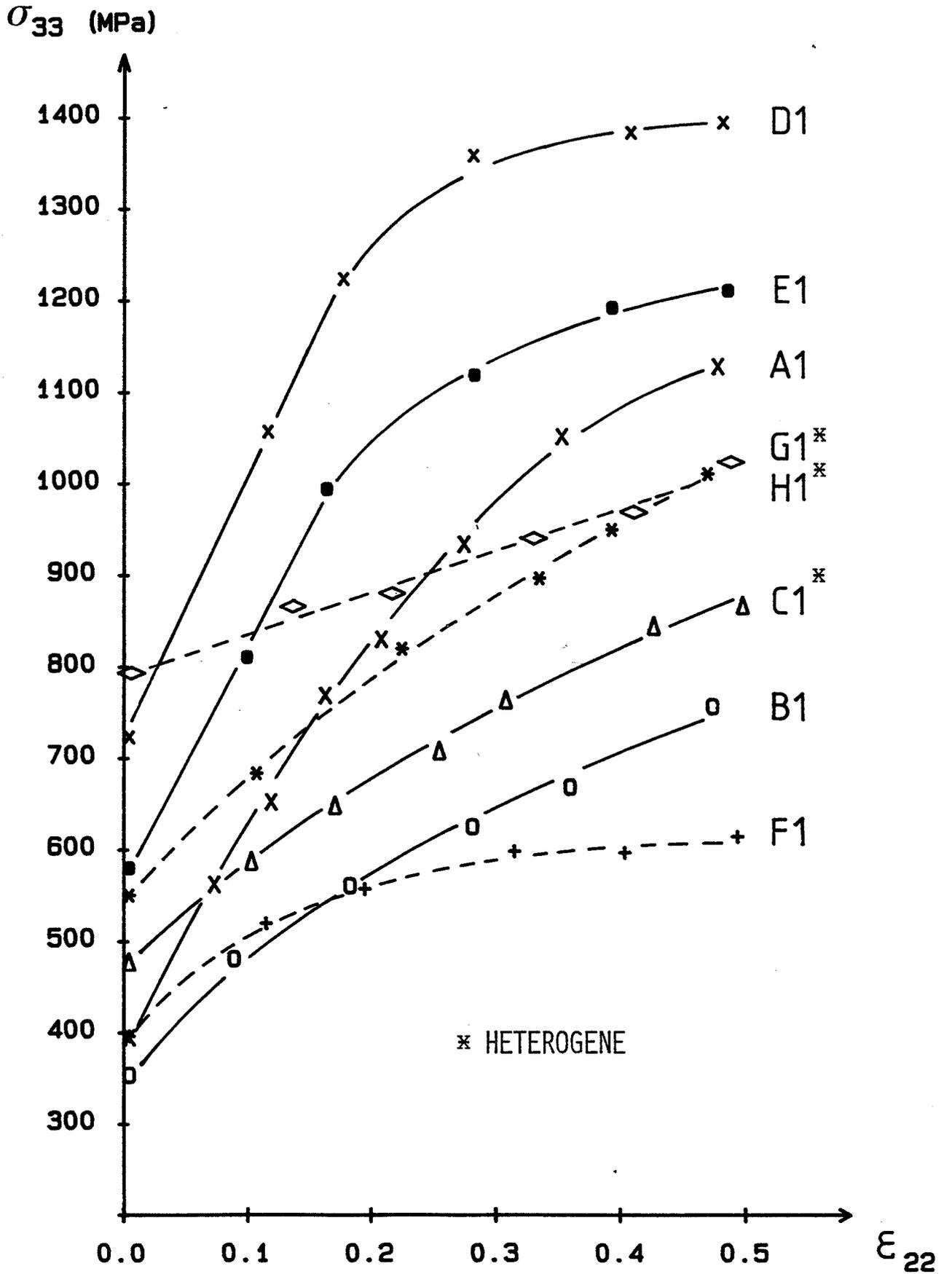


Figure 4.1 Courbes contrainte-déformation pour les 8 orientations suivantes de l'alliage Fe - Si : A1, B1, C1, D1, E1 (à 3 % Si en traits continus) et F1, G1, H1 (à 2,8 % Si en pointillés).

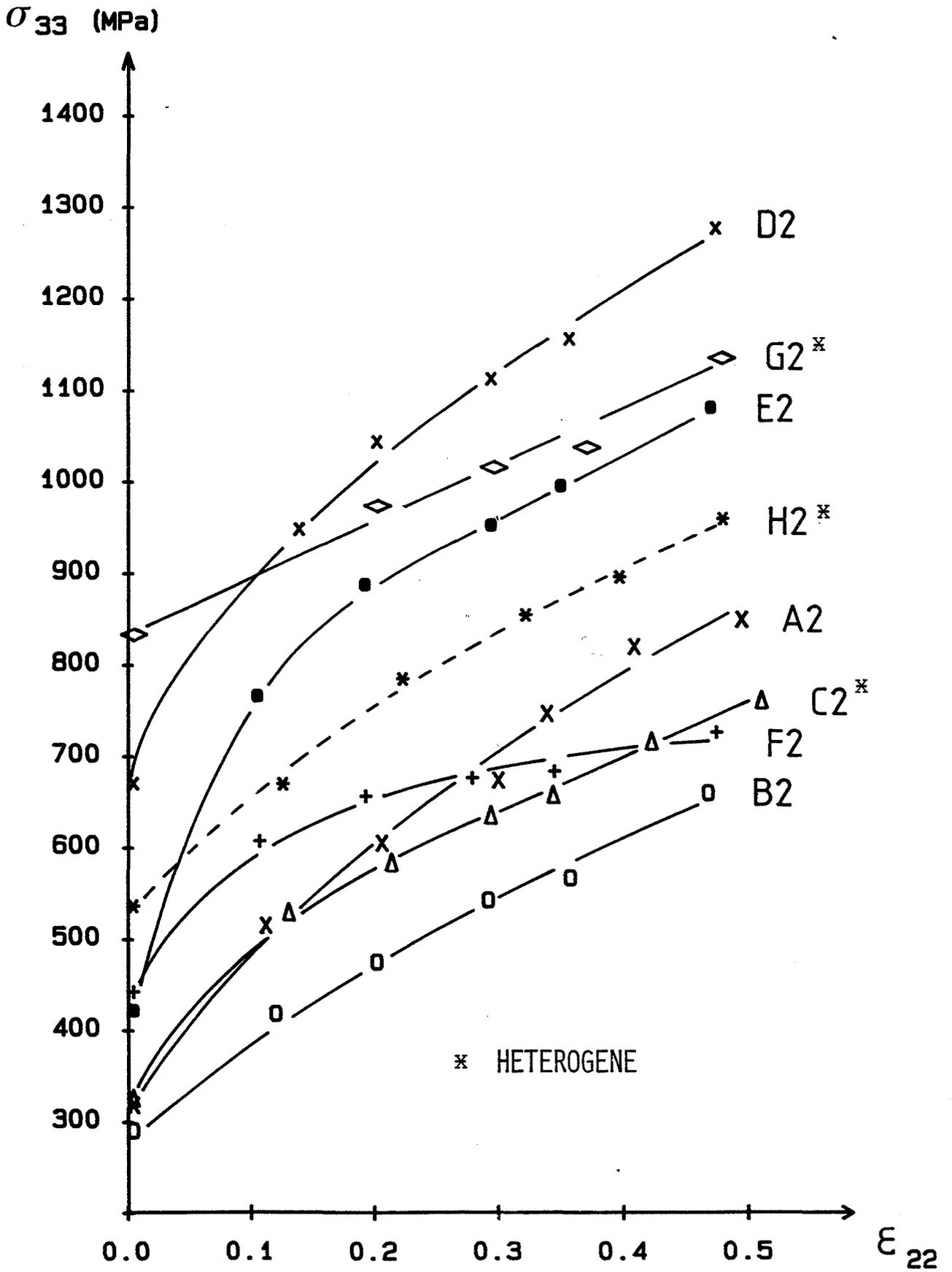


Figure 4.2 Courbes contrainte - déformation pour les 8 orientations suivantes de l'alliage Fe - Si : A2, B2, C2, D2, E2, F2, G2, (à 2,7 % Si en traits continus) et H2 (à 2,8 % Si en pointillés).

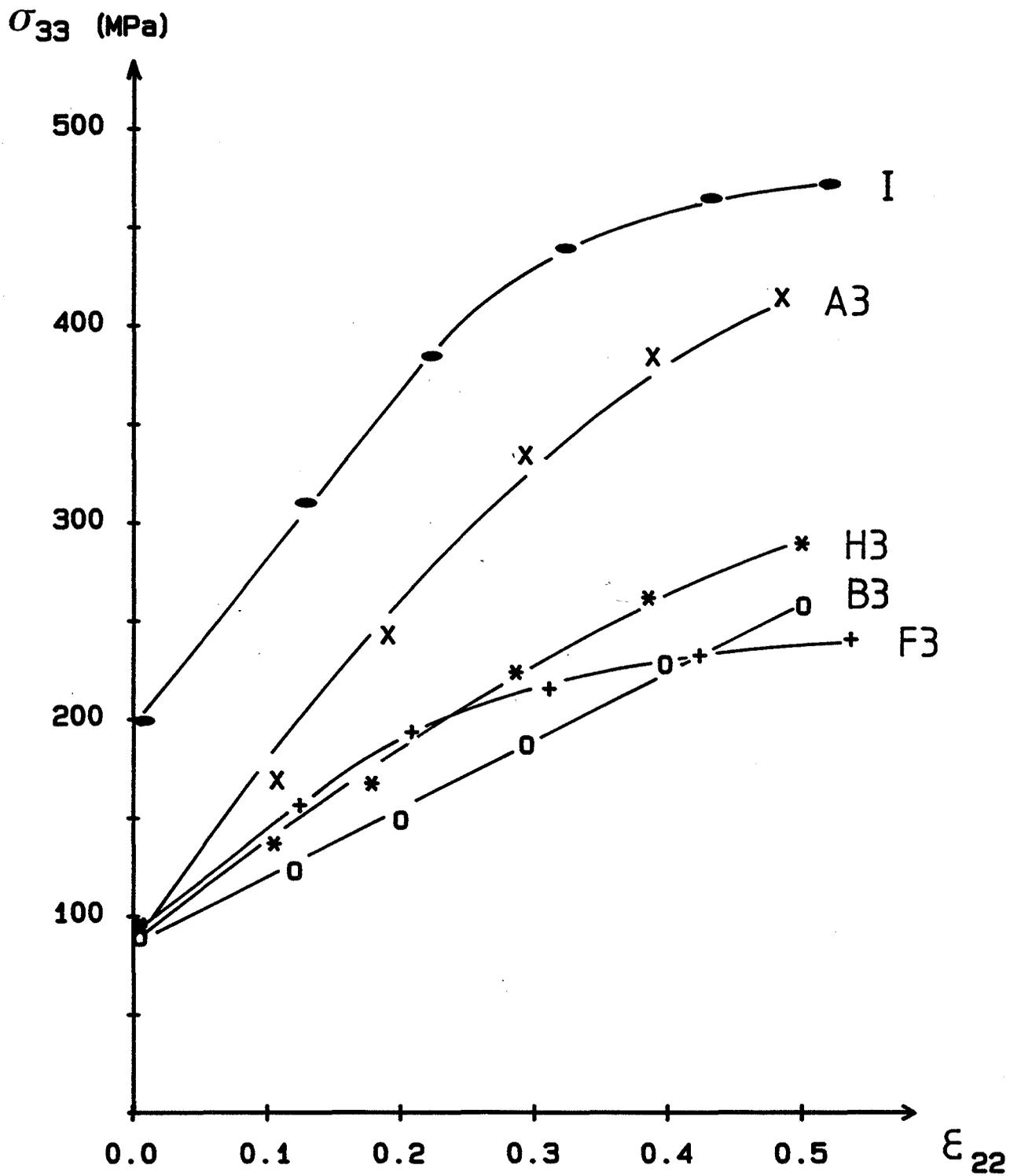


Figure 4.3 Courbes contrainte - déformation pour les 5 orientations de niobium : A3, B3, F3, H3 et I.

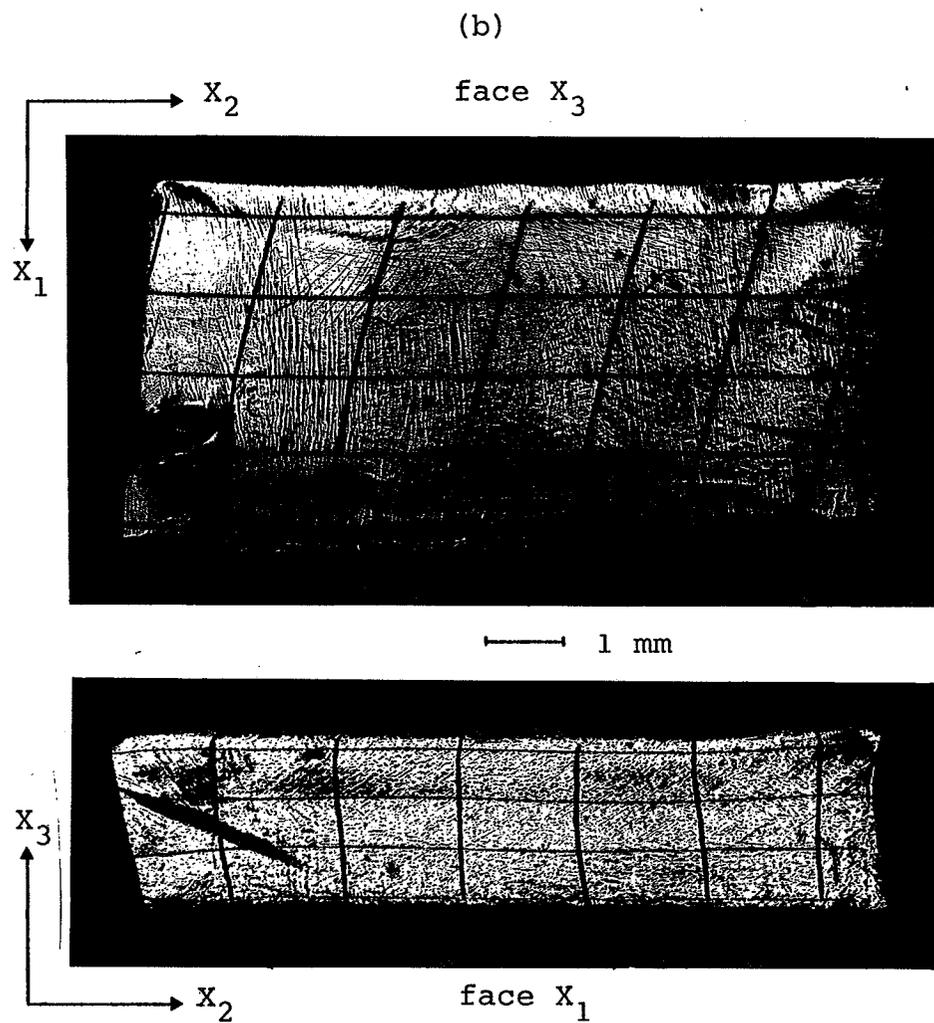
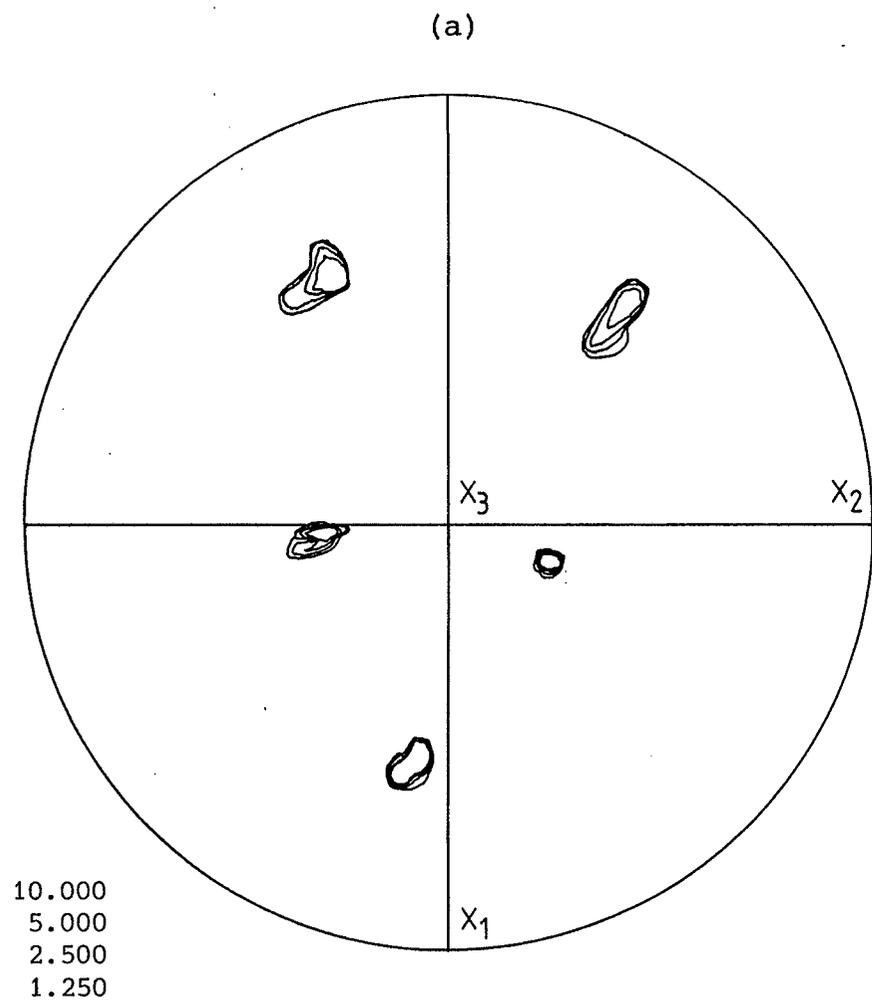


Figure 4.4 Figure de pôles $\{110\}$ (a) et grilles sur les faces X_3 et X_1 (b) pour le monocristal B2 (Fe - 2,7 % Si) d'orientation $(0,87 \ 0,35 \ 0,34)[0,09 \ -0,80 \ 0,60]$ déformé à $\epsilon_{22} = 0.47$.

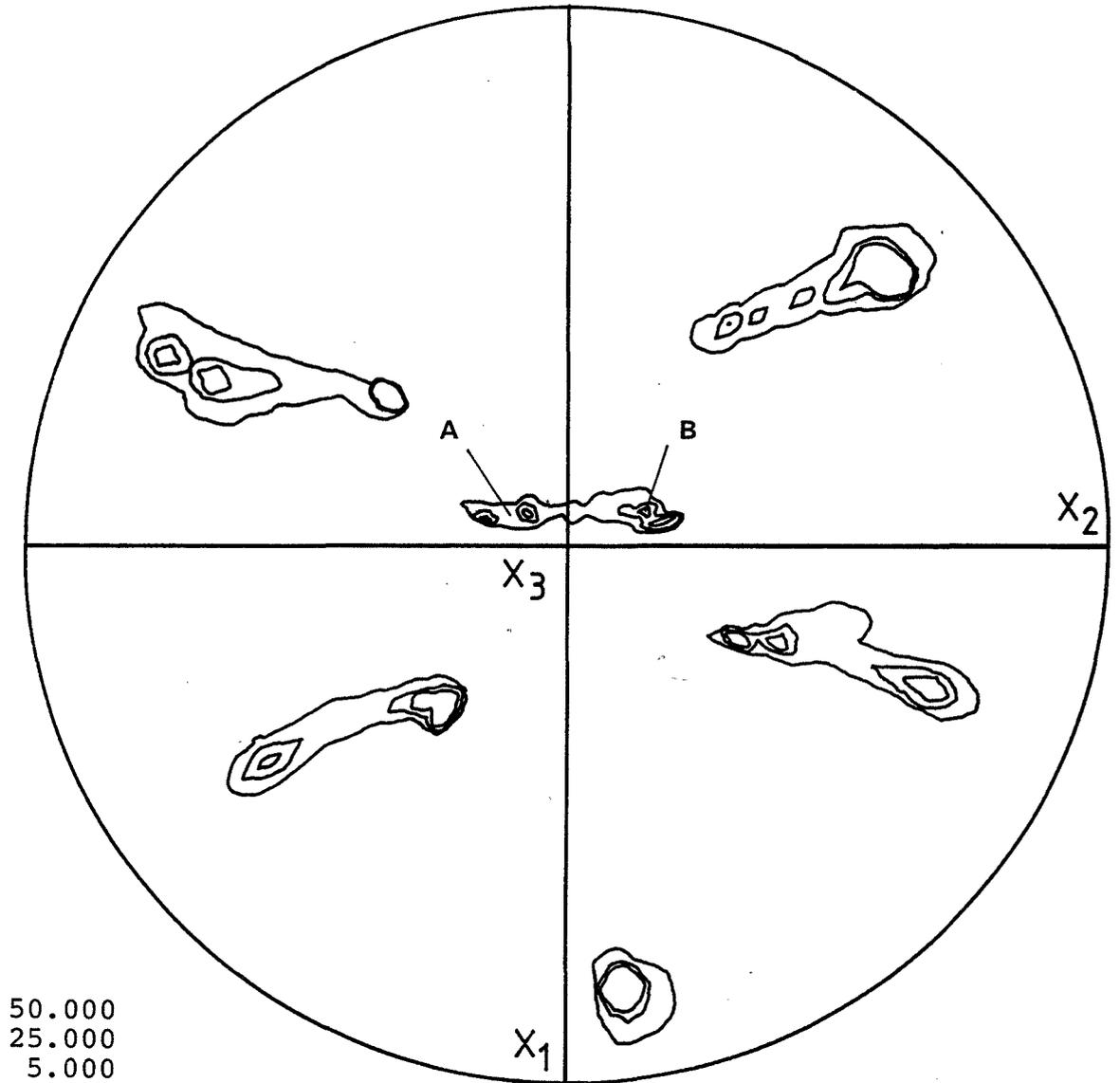


Figure 4.5 Figure de pôles $\{110\}$ du monocristal H1 (Fe - 2,8 % Si) déformé à $\epsilon_{22} = 0,34$ et présentant les 2 orientations suivantes :

$\left\{ \begin{array}{l} A : (0,55 \ 0,79 \ 0,26)[-0,34 \ -0,07 \ 0,94] \\ B : (0,61 \ 0,73 \ -0,32)[0,11 \ 0,32 \ 0,94]. \end{array} \right.$

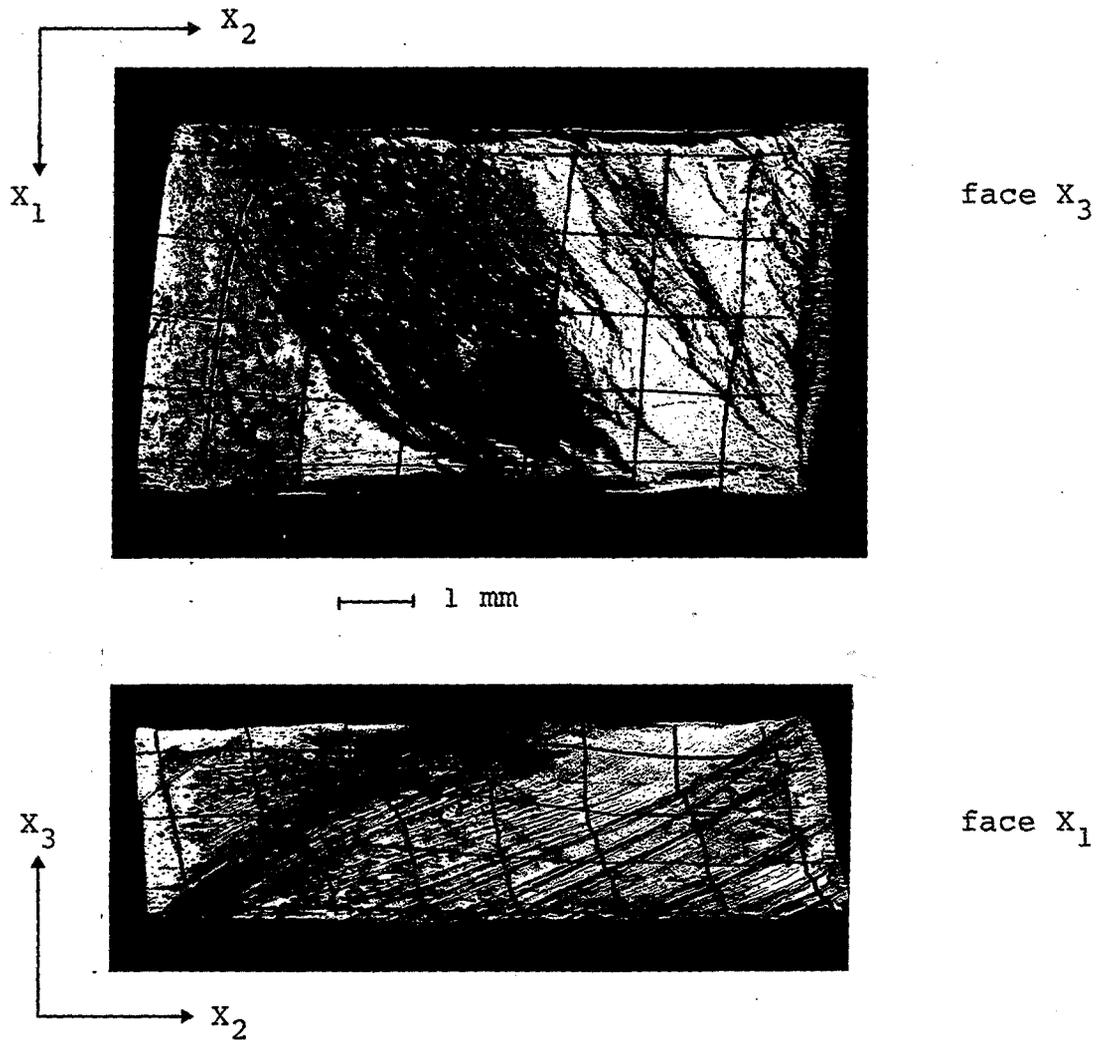


Figure 4.6 Grilles fortement hétérogènes sur les faces X₃ et X₁ du monocristal G2 (Fe - 2,7 % Si) d'orientation (0,49 0,87 0,12)[-0,86 0,46 0,22] déformé à $\epsilon_{22} = 0.30$.



Il faut cependant souligner que parmi les 9 orientations, 6 se comportent de façon plus ou moins homogène (A, B, D, E, F, I), alors que 3 d'entre elles présentent de fortes hétérogénéités de déformations (C, G, H). Pour cela, nous considérons que la déformation est homogène lorsqu'il n'y a pas de variation ou de décomposition de l'orientation d'un endroit à l'autre du monocristal et que les grilles se déforment de façon régulière d'une extrémité à l'autre de l'échantillon. Un exemple de ce comportement est illustré à la figure 4.4 pour le cristal B2 en Fe-Si. Par contre, les hétérogénéités de déformation se caractérisent par le fait que le cristal se scinde en deux ou plusieurs orientations (cas du cristal H1 en Fe-Si, Fig. 4.5) ou que les grilles présentent des zones fortement cisillées avoisinant avec des zones faiblement déformées (cas du cristal G2 en Fe-Si, Fig. 4.6).

Après compression, l'orientation de chaque cristal est déterminée à l'aide de figures de pôles {110} en calculant les angles d'Euler (Ψ_1, ϕ, Ψ_2) à partir des pics d'intensité maximale pour des taux de déformation proches de 0.1, 0.3 et 0.5. Ces orientations expérimentales sont spécifiées dans des triangles stéréographiques standards 001 - 101 - 111 par la position des axes de compression X_3 et d'allongement X_2 avec une incertitude qui croît en cours de compression de par l'élargissement des pics de diffraction avec la déformation. Sur ces mêmes figures, les prévisions théoriques pour les rotations de ces mêmes axes X_3 et X_2 sont représentées pour des incréments de déformation de 0.05 jusqu'à $\varepsilon_{22} = 0.5$.

A chaque valeur moyenne des cisaillements $\text{tg } \alpha = 1/2 \varepsilon_{12}^*$, $\text{tg } \beta = 1/2 \varepsilon_{23}^*$ est associée une barre d'erreur correspondant à l'écart-type d'un ensemble de mesures angulaires réalisées sur les grilles de référence des faces X_3 et X_1 . Lorsque la déformation est homogène, $\text{tg } \alpha$ est mesurée avec précision, alors que l'incertitude sur $\text{tg } \beta$ augmente en cours de déformation à cause de la réduction en épaisseur. Dans le cas contraire, les barres d'erreur à la fois sur $\text{tg } \alpha$ et $\text{tg } \beta$ indiquent le degré d'hétérogénéité de la déformation à travers le cristal.

Dans un premier temps, nous examinons les résultats obtenus sur les 6 monocristaux se déformant de façon homogène pour les différents aspects de la déformation cités précédemment. A la fin de ce chapitre, nous analysons en détails le cas des 3 autres orientations.

* *
*

Notation	Plans de glissement	ξ
110	{110}	1
ROCHE	{110}	1
	{112} SM	1,10
	{112} SOM	1,22
GMF 110	{110}	1
	{112} SM	1,05
	{112} SOM	1,10
GME	{110}	1
	{112} SM + {112} SOM	1
GM	{110}	1
	{112} SM	0,95
	{112} SOM	1,05
PENCIL	{110}	1
	{112} SM + {112} SOM	1
	{123}	1
GMF 112	{110}	1
	{112} SM	0,93
	{112} SOM	0,96
CARPAY	{110}	1
	{112} SM	0,77
	{112} SOM	1
112	{112} SM + {112} SOM	1*

Tableau 4.5 Notation et valeurs des cissons critiques pour les différentes hypothèses sur les systèmes de glissement.

* Dans le cas où le glissement sur $\{110\}\langle 111 \rangle$ n'est pas autorisé, ξ est défini comme $\xi = \tau_c^{\{112\}}$ et $\tau_c^{\{110\}} = \infty$.

4.1 DEFORMATION HOMOGENE

4.1.1 Rotations cristallines et cisaillements finis

Le comportement plastique de chaque monocristal est caractérisé graphiquement à partir des résultats obtenus pour les réorientations cristallines et les cisaillements finis sur l'alliage Fe - 2,7 % Si et sur le niobium. Aux courbes expérimentales de ces graphiques se superposent les courbes correspondant aux prévisions des 2 hypothèses GMF 110 et GMF 112 afin de permettre une première comparaison théorie - expérience. Une étude plus détaillée de l'influence du rapport ξ des cissions critiques est réalisée sur 2 autres graphiques regroupant les prévisions théoriques issues des différentes hypothèses d'une part, pour les rotations et d'autre part, pour les cisaillements. Afin de faciliter l'interprétation des résultats, nous rappelons au tableau 4.5, la notation et les valeurs des cissions critiques pour les différentes hypothèses sur les systèmes de glissement.

Orientation A

Comme le montre la figure 4.11 pour le niobium et 4.7 pour l'alliage Fe - 2,7 % Si, les axes X_3 et X_2 de cette orientation A tournent vers $(4\ 5\ 8)[\bar{4}\ 8\ \bar{3}]$. Cette rotation cristalline est bien décrite par l'hypothèse GMF 110, alors que l'hypothèse GMF 112 prévoit que le plan X_3 se dirige vers $(1\ 1\ 1)$ (Fig.4.7).

Quant aux cisaillements mesurés pour cette orientation dans le cas du Nb (Fig. 4.11) et du Fe - 2,7 % Si (Fig. 4.8), ils sont identiques en signe et en amplitude, à savoir un ε_{12}^* légèrement positif et un ε_{23}^* fortement positif. Sur le graphique 4.8, nous constatons que le cisaillement ε_{12}^* est plus faible que les prévisions des hypothèses GMF 110 et GMF 112 et, en particulier, beaucoup plus faible que la valeur prévue par GMF 112, alors que le cisaillement ε_{23}^* est en bon accord avec les prévisions GMF 110 et GMF 112 qui sont très voisines. Cette différence entre l'hypothèse GMF 112 et l'expérience au niveau du cisaillement ε_{12}^* est en relation avec leur discordance quant à la rotation de X_3 . En effet, une erreur sur l'orientation de X_3 se répercute sur le cisaillement ε_{12}^* .

L'examen des prévisions obtenues à partir de toutes les hypothèses révèle que, pour les rotations des axes X_3 et X_2 (Fig. 4.9) et pour les cisaillements ε_{12}^* et ε_{23}^* (Fig. 4.10), l'accord entre la théorie et l'expérience est d'autant moins bon que le glissement sur les système $\{112\}\langle 111 \rangle$ est aussi facile (GME + PENCIL) ou plus facile (GMF 112 + GM + CARPAY + 112) que sur les systèmes $\{110\}\langle 111 \rangle$. Nous en concluons que l'orientation A préfère glisser sur les systèmes $\{110\}\langle 111 \rangle$ plutôt que sur $\{112\}\langle 111 \rangle$, quelle que soit la nature du métal (Fe-Si ou Nb).

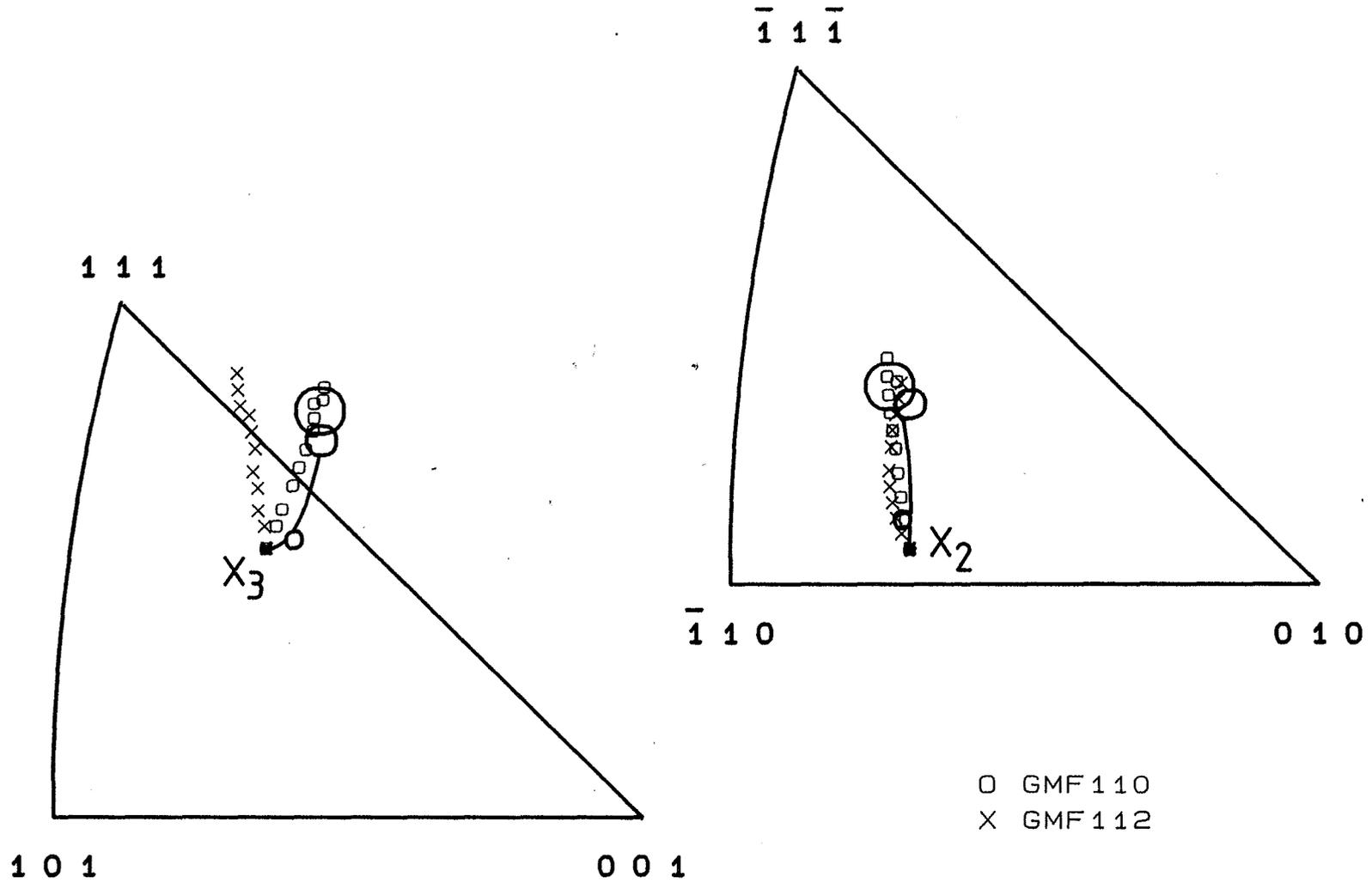


Figure 4.7 Rotation des axes de compression X_3 et d'allongement X_2 , mesurée expérimentalement pour des taux de déformation de $\approx 0,1, 0,3$ et $0,5$, et calculée à partir des hypothèses GMF 110 et GMF 112 pour le cristal A2 (Fe - 2,7 % Si) d'orientation initiale $(0,48\ 0,35\ 0,81)[-0,53\ 0,85\ -0,05]$.

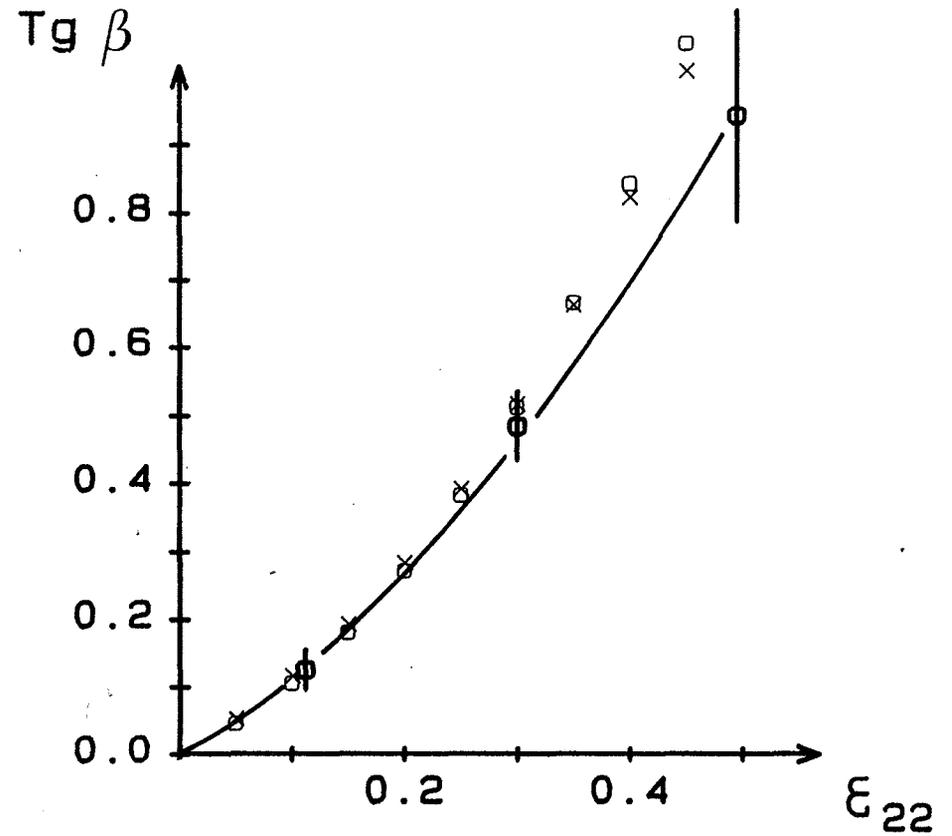
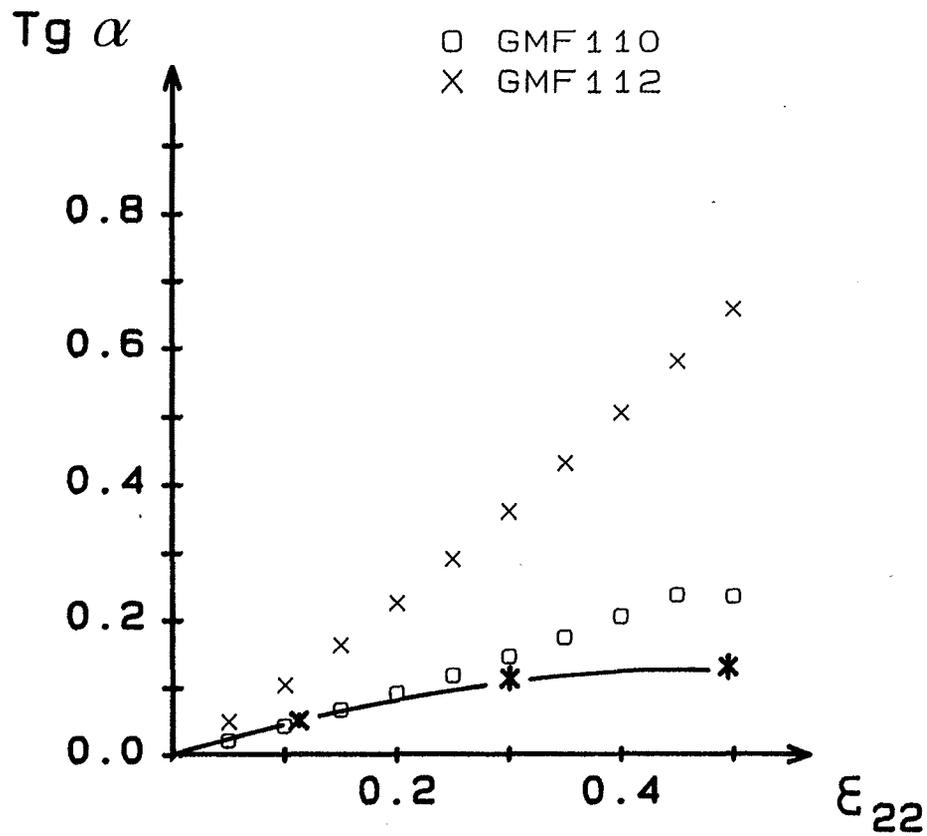


Figure 4.8 Cisaillements $\epsilon_{12}^* = 1/2 \text{tg} \alpha$ et $\epsilon_{23}^* = 1/2 \text{tg} \beta$ mesurés expérimentalement et calculés à partir des hypothèses GMF 110 et GMF 112 en fonction de la déformation pour le cristal A2 (Fe - 2,7 % Si) d'orientation initiale (0,48 0,35 0,81)[-0,53 0,85 -0,05].

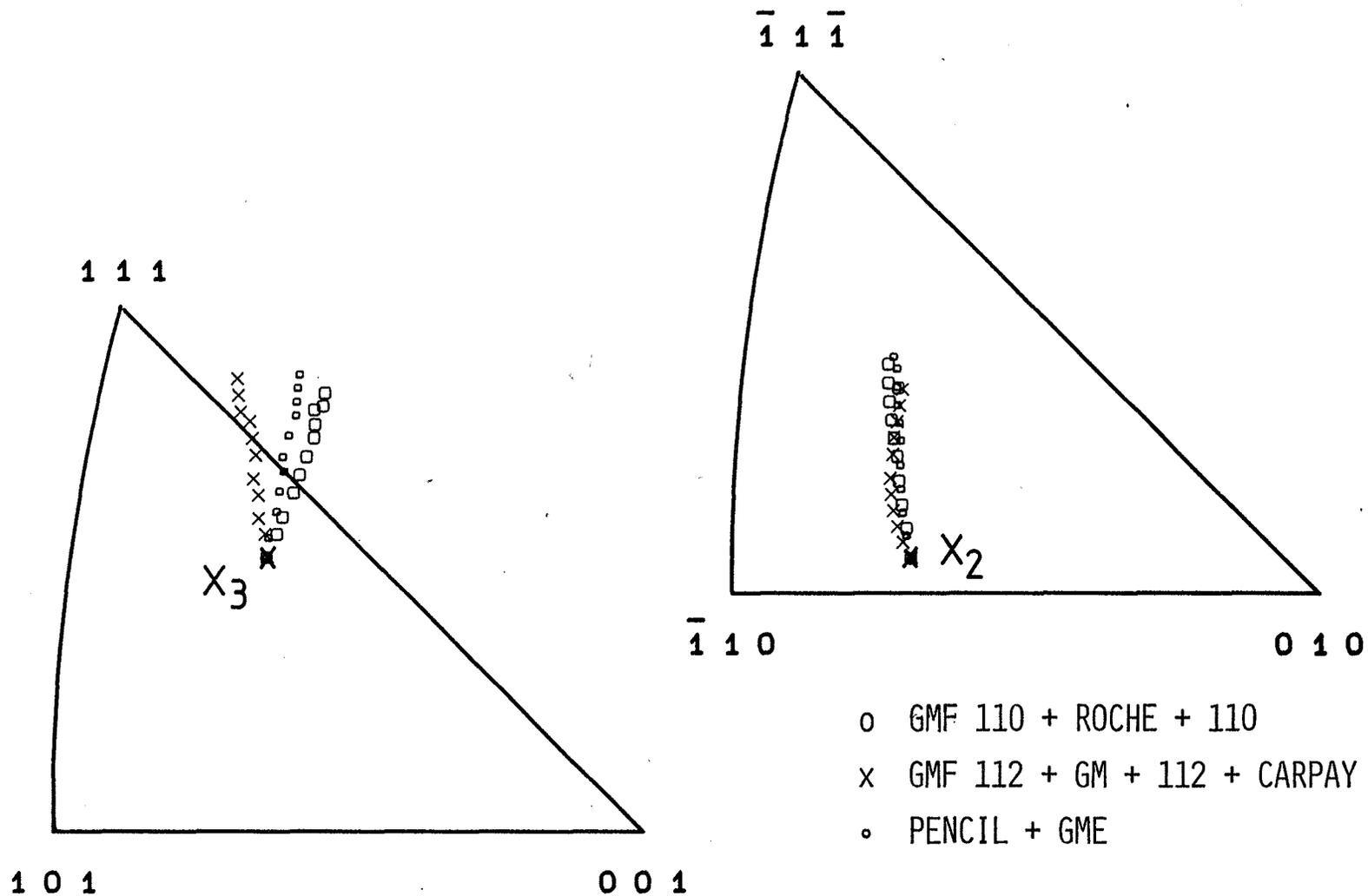


Figure 4.9 Influence des systèmes de glissement et de leurs cissions critiques (Tableau 4.5) sur la rotation des axes X_3 et X_2 en cours de déformation pour le cristal A2.

- o GMF 110 + ROCHE + 110
- x GMF 112 + GM + CARPAY + 112
- GME + PENCIL

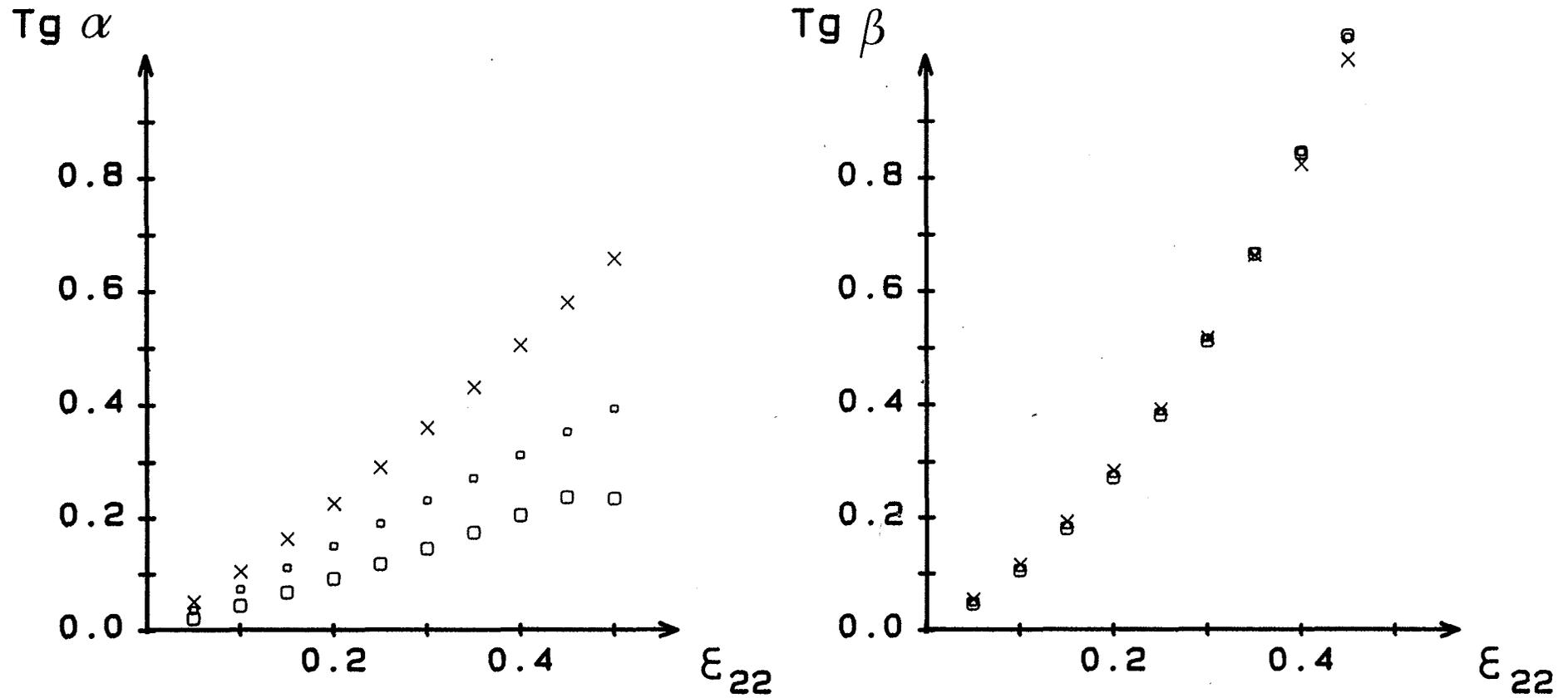


Figure 4.10 Influence des systèmes de glissement et de leurs cissons critiques (Tableau 4.5) sur les cisaillements $\epsilon_{12}^* = 1/2 \text{ tg } \alpha$ et $\epsilon_{23}^* = 1/2 \text{ tg } \beta$ en cours de déformation pour le cristal A2.

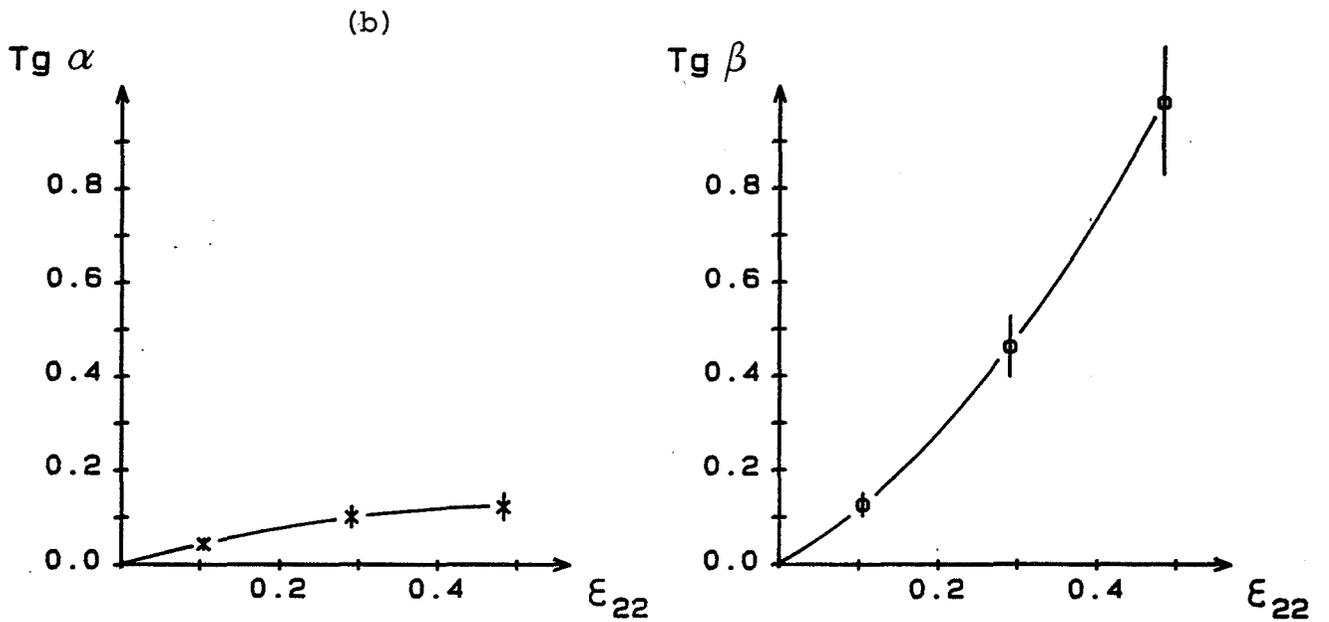
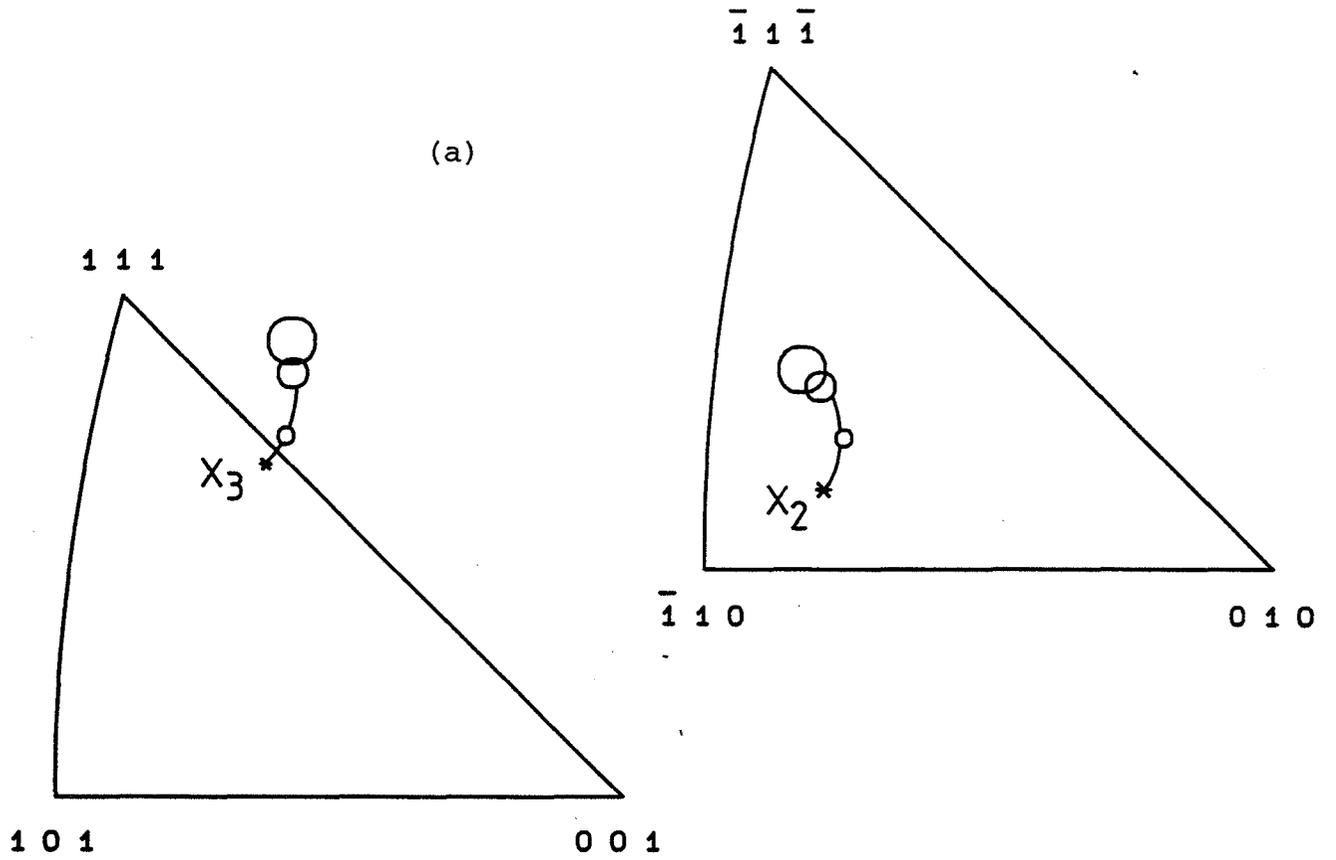


Figure 4.11 Rotation des axes X_3 et X_2 (a) et cisaillements (b) mesurés pour le cristal A3 (Nb) d'orientation initiale $(0,46 \ 0,44 \ 0,77)[-0,59 \ 0,80 \ -0,11]$ pour des taux de déformation de $\approx 0.1, 0.3$ et 0.5 .

Orientation B

Les cristaux B3 pour Nb (Fig. 4.16) et B2 pour le Fe-2,7 % Si (Fig. 4.12 et 4.13) subissent une forte rotation $\approx 30^\circ$ autour de l'axe X_1 et présentent comme cisaillements : un ε_{12}^* qui décroît de façon monotone et un ε_{23}^* qui passe par un maximum pour $\varepsilon_{22} \approx 0.25$. Pour cette orientation B, les prévisions des 2 hypothèses GMF 110 et GMF 112 sont pratiquement identiques et en excellent accord avec l'expérience (Fig. 4.12 et 4.13).

En effet, il faut signaler que quelle que soit l'hypothèse considérée, les prévisions pour les rotations (Fig. 4.14) et pour les cisaillements (Fig. 4.15) sont pratiquement identiques et reflètent bien le comportement plastique de cette orientation cristalline, sauf lorsque le glissement devient beaucoup plus facile sur les systèmes $\{112\}\langle 111 \rangle$ que sur $\{110\}\langle 111 \rangle$ (CARPAY, 112).

Nous déduisons des résultats concernant le cristal B que, lorsqu'il y a très peu d'influence du rapport des cissions critiques, le bon accord entre les prévisions théoriques et les résultats expérimentaux confirme la validité du modèle utilisé (modèle de Taylor relâché basé sur la loi de Schmid) ainsi que les conditions aux limites définies pour l'essai de compression plane.

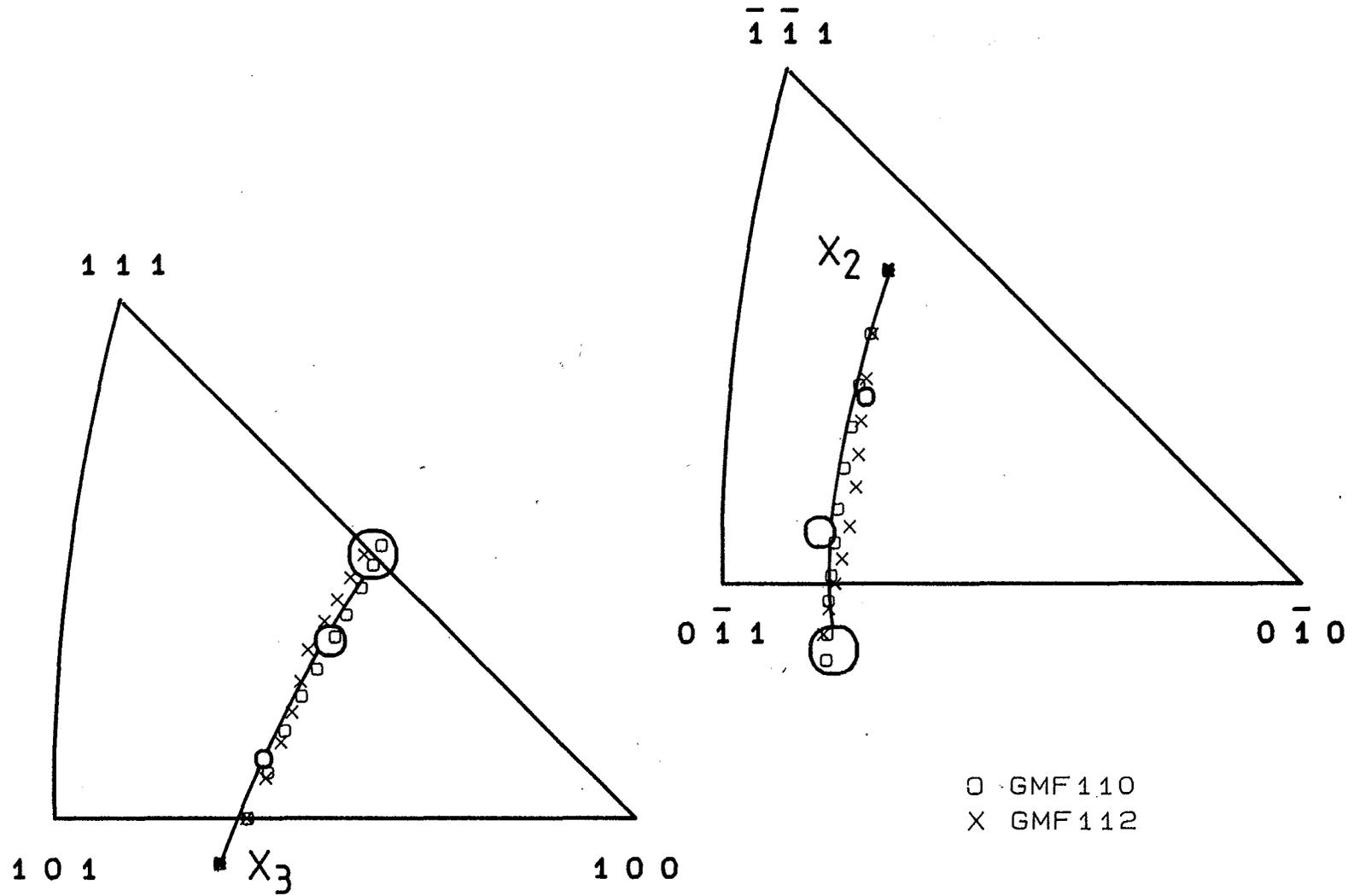


Figure 4.12 Rotation des axes de compression X_3 et d'allongement X_2 , mesurée expérimentalement pour des taux de déformation de $\approx 0.1, 0.3$ et 0.5 , et calculée à partir des hypothèses GMF 110 et GMF 112 pour le cristal B2 (Fe-2,7 % Si) d'orientation initiale $(0,84\ -0,06\ 0,54)[-0,39\ -0,76\ 0,52]$.

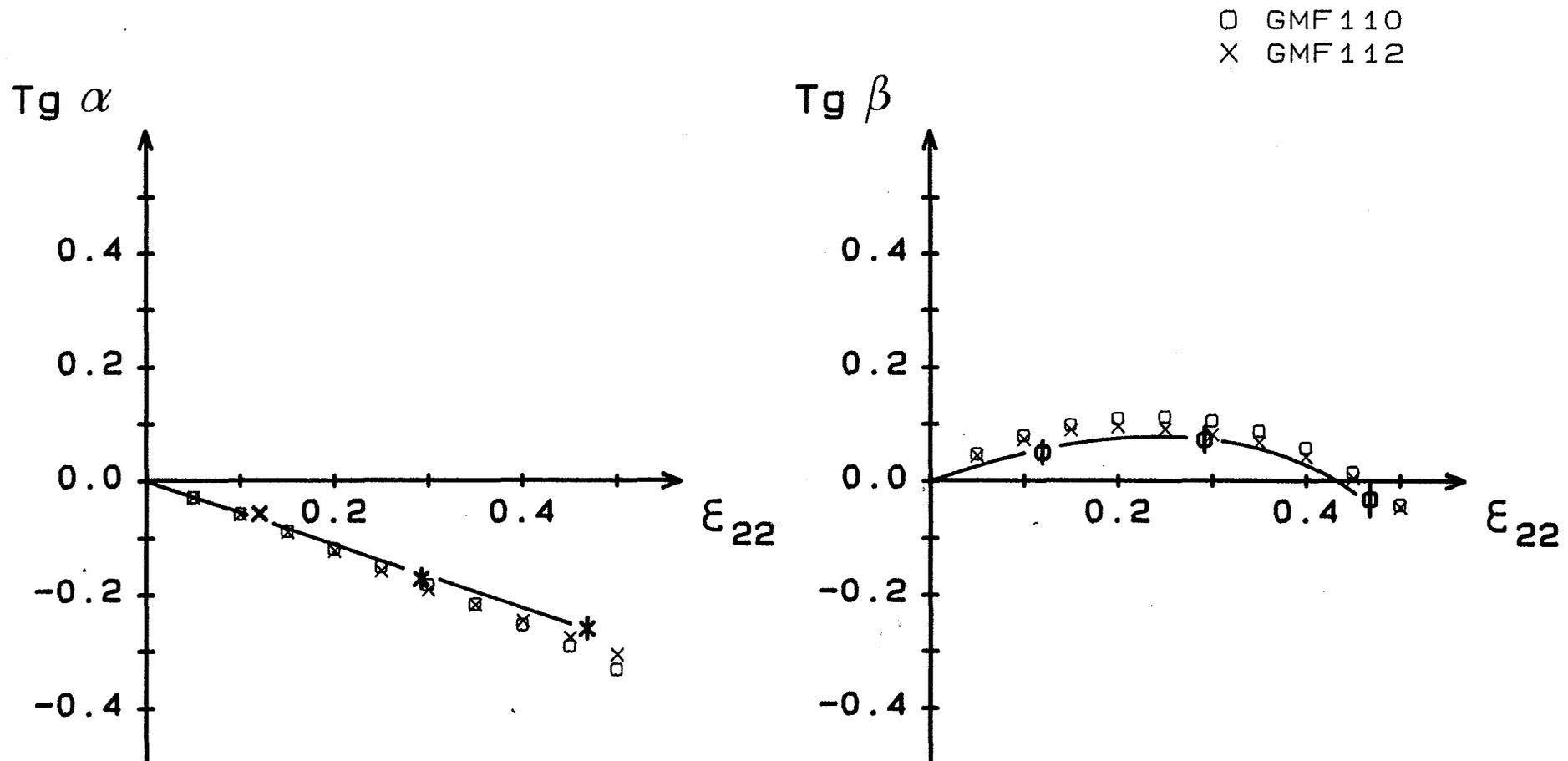


Figure 4.13 Cisaillements $\epsilon_{12}^* = 1/2 \operatorname{tg} \alpha$ et $\epsilon_{23}^* = 1/2 \operatorname{tg} \beta$ mesurés expérimentalement, et calculés à partir des hypothèses GMF 110 et GMF 112 en fonction de la déformation pour le cristal B2 (Fe-2,7 % Si) d'orientation initiale (0,84 -0,06 0,54)[-0,39 -0,76 0,52].

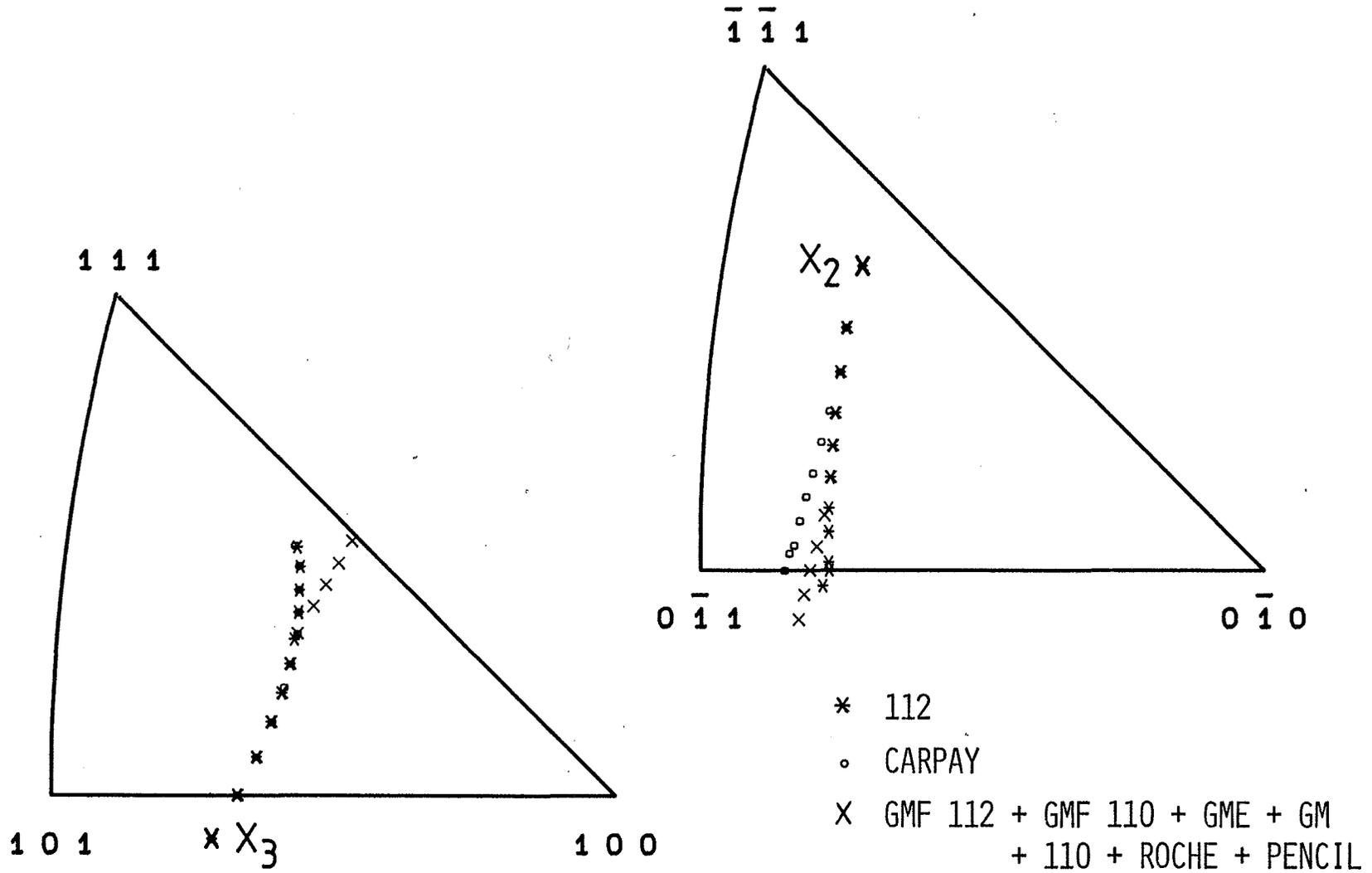


Figure 4.14 Influence des systèmes de glissement et de leurs cissions critiques (Tableau 4.5) sur la rotation des axes X_3 et X_2 en cours de déformation pour le cristal B2.

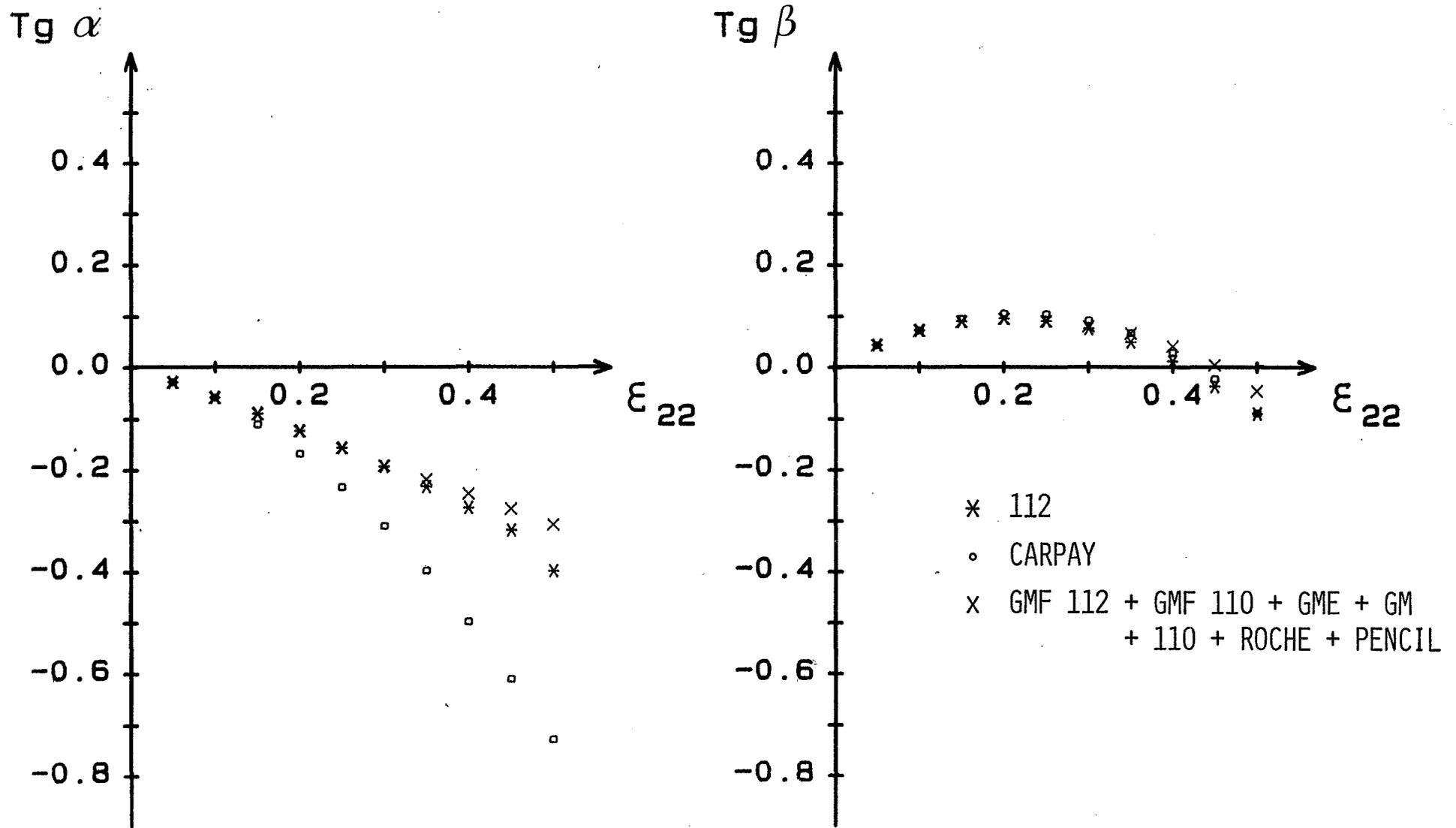


Figure 4.15 Influence des systèmes de glissement et de leurs cisssions critiques (Tableau 4.5) sur les cisaillements $\epsilon_{12}^* = 1/2 \text{ tg}\alpha$ et $\epsilon_{23}^* = 1/2 \text{ tg}\beta$ en cours de déformation pour le cristal B2.

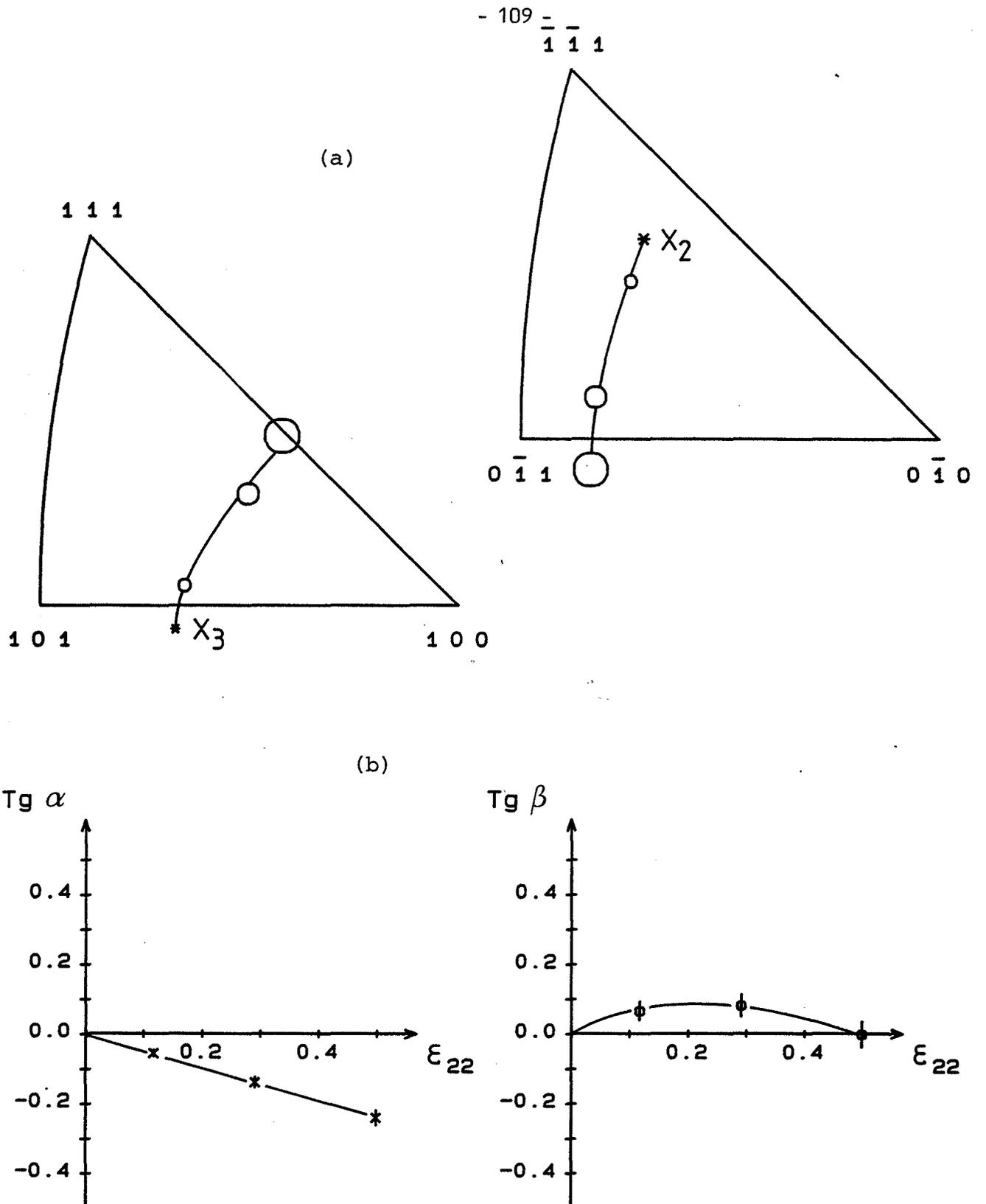


Figure 4.16 Rotation des axes X_3 et X_2 (a) et cisaillements (b) mesurés pour le cristal B3 (Nb) d'orientation initiale $(0,85 \ -0,05 \ 0,52)[-0,36 \ -0,78 \ 0,52]$ pour des taux de déformation de $\approx 0,1, 0,3$ et $0,5$.

Orientation D

Pour cette orientation, la rotation expérimentale se fait vers $(1\ 1\ 1)[\bar{1}\ 1\ 0]$. Celle-ci est correctement prévue par l'hypothèse GMF 112 alors que GMF 110 prévoit une rotation vers $(1\ 1\ 1)[\bar{8}\ 5\ 3]$ ce qui est totalement faux pour l'axe X_2 (Fig. 4.17).

De même, l'examen des cisaillements (Fig. 4.18) qui sont expérimentalement un ε_{12}^* très légèrement positif et un ε_{23}^* positif, révèle à nouveau que seule GMF 112 rend compte du comportement réel. L'hypothèse GMF 110 ne donne même pas le signe correct pour ces cisaillements puisqu'elle prévoit un ε_{12}^* négatif et un ε_{23}^* fortement négatif après un ε_{22} de 0.25.

Lorsque nous détaillons les prévisions de toutes les hypothèses, nous constatons que la rotation de l'axe de compression X_3 vers $(1\ 1\ 1)$ est bien prévue dans tous les cas, alors que celle de l'axe d'allongement X_2 est sensible à ξ (Fig. 4.19). En effet, les hypothèses favorisant le glissement sur $\{110\}\langle 111 \rangle$ (GMF 110 + ROCHE + 110) prévoient une rotation de X_2 vers le centre du triangle stéréographique, alors que seules les hypothèses favorisant le glissement sur $\{112\}\langle 111 \rangle$ (GMF 112 + GME + GM + CARPAY + 112) la prévoient correctement vers $[\bar{1}\ 1\ 0]$. Cette constatation s'applique également au niveau des cisaillements pour lesquels seules les hypothèses (GMF 112 + GM + GME) donnent des prévisions en accord avec les mesures (Fig. 4.20). Par contre, lorsque le glissement sur $\{112\}\langle 111 \rangle$ devient beaucoup plus facile que sur $\{110\}\langle 111 \rangle$ (CARPAY + 112) bien que les prévisions des rotations n'en soient pas affectées, les cisaillements calculés s'écartent des valeurs mesurées. Notons également que l'introduction des systèmes $\{123\}\langle 111 \rangle$ dans l'hypothèse PENCIL a un effet néfaste à la fois sur les prévisions de la rotation de X_2 et des 2 cisaillements. En conclusion, seules les hypothèses d'un glissement mixte plus facile sur les systèmes $\{112\}\langle 111 \rangle$ que sur $\{110\}\langle 111 \rangle$ telles que GMF 112, GM et GME rendent compte du comportement plastique observé pour cette orientation.