

III ETUDE NUMERIQUE
EN THERMO-ELASTO-VISCOPLASTICITE

III.1 APPROCHE GENERALE

La connaissance des contraintes résiduelles est fondamentale pour apprécier correctement le comportement d'un composite à matrice métallique. En effet, lors de la fabrication du composite, elles engendrent une plasticité en raison de la dilatation contrariée. Cependant on ne peut les déceler macroscopiquement qu'au travers de la position du domaine d'élasticité. L'état de plasticité interne reste indécélable au niveau macroscopique. C'est pourquoi nous allons dans un premier temps simuler numériquement le traitement thermique auquel a été soumis le matériau afin de quantifier l'état de plasticité de la matrice. Puis nous essaierons de modéliser les surfaces seuil après le traitement thermique puis sous chargement mécanique.

III .1.1 Conditions initiales posées par le procédé de fabrication

Lors de son élaboration, le matériau subit un traitement thermique T6 qui l'amène à une température de mise en solution à 492°C puis, une trempe brutale à l'eau froide. Enfin un vieillissement naturel a lieu à froid, au cours duquel se produit le phénomène de précipitation (induit par la mise en solution). Durant ce vieillissement, la limite d'élasticité du matériau augmente peu à peu. Ce phénomène a été observé expérimentalement sur la matrice seule (Mondolfo,(38) Marquis ,(7))

La forte différence des coefficients de dilatation (rapport 5 entre celui de la matrice et celui de la fibre) provoque un fort état de contraintes et par là même engendre une plasticité dans la matrice. Les études numériques antérieures (Chambolle, Breban) avaient considéré que la matrice avait un comportement élasto-plastique, ce qui conduisait à surestimer la plasticité matricielle. C'est pourquoi nous allons envisager une étude en viscoplasticité anisotherme afin de mieux cerner les déformations plastiques dans la matrice en tenant compte des effets de viscosité et de relaxation des contraintes intervenant au cours du procédé de fabrication, même à faible température.

III .1.2 Lois de comportement des constituants

La fibre est supposée rester élastique et isotrope durant toute l'analyse anisotherme.

La matrice, considérée comme initialement isotrope, obéit à une loi de viscoplasticité. Il s'agit de la loi de viscoplasticité avec écrouissage cinématique non linéaire développée à l'ONERA, dans sa version la plus simple, c'est-à-dire en n'introduisant ni effet de restauration par le temps ni écrouissage isotrope. Elle peut être formulée en utilisant les formalismes classiques de la thermodynamique avec variables internes. On introduit via la méthode de l'état local des variables internes, ici α_k , qui définissent avec les variables observables (T température, ϵ déformation totale) l'état du système. On choisit un potentiel viscoplastique Ω duquel dérivent les lois d'évolution des variables dissipatives et un potentiel thermodynamique, l'énergie libre par exemple, dont sont extraites les lois d'état (Chaboche, 39). Dans le cas présent, sans écrouissage isotrope et sans restauration par le temps, le potentiel thermodynamique ψ est choisi sous la forme:

$$\Psi = \Psi(\epsilon, T, \alpha_k)$$

On suppose ensuite la partition entre déformation élastique ϵ^e et déformation plastique ϵ^p et qu'il y a découplage d'état entre ces déformations pour l'énergie libre:

$$\Psi(\epsilon, T, \alpha_k) = \Psi(\epsilon^e, T, \alpha_k)$$

$$\Psi(\epsilon^e, T, \alpha_k) = \Psi_e(\epsilon^e, T) + \Psi_p(\alpha_k, T)$$

L'énergie libre est finalement choisie sous la forme :

$$\Psi = \frac{1}{2} \epsilon^e : L : \epsilon^e + \frac{1}{3} c^I(T) \alpha^I : \alpha^I + \frac{1}{3} c^II(T) \alpha^II : \alpha^II$$

où α^I et α^II sont les variables internes associées aux deux écrouissages cinématiques linéaire et non linéaire, identifiés dans la loi de comportement de la matrice.

Le potentiel de dissipation est pris sous la forme:

$$F = f + \frac{3}{4} \frac{\gamma^I}{c^I} x^I : x^I + \frac{3}{4} \frac{\gamma^II}{c^II} x^II : x^II$$

où le domaine élastique f s'exprime avec le critère de Von Mises:

$$f = J_2(\sigma^d - x) - k \leq 0 .$$

J_2 est le second invariant tel que $J_2(\sigma) = \sqrt{\frac{3}{2} \sigma_{ij} \sigma_{ij}}$, σ^d le déviateur du tenseur des contraintes, et $x = x^I + x^II$ le centre du domaine élastique.

Les lois d'état donnent :

$$\begin{cases} \sigma = L: \varepsilon^e \\ x^I = \frac{2}{3} c^I \alpha^I \\ x^{II} = \frac{2}{3} c^{II} \alpha^{II} \end{cases}$$

L'hypothèse de normalité généralisée s'écrit:

$$\begin{cases} \dot{\varepsilon}^P = \dot{p} \frac{\partial F}{\partial \sigma} = \frac{3}{2} \frac{\sigma^d - x}{J(\sigma^d - x)} \\ \dot{\alpha}^I = -\dot{p} \frac{\partial F}{\partial x^I} = \dot{\varepsilon}^P - \frac{3}{2} \frac{\gamma^I}{c^I} x^I \dot{p} \\ \dot{\alpha}^{II} = -\dot{p} \frac{\partial F}{\partial x^{II}} = \dot{\varepsilon}^P - \frac{3}{2} \frac{\gamma^{II}}{c^{II}} x^{II} \dot{p} \end{cases}$$

Pour \dot{p} , c'est à dire le module de la vitesse de déformation plastique (avec le critère de Von Mises), nous choisissons une fonction puissance de la contrainte visqueuse (qui est le dépassement de contrainte au delà du domaine élastique):

$$\dot{p} = \left\langle \frac{f}{K} \right\rangle^n$$

La première variable d'écrouissage cinématique est supposée linéaire, c'est-à-dire $\gamma^I = 0$ et les coefficients du modèle sont donc :

- n et K coefficient de viscosité
- k limite d'élasticité
- c^I coefficient d'écrouissage linéaire
- γ^{II} et c^{II} coefficients d'écrouissage non linéaire

Ils dépendent de la température et ont été déterminés à partir des résultats expérimentaux de la littérature (35) en utilisant le programme d'identification AGICE développé à l'ONERA. Leurs valeurs sont résumées dans le tableau ci-dessous.

A 20°C on a considéré que la matrice avait un comportement élasto-plastique. Pour cela on a choisi une contrainte visqueuse $(K\dot{\varepsilon}^P)^{\frac{1}{n}}$ faible et proche d'une valeur constante (100 MPa) avec $n=50$. Trois domaines de viscosité ont été introduits; jusqu'à 100°C, très peu de viscosité, entre 100 et 400°C viscosité

moyenne, à 500°C viscosité très forte. Les valeurs à 500°C ont été obtenues par extrapolation.

Un problème se présente pour le choix des bonnes caractéristiques de la matrice. Comme nous l'avons dit au chapitre II, la matrice est initialement à l'état de poudre or les courbes de la littérature utilisées pour l'identification des coefficients sont celles d'un AU4G1 avec traitement T4 et non celles d'un matériau qui a d'abord été réduit en poudre et en cours de traitement thermique. Il faudra donc en tenir compte lorsqu'on comparera les résultats numériques et expérimentaux.

T	$\alpha \cdot 10^{-5}$ K ⁻¹	E MPa 10 ³	ν	n	K	k	c^I	c^{II}	γ^{II}
0	2.23	75	0.34	50	110	196	4097	44720	635
20	"	"	"	50	110	196	"	"	"
100	2.49	72	"	50	166	270	1641	16422	257
200	2.75	68	"	9.14	449	3	307		256
250	2.85	65	"	"	449			5895	
300	2.95	48	"		"				
400	3.	25	"		475				
500	3.1	15	"	2	500	0.1	150	2560	256

Tableau 7: Paramètres de la loi de comportement de la matrice

Définition de la cellule de base

On assimile le matériau à la structure périodique idéale. Etant donnée la nature symétrique du chargement (uniquement radial car ce n'est qu'une variation de température au cours du temps), on ne s'intéresse qu'au huitième de la cellule utilisée au chapitre II. En plus des conditions de périodicité (les bords opposés ont le même déplacement), on a de nouvelles conditions de symétrie à respecter.

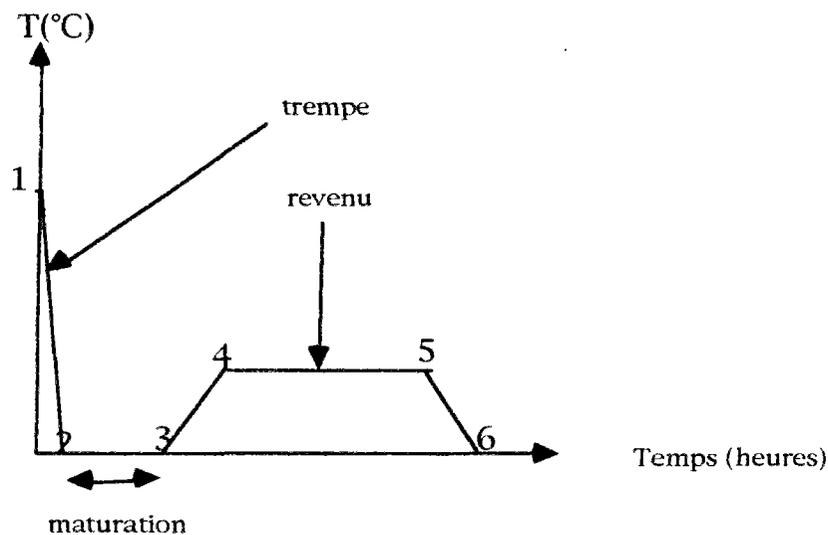
Le huitième de cellule réduit les conditions de périodicité. En fait elles disparaissent pour ne laisser que la condition de déplacement uniforme sur les bords qui ne sont pas des axes de symétrie. De plus tous les points sont à la même température. Lorsque le composite sera soumis à un chargement mécanique, nous limiterons l'analyse à des sollicitations dans les axes d'anisotropie, si bien que la cellule définie ici sera suffisante. Les conditions aux limites sont résumées sur la planche 3

III.2 TRAITEMENT THERMIQUE

III.2.1 Etude de convergence

Pour mener à bien cette étude deux autres maillages ont été construits, un pour connaître l'effet du raffinement dans le plan perpendiculaire à celui de la fibre, l'autre pour apprécier les résultats à l'interface fibre-matrice dans le sens longitudinal. La séparation entre les deux constituants est placée en $y=1/100$ mm.

L'étude de convergence a porté sur le traitement T6 et les temps caractéristiques du traitement sont indiqués ci-dessous:



traitement thermique A

- 1 : T= 492° C t= 12 heures
- 2: T= 20°C t= 12 heures +1 seconde
- 3: T= 20°C t= 84 heures
- 4: T= 190°C t= 88 heures
- 5: T= 190°C t= 97 heures
- 6: T= 20°C t= 105,2 heures

La trempe (étape 1-2) consiste en un brusque refroidissement à l'eau froide ou à l'huile du matériau. Nous allons tout d'abord la considérer comme ne durant qu'une seconde (étant donné les dimensions de notre cellule élémentaire).

Les planches 4 et 5 présentent les coupes de ces maillages dans différentes directions et leurs caractéristiques sont résumées dans le tableau ci-contre:

	TYPE I	TYPE II	TYPE III
mailles	168	240	672
noeuds	966	1341	3405
points de Gauss par maille	20	8	8
noeuds par maille	20	20	20
Degré d'interpolation	2	2	2

Tableau 8: Caractéristiques des maillages utilisés

La résolution numérique du problème d'élasto-viscoplasticité est effectuée avec le code ZEBULON développé à l'Ecole des Mines de Paris. Au niveau global (équilibre/compatibilité), la résolution est faite avec la méthode BFGS alors que les intégrations locales (comportement inélastique en chaque point de Gauss) sont réalisées selon la Θ -méthode.

Pour comparer les performances de ces maillages nous examinons quelques isovaleurs de déformations plastiques suivant des plans particuliers (planches 6, 7, 8):

en $y_1 = 1.e-2$ mm (tête de fibre)

en $y_2 = 3.e-2$ mm (milieu de fibre et plan de symétrie)

Dans chacun des cas la plasticité reste bien localisée autour de la fibre et est plus importante en tête qu'au milieu ($y = y_2$). Ceci est en accord avec les résultats numériques des travaux de Chambolle qui montraient que la plasticité la plus importante était justement en tête de fibre. Les résultats dans le plan de symétrie ($y = y_2$) sont les plus proches pour les trois types de maillage. Cependant le type II (multicouche) réduit la zone de plasticité autour de la matrice. Il est à noter la bonne convergence du maillage simple (type I) vis à vis du maillage raffiné (type III) en déformations plastiques. Donc, dans le plan perpendiculaire à la fibre, nous nous contenterons du maillage simple. Pour examiner l'influence du découpage en tête de fibre on s'intéresse aux résultats du maillage multicouche. Nous allons pour cela regarder l'évolution de la déformation plastique dans les différents plans se rapprochant de l'interface (planche 9). Elle apparaît très progressivement autour de la fibre et s'épaissit peu à peu. Les résultats n'étant pas

significativement différents de ceux du cas de type I, nous avons conservé le maillage simple pour la suite des calculs.

III. 2.2 Convergence temporelle

La loi étant viscoplastique, la vitesse de chargement intervient. On s'est donc assuré de la validité de la solution en effectuant d'autres calculs (avec les mêmes données de maillage et conditions aux limites géométriques) et on a découpé les intervalles de temps de calcul. On est passé de 20 (type I) à 67 incréments de calcul (type IV). Les résultats ne sont pas meilleurs dans le second cas et le temps de calcul est plus conséquent (planche 10)

III. 2.3 Résultats de calcul du traitement thermique

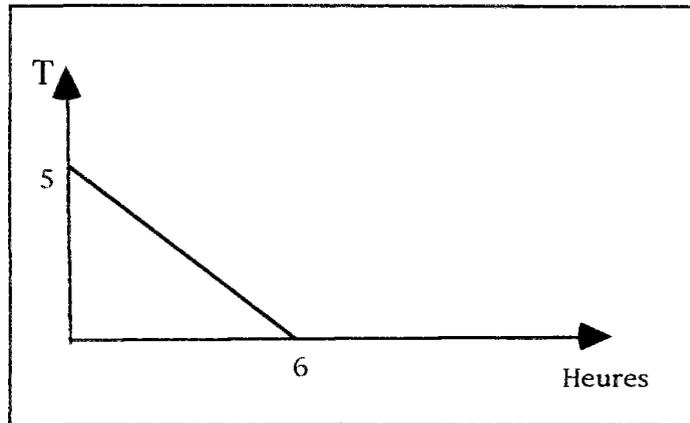
Au cours du traitement thermique aucune validation expérimentale de nos calculs ne peut être faite. Des sollicitations extérieures sont donc simulées ensuite, afin de permettre des comparaisons avec les expériences.

Après le traitement thermique T6, on a fait subir à notre cellule de base une traction longitudinale à $\dot{\epsilon} = 10^{-3} s^{-1}$ et, partant toujours du résultat après fabrication par traitement thermique, une compression longitudinale à la même vitesse. On a comparé les courbes obtenues aux résultats expérimentaux. Pour cela on a dû reformuler un état initial. On le définit sur les quantités macroscopiques :

-La déformation macroscopique, définie comme la moyenne volumique sur la cellule entière, est remise à zéro.

-La contrainte macroscopique est nulle effectivement car il n'y a pas de chargement mécanique. (Ceci entraîne naturellement la nullité des déformations plastiques macroscopiques).

Sur les planches 11 et 12, on remarque que ce type de traitement (T6=A) provoque un trop fort écrouissage vis à vis du comportement cyclique expérimental. On peut aussi l'interpréter comme un durcissement réel de l'échantillon du laboratoire intervenu après le traitement de revenu. Mais la comparaison avec la courbe expérimentale de traction monotone indique plutôt un durcissement cyclique du matériau. Au lieu de changer la loi de comportement de la matrice pour laquelle on manque de données, on va modifier le traitement thermique. Il s'agira simplement de calculer la descente en température de 190° à 20°C, simulant ainsi la fin du revenu du traitement T6. Ceci permettra de recentrer la courbe numérique entre les expérimentales.



5: T= 190° C t=0s
 6: T= 20°C t= 8 heures

Nouveau traitement thermique B

L'état initial (libre de contraintes) est pris à 200°C. On a conservé par ailleurs la mise en données du traitement précédant. Ce traitement achevé, pris comme nouvel état initial, on a soumis la cellule élémentaire à une traction-compression. On constate qu'on s'est rapproché des courbes expérimentales cycliques mais sans les atteindre.

Conclusions sur les deux traitements A et B

Le traitement A montre un comportement moins résistant par rapport à l'expérience cyclique avec globalement une limite élastique trop faible. Par contre il est le seul à donner la différence de seuil entre traction et compression de -50 MPa. Il est plus acceptable en compression. Cette différence peut être interprétée de deux manières:

-1 Les conditions du processus de fabrication sont mal cernées en particulier lors de la mise en solution du composite.

-2 Le comportement choisi pour la matrice à 20°C n'est pas correct. En effet il ne tient pas compte des modifications métallurgiques comme le phénomène de vieillissement opérant sur la matrice et le durcissement de celle-ci provoqué par le revenu.

Le traitement B conduit à un comportement plus proche de la courbe expérimentale cyclique car les contraintes internes atteintes lors de la

chute de la température, sont plus faibles provoquant ainsi moins de plasticité localement. Cependant cela réduit la dissymétrie des seuils entre traction et compression.

Finalement le calcul correct correspondrait au traitement thermique complet mais avec des caractéristiques plus performantes tenant compte du phénomène de vieillissement induit par la mise en solution. Cela donnerait une résistance plus grande globalement en traction comme en compression, une dissymétrie des seuils plus significative et serait ainsi plus cohérent avec l'expérience.

Nous avons sorti quelques résultats de calcul thermique sur les planches 13, 14, 15 et 16 donnant ainsi un ordre de grandeur de l'état de déformation et de contrainte atteint en chaque point de la cellule.

III. 3 ETUDE DES SEUILS MACROSCOPIQUES INITIAUX

Afin de mieux connaître l'état d'érouissage du matériau et de quantifier les contraintes internes, nous nous intéressons maintenant à modéliser les surfaces seuil représentant le domaine d'élasticité au niveau macroscopique. Dans la suite de cette étude, seul le traitement thermique B sera pris en compte. Plusieurs méthodes de définition de seuil sont examinées ci-dessous.

III. 3.1.Méthode de détection numéro 1

On connaît l'état microscopique $\sigma_0(M)$ de contraintes internes après le traitement B, $x_0(M)$ l'érouissage initial en tout point, et $\varepsilon_0^p(M)$ la déformation plastique locale.

On s'impose ensuite un chargement extérieur Σ uniforme et on suppose rester localement en élasticité. De ce fait l'état de plasticité et d'érouissage microscopique induit par le traitement thermique ne varie pas. Pour réaliser cette expérience nous n'allons pas recalculer la réponse du composite par éléments finis mais utiliser le tenseur de concentration des contraintes B, déterminé par la méthode d'homogénéisation périodique (voir chapitre II), qui permet de relier les états macroscopiques et microscopiques. Ainsi d'une contrainte uniforme macroscopique Σ nous obtenons par la relation de concentration des contraintes, la contrainte $\sigma_1(M) = B(M) \cdot \Sigma$ en chaque point M du volume. La relation de concentration des contraintes est exacte tant qu'on reste en élasticité (ce qui est notre hypothèse).

L'état de contrainte microscopique est alors:

$$\sigma(M) = \sigma_0(M) + \sigma_1(M)$$

et nous voulons pour chaque point vérifier le critère de Von Mises pour un chargement Σ particulier. En fait pour plus de souplesse, on paramétrise le chargement extérieur Σ par $\lambda \Sigma_0$ avec λ réel et Σ_0 un tenseur d'ordre 2 unitaire. Les chargements macroscopiques imposés sont biaxiaux dans le plan (1,3) où 3 est la direction longitudinale

Le problème revient maintenant à chercher λ tel que :

$$\begin{cases} \sigma_1(M) = \lambda [B(M) : \Sigma_0] \\ \sigma(M) = \sigma_0(M) + \sigma_1(M) \\ J(\sigma^d(M) - \chi_0(M)) - k^* = 0 \end{cases}$$

Ceci est donc une équation du second degré en λ et les deux racines λ_1 et λ_2 donneront les seuils macroscopiques en traction-compression par

$$\begin{cases} \Sigma_1 = \lambda_1 \Sigma_0 \\ \Sigma_2 = \lambda_2 \Sigma_0 \end{cases}$$

Comme le calcul du traitement thermique était fait en viscoplasticité et non en plasticité, le critère de plasticité utilisé maintenant pourrait être localement dépassé. C'est pourquoi nous devons augmenter la valeur du seuil pour faire une analyse élastique. Ainsi en chaque point on doit vérifier le critère avec $k^* = k + C$: où C représente la partie visqueuse de la contrainte. Or nous n'avons pas de vitesse de chargement donc nous ne pouvons pas accéder à la vitesse de la déformation plastique. Pour cette raison nous déterminons C en augmentant k^* jusqu'à ce que tous les points admettent deux solutions. Ensuite ce seuil est conservé pour toutes les mailles.

Cette méthode 1 donne des surfaces seuil maille par maille microscopiques et macroscopiques en déterminant la valeur exacte du chargement extérieur. On peut prendre comme surface seuil macroscopique la surface intersection de toutes les surfaces macro induites maille par maille, ainsi que le fait Dvorak (25).

Le domaine d'élasticité obtenu est beaucoup plus petit qu'il ne l'est réellement (planche 18). Ceci est dû à la présence d'un fort gradient de plasticité allant de l'interface vers le bord extérieur de la cellule. Les planches 17a et 17b résument les résultats correspondants à la plastification

locale de ces mêmes mailles. On y a représenté les seuils détectés au niveau local. L'orientation des surfaces seuil locales est due à la position de la maille considérée vis à vis de la direction longitudinale et aussi vis à vis de la position de la maille dans un même plan perpendiculaire à la fibre. La différence de taille est surtout liée aux contraintes de cisaillement qui sont de plus en plus fortes au fur et à mesure que l'on se rapproche de la fibre. On atteint rapidement le critère (dont la valeur tient compte de toutes les composantes du tenseur des contraintes) à cause de la valeur de cisaillement locale et non à cause des contraintes locales obtenues dans les direction de chargement Σ_0 . D'une façon générale les surfaces macroscopiques sont décalées vers la compression en raison de l'effet des contraintes internes de fabrication.

Afin de remédier à la trop forte variabilité des surfaces obtenues, on a cherché à "lisser" la dispersion microscopique en moyennant les grandeurs locales sur le volume de la matrice, ce qui donne lieu à une seconde méthode de détection du seuil macroscopique.

III. 3.2 Méthode de détection numéro 2

On définit alors les grandeurs moyennes sur lesquelles on va appliquer le critère par:

$$\begin{cases} \sigma_{0m} = \langle \sigma_0(M) \rangle_{\Omega_m} \\ x_{0m} = \langle x_0(M) \rangle_{\Omega_m} \\ \sigma_{1m} = \lambda \langle B(M); \Sigma_0 \rangle \\ \sigma_m = \sigma_{0m} + \sigma_{1m} \end{cases}$$

Le critère moyen de plasticité sera alors:

$$J_2(\sigma_m - x_{0m}) - k^* = 0$$

On conserve malgré tout le même seuil d'élasticité microscopique que dans la méthode précédente. En réalité il devrait être un peu plus faible en raison de l'affaiblissement des contraintes internes obtenu par la moyennisation. Nous avons tracé (planche 18) les résultats de ces deux méthodes. On peut observer que, contrairement à la méthode précédente, nous obtenons une certaine dissymétrie traction-compression, au bénéfice de cette dernière comme celle constatée dans les résultats expérimentaux, d'environ 50 MPa. De plus ce procédé permet d'obtenir une unique surface macro contrairement au cas précédent. La surface ainsi obtenue est assez proche des points

expérimentaux dans le sens longitudinal et surtout en compression. Par contre il a tendance à élargir le domaine dans le sens transversal. On a en plus reporté sur la planche 19 les seuils mesurés par offset de 10^{-4} après un calcul de traction-compression réalisé par éléments finis. Là encore, le sens transversal est moins bien approché que le longitudinal. Cette méthode met en évidence l'obligation de modéliser les contraintes internes macroscopiques afin d'envisager un critère basé uniquement sur des quantités macroscopiques. Cependant, si on sait parfaitement quelles sont les grandeurs macroscopiques contrainte et déformation totale par rapport à leurs homologues micro, on ne sait pas quelle forme choisir pour la variable d'érouissage macroscopique définissant le centre du domaine d'élasticité. Pour lever cette incertitude, nous allons au chapitre IV, poser quelques hypothèses qui auront pour fondement les résultats de la méthode 2.

III.4 SIMULATION HORS DU DOMAINE ÉLASTIQUE

Le barreau qui a servi pour l'étude expérimentale possède un état de déformation plastique et de contraintes internes issu du traitement thermique auquel il a été soumis et qui conditionne son comportement. Cependant nous l'avons considéré comme macroscopiquement vierge. Nous adoptons la même démarche avec les simulations numériques.

III.4.1 Présentation des calculs

La simulation du traitement thermique B a permis de quantifier l'état d'érouissage et des contraintes internes microscopiques dans la cellule élémentaire. Pour les prendre en compte dans les calculs de comportement sous chargements mécanique ou thermique sur l'élément de volume, il est nécessaire de faire une reprise de calcul après la simulation de B. Le code ZEBULON prend alors en compte les valeurs de toutes les quantités mécaniques (déformation plastiques, contraintes internes, et érouissages) présentes dans chaque maille à la fin du calcul thermique.

III.4.2 Chargements thermo-mécaniques envisagés

Différents chargements ont été appliqués; tout d'abord de traction et compression monotones à $\dot{\epsilon} = 10^{-3} s^{-1}$, à température ambiante, dans les sens longitudinaux et transversaux puis un essai cyclique à déformation imposée

dans le sens longitudinal à température ambiante. Les chargements thermo-mécaniques sont faits à 100° et à 200°C.

III. 4.3 Principaux résultats de l'analyse thermo-viscoplastique

La simulation du calcul numérique nous a permis d'introduire une anisotropie initiale dans le domaine élastique que l'on observe à travers les surfaces seuils que nous venons d'étudier. On la retrouve sur les courbes de traction et compression monotone (planche 20). La réponse en compression est décalée à cause de la position du centre du domaine élastique lui-même placé en compression. Par contre il n'y a pas de dissymétrie flagrante dans le sens transversal à 20°C.

L'anisotropie de structure est elle aussi bien reproduite: la présence des fibres raidit fortement le matériau dans le sens du filage, différenciant ainsi le comportement du composite dans les axes longitudinaux et transversaux. De plus l'écroutissage cinématique linéaire est prépondérant dans le sens longitudinal alors que la non-linéarité s'exprime plus fortement dans le sens transversal. La présence des fibres influence donc aussi la nature de l'écroutissage suivant les axes de sollicitation. Ce qu'on retrouve d'ailleurs sur les planches 21a et 21b où on compare les résultats numériques et expérimentaux. Le fort module d'Young de la fibre raidit le comportement dans le domaine anélastique de la cellule de base vis à vis des expériences. Notons enfin la bonne adéquation dans la valeurs des modules apparaissant sur ces courbes.

Les mêmes chargements effectués à 200°C (planche 22) conduisent à la symétrisation des courbes de traction-compression, indiquant par là même l'annulation des contraintes résiduelles. Ce résultat était attendu du fait de la température de référence prise dans le traitement thermique B ($T_0=200^\circ\text{C}$). On retrouvera la même chose lors de l'étude expérimentale des seuils en température et pour la même température de 200° C. Cela justifie à posteriori le choix de notre traitement thermique. La chute des modules par rapport à 20°C n'est pas significative mais il y a simplement la diminution du domaine élastique à travers la chute du seuil de la matrice. En effet sur la planche 22 on ne mesure pas de différence de pente significative pour les différentes températures. Pour conclure les simulations numériques, purement mécaniques, un essai cyclique à déformation imposée a été réalisé à la même vitesse que les essais monotones, dans le sens longitudinal. On est monté jusqu'à 0.6% de déformation totale étant donné la longueur des calculs. On remarque une bonne adéquation des résultats avec l'expérience cyclique

(planche 23) bien que la cellule atteigne une contrainte maximale plus importante en compression que dans l'expérience.

On conclut notre étude par une recherche de l'évolution des surfaces seuils lors de chargements mécaniques où thermo-mécaniques. Pour cela on détermine les seuils macroscopiques par la méthode 2 précédemment présentée .

Les chargements: longitudinaux, transversaux et biaxiaux sont effectués par simulation numérique sur notre cellule de base (planche 24). Seule une translation du domaine est observée dans chaque cas, sans distorsion ni agrandissement homothétique de la surface (ce qui d'ailleurs était prévisible puisque la loi de comportement de la matrice n'incluait pas d'écrouissage isotrope).

III.5 CONCLUSION

La modélisation de notre composite par une cellule de base, périodique schéma de répétition de la structure complète, permet après calcul thermique de rendre compte de l'anisotropie de structure, ainsi que de l'anisotropie initiale induite par les dilatations contrariées. Le modèle est globalement trop raide, aux fortes déformations, surtout en compression avec un fort écrouissage linéaire se manifestant sur les courbes de comportement. Il faut alors se rappeler des zones d'ombre dans la connaissance exacte de notre matériau de base. Ainsi la loi de comportement identifiée pour la matrice n'est pas celle du matériau réel, les phénomènes métallurgiques présents dans l'éprouvette n'ont pas été pris en compte, l'interface a été modélisé comme parfait, et ceci peut être sujet à discussion , il permet un fort transfert de charge raidissant ainsi le matériau, enfin, la schématisation du composite comme un milieu périodique est beaucoup trop sévère (on ne tient pas compte en particulier des désorientations de fibres ou des hétérogénéités de répartition)

Globalement, malgré les lacunes évoquées, on peut cependant considérer les résultats obtenus comme très satisfaisants en comparaison aux résultats expérimentaux, tant du point de vue élasticité, limite d'élasticité (avec anisotropie), que contraintes résiduelles de fabrication et écrouissage (pour faibles déformations).

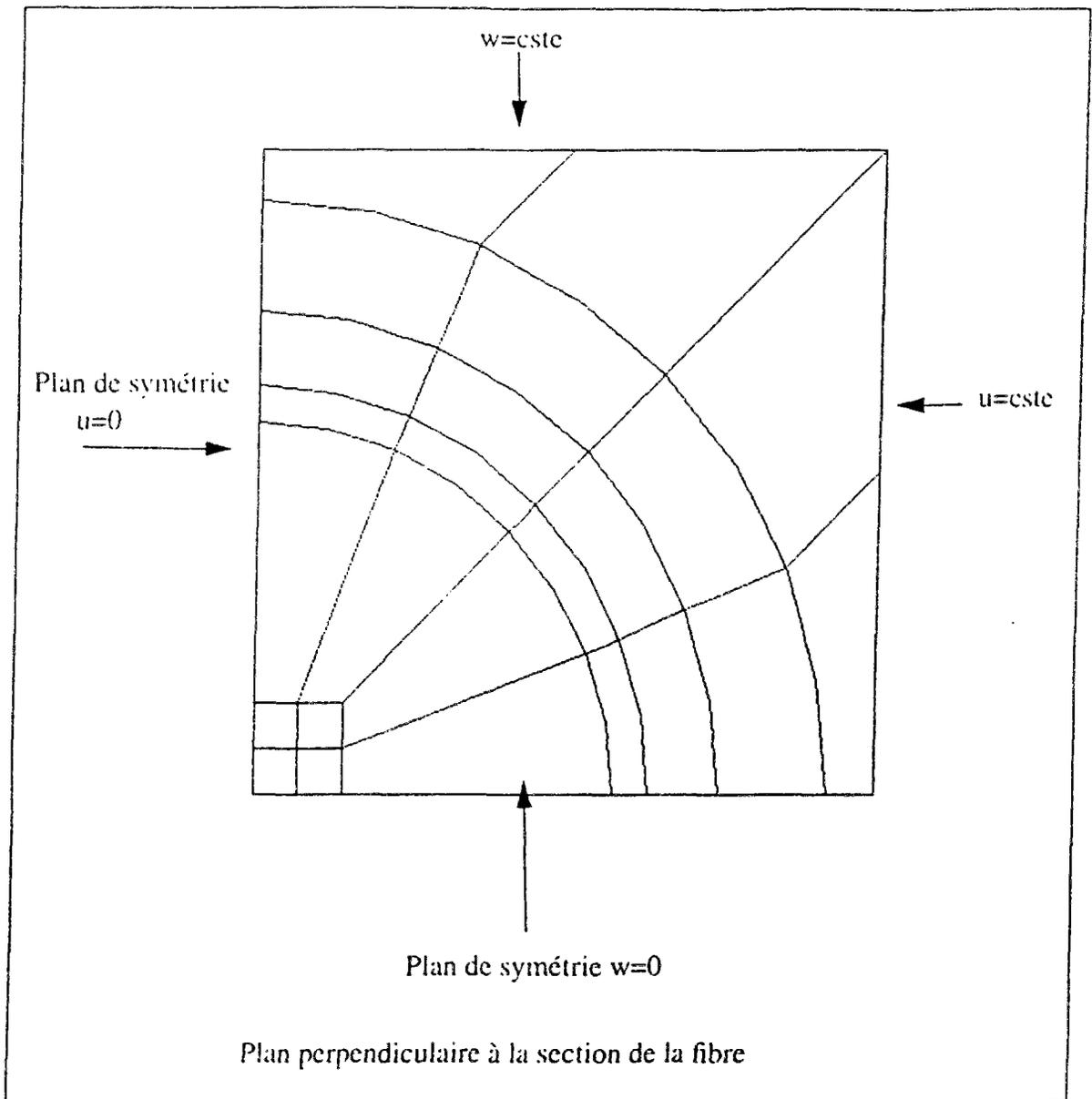


planche 3: Conditions aux limites du problème thermique

PLAN PERPENDICULAIRE à l'AXE DE LA FIBRE

TYPES I & II

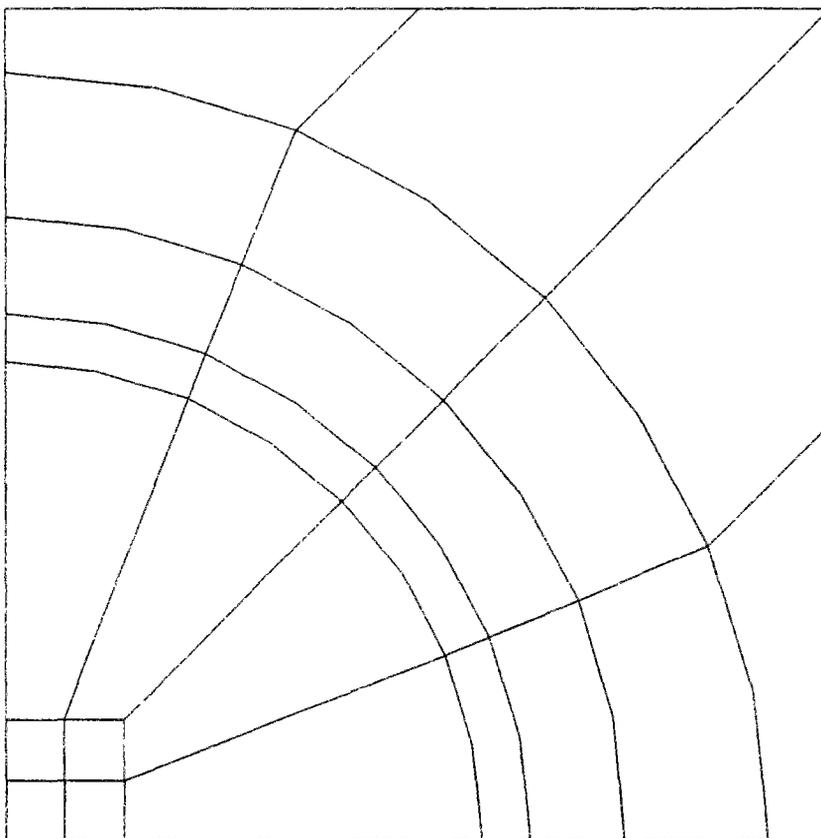
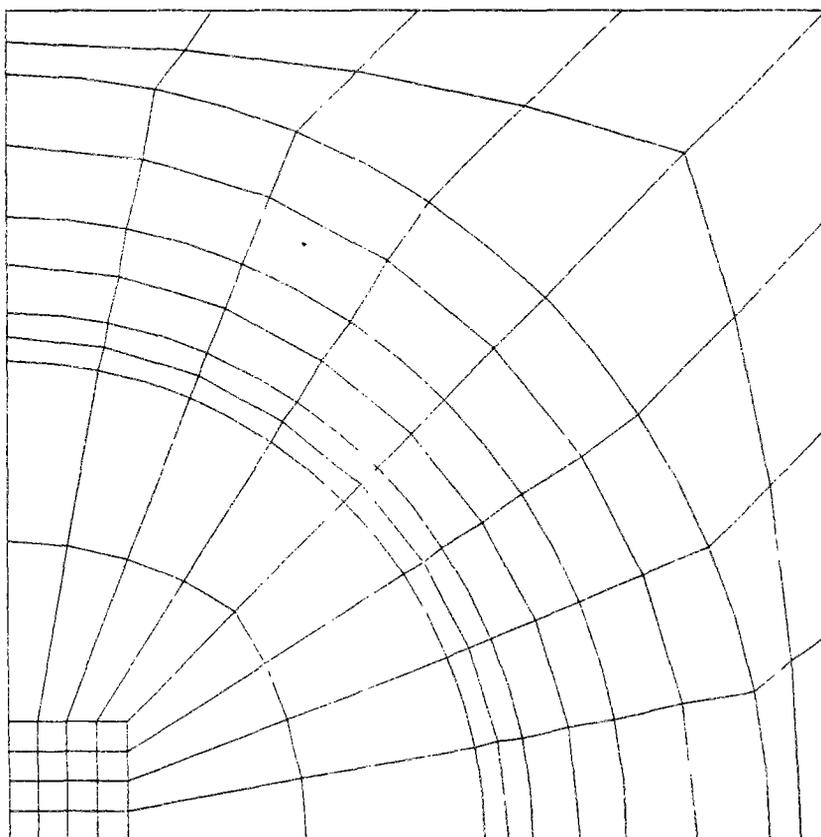


PLANCHE 4

TYPE III



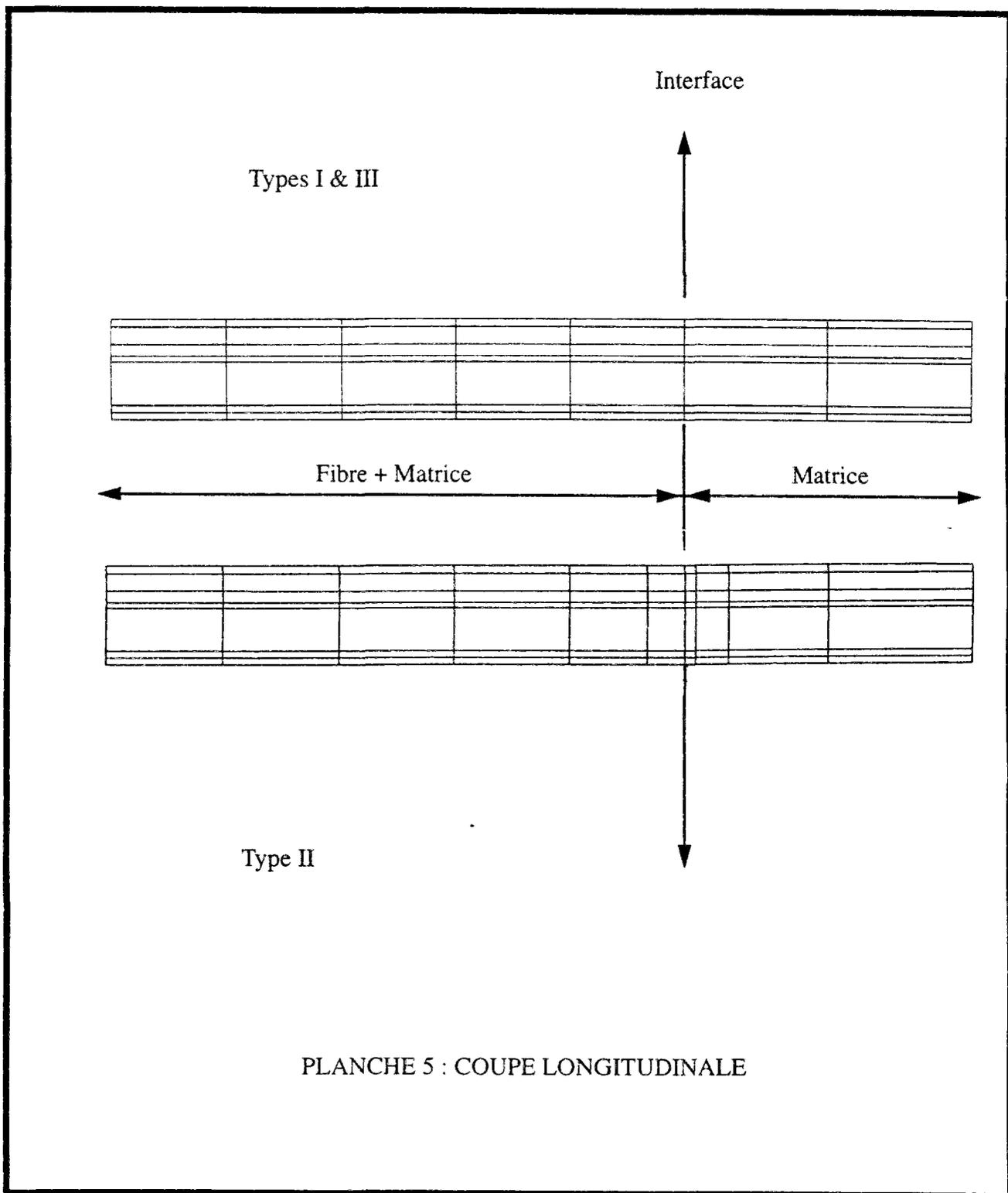
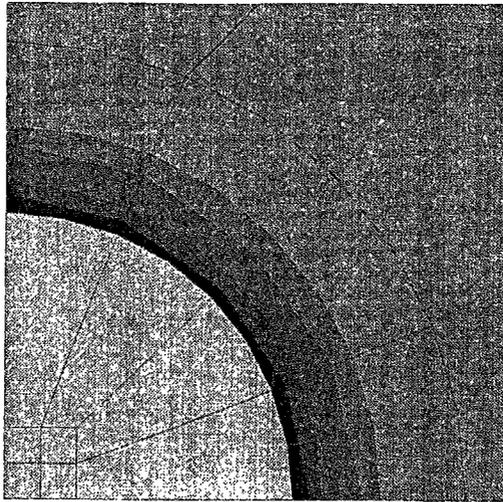


PLANCHE 5 : COUPE LONGITUDINALE

MAILLAGE DE TYPE I



y=y1

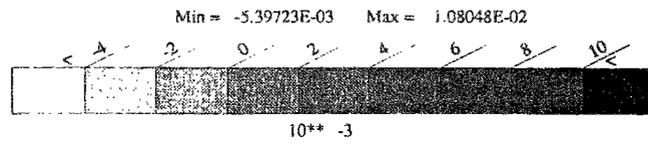
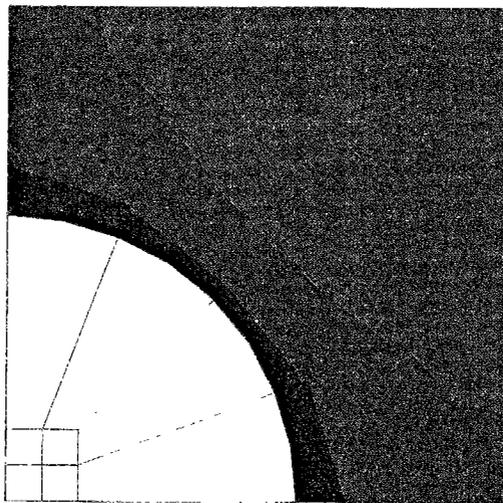
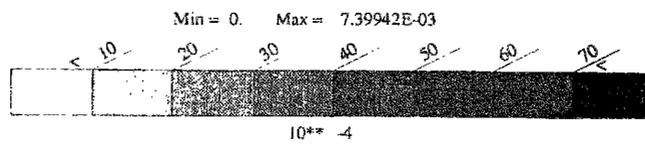


Planche 6

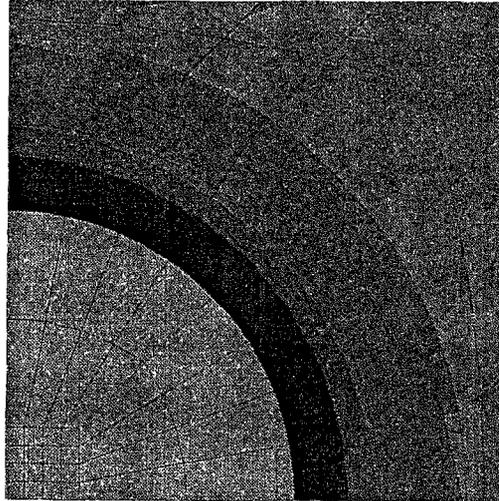
Etat des Isovaleurs de la déformation plastique ϵ_{p33}



y=y2



MAILLAGE DE TYPE III



y=y1

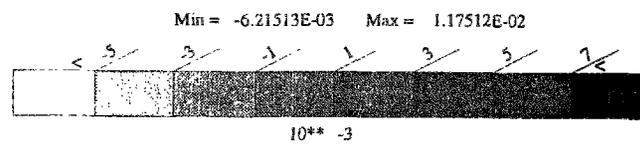
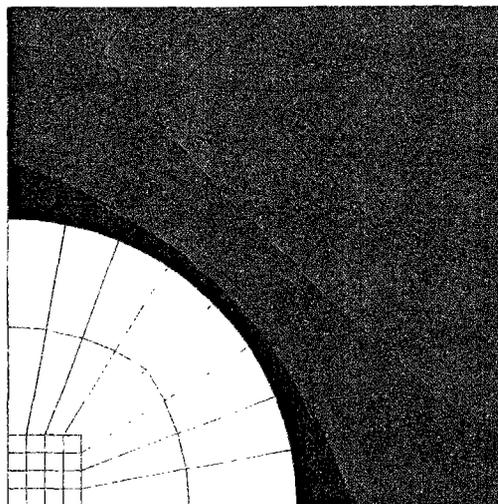
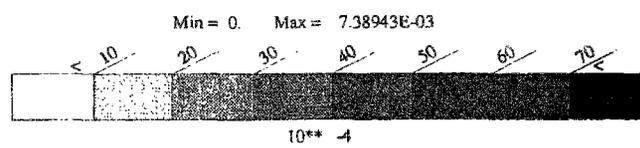


Planche 7

Etat des Isovaleurs de la déformation plastique ϵ_{p33}



y=y2



MAILLAGE DE TYPE II



y=y1

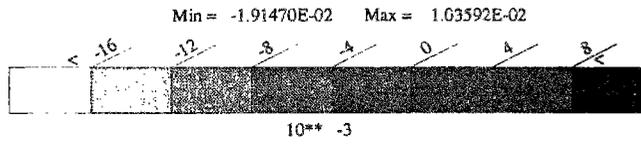
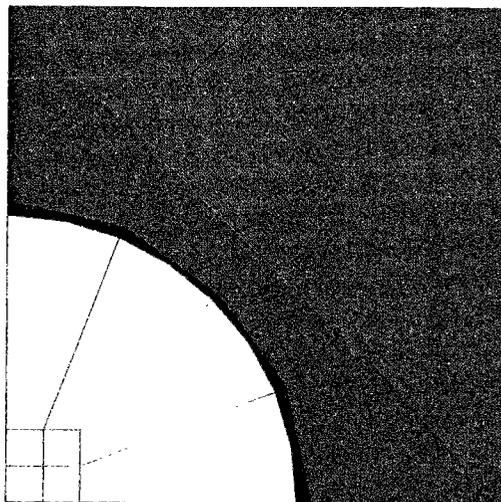
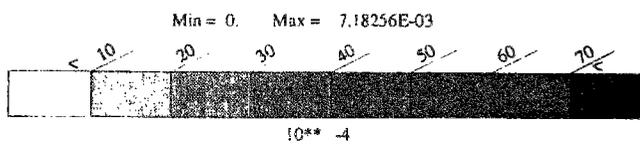


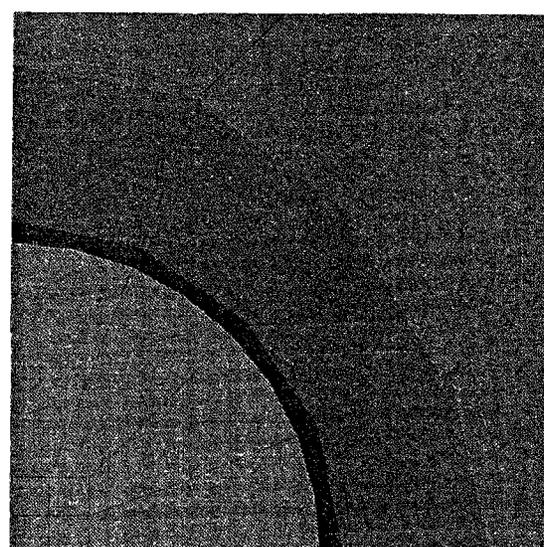
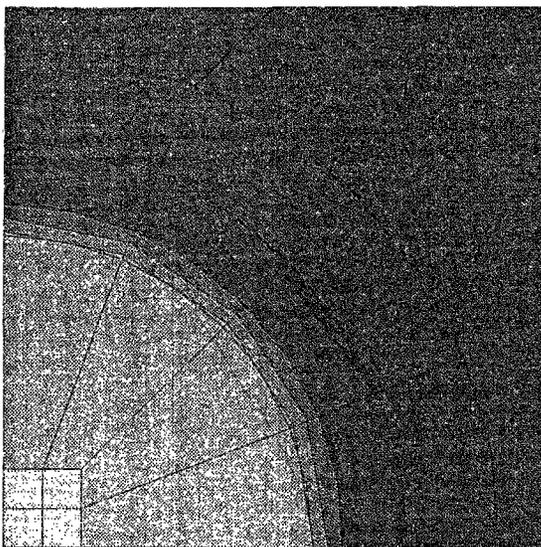
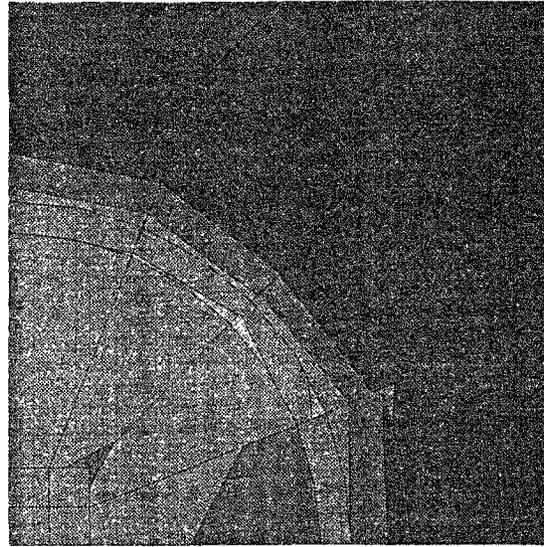
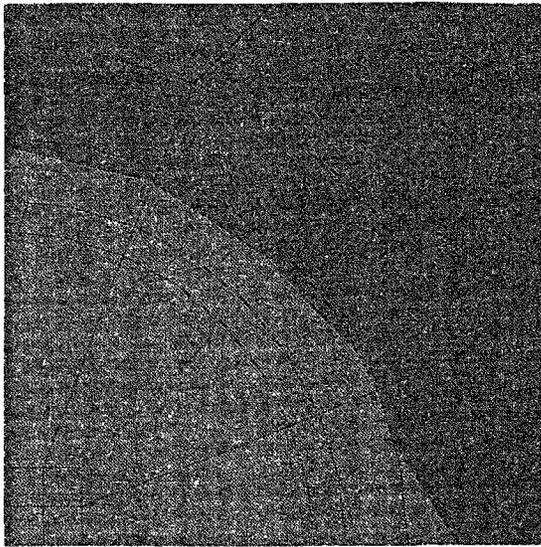
Planche 8

Etat des Isovaleurs de la déformation plastique ϵ_{p33}



y=y2





Maillage de type II

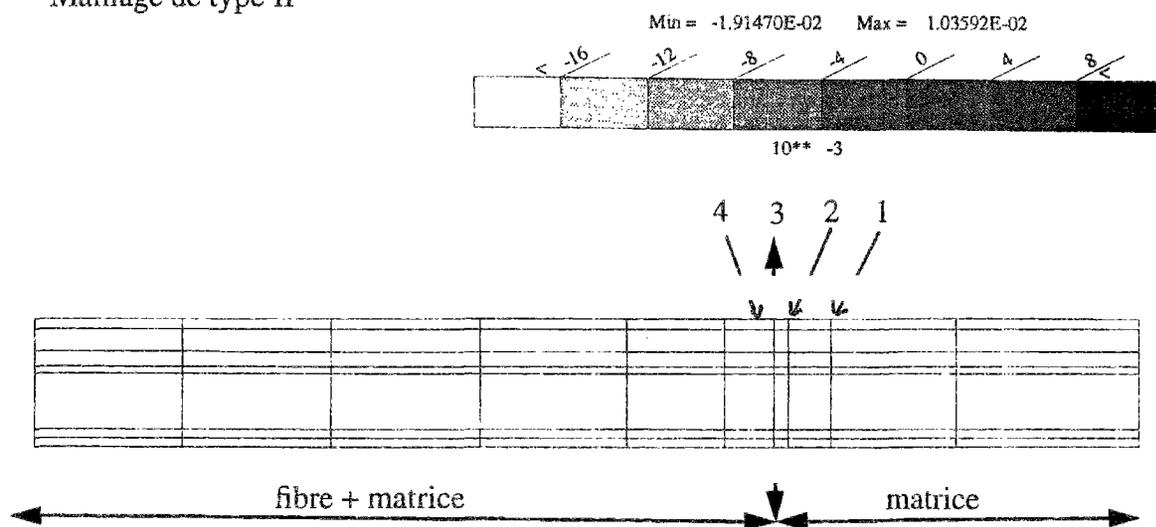
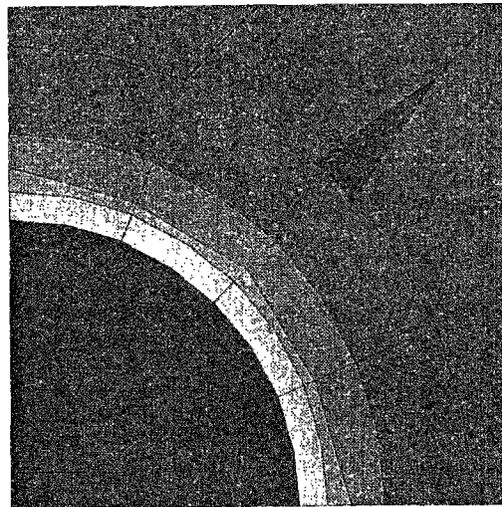


Planche 9 Isovaleurs des déformations plastiques ϵ_{p33} autour de l'interface fibre- matrice (plans perpendiculaires à la fibre)

Etude de convergence temporelle



y=y1

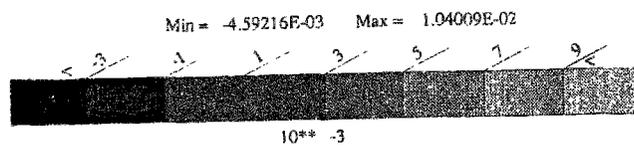
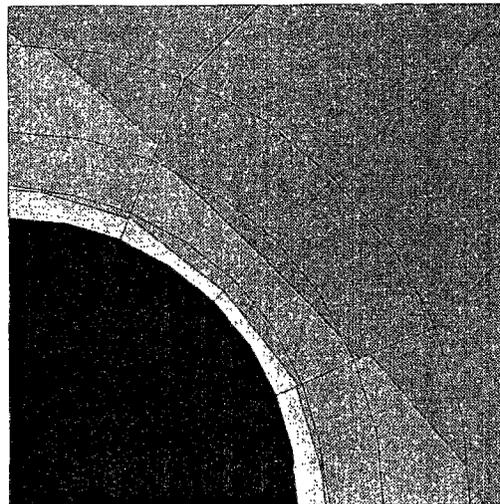
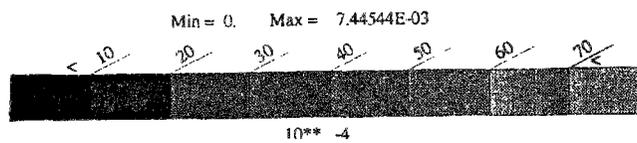


Planche 10

Isovaleurs des déformations plastiques ϵ_{p33}



y=y2



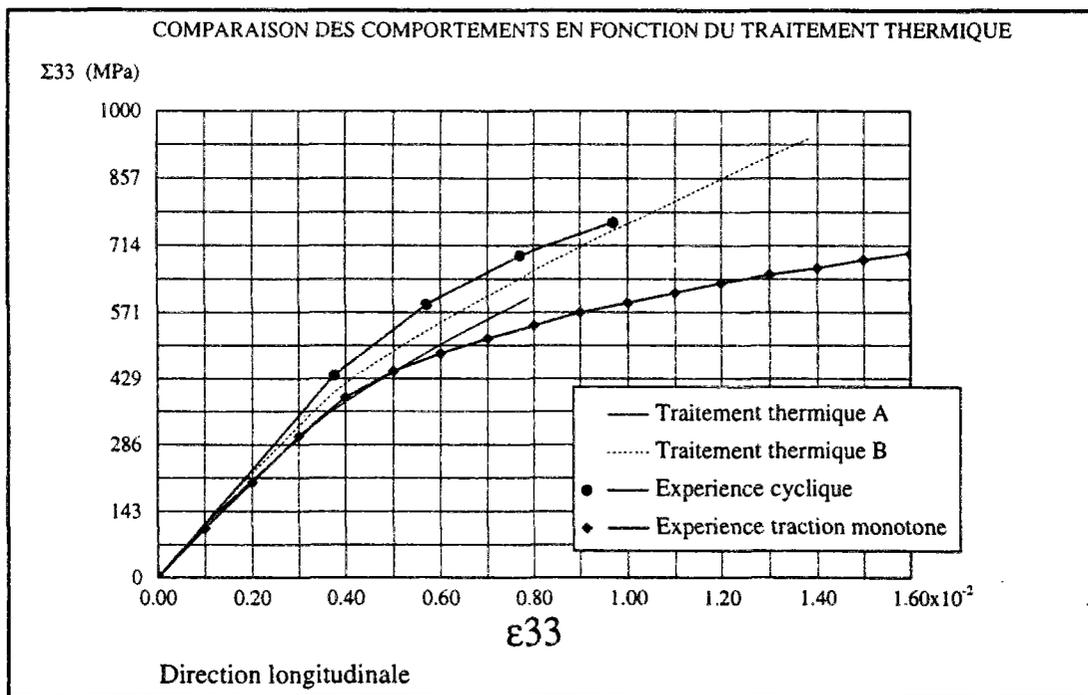


Planche 11

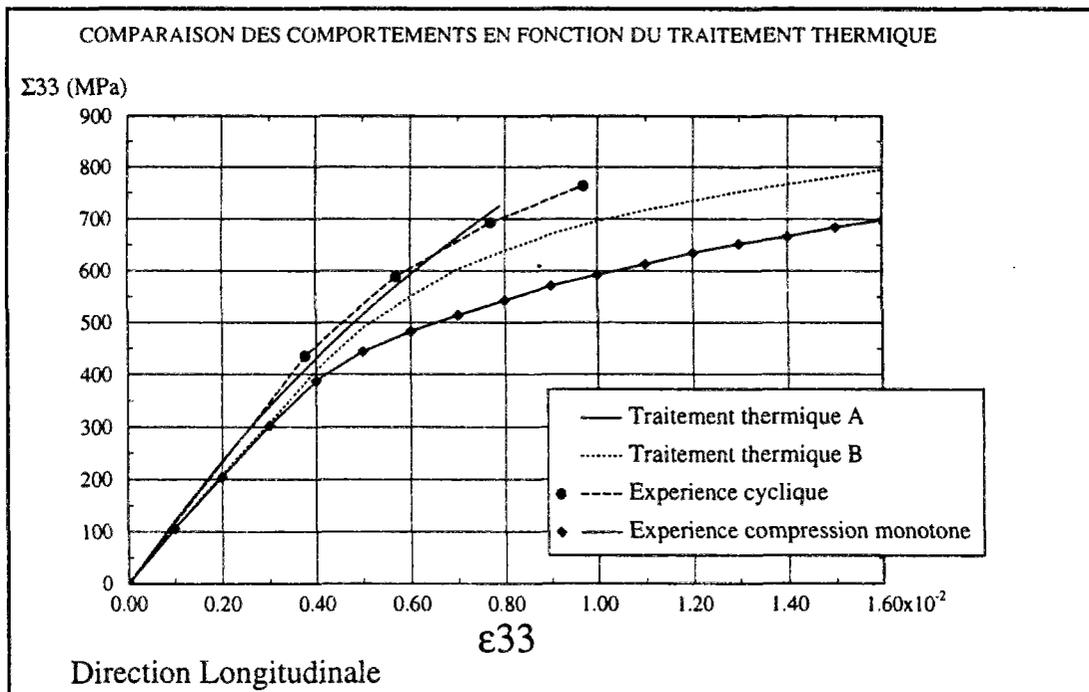


Planche 12

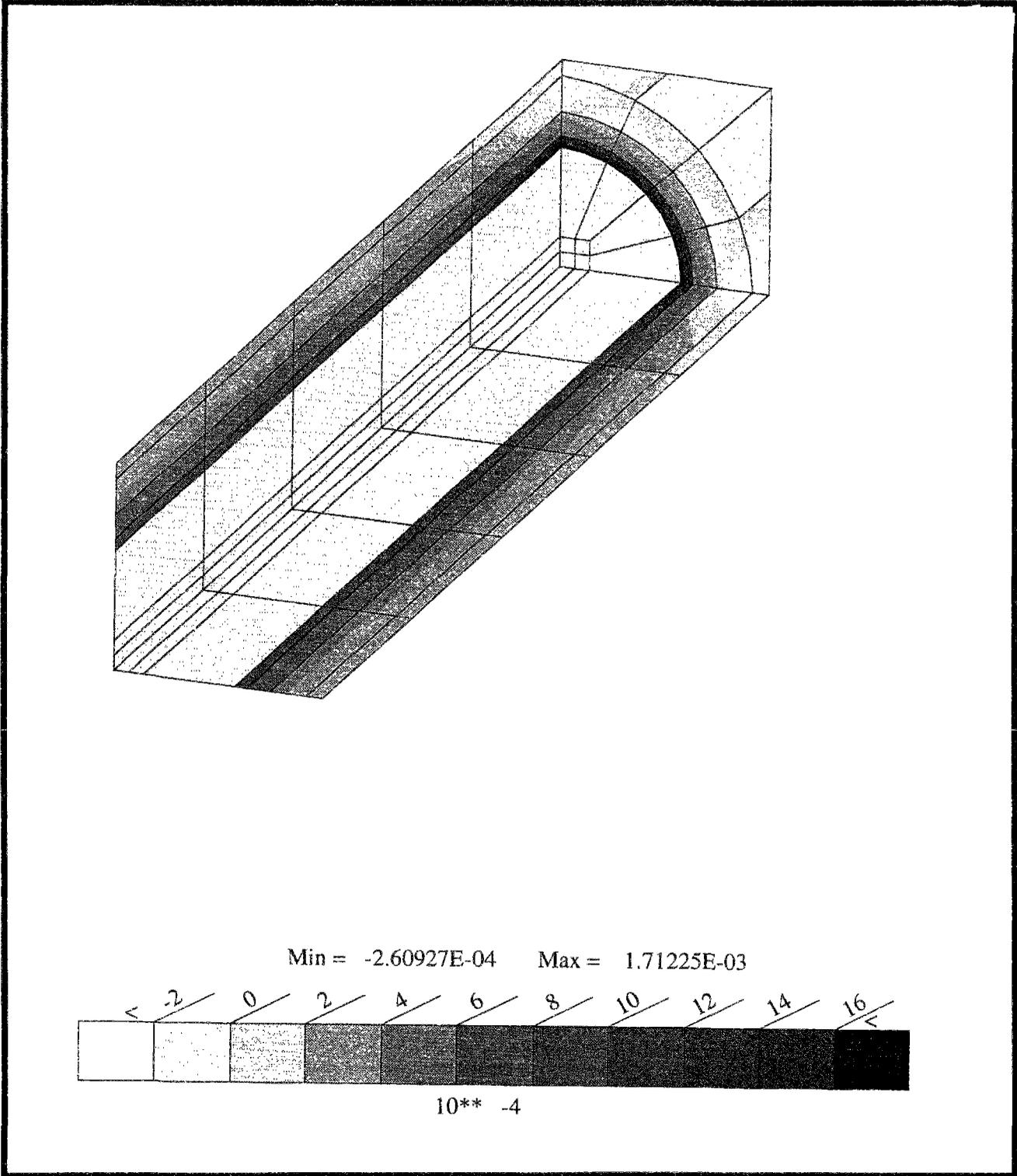


Planche 13: Isovaleurs de la déformation plastique ϵ_p en tête de fibre

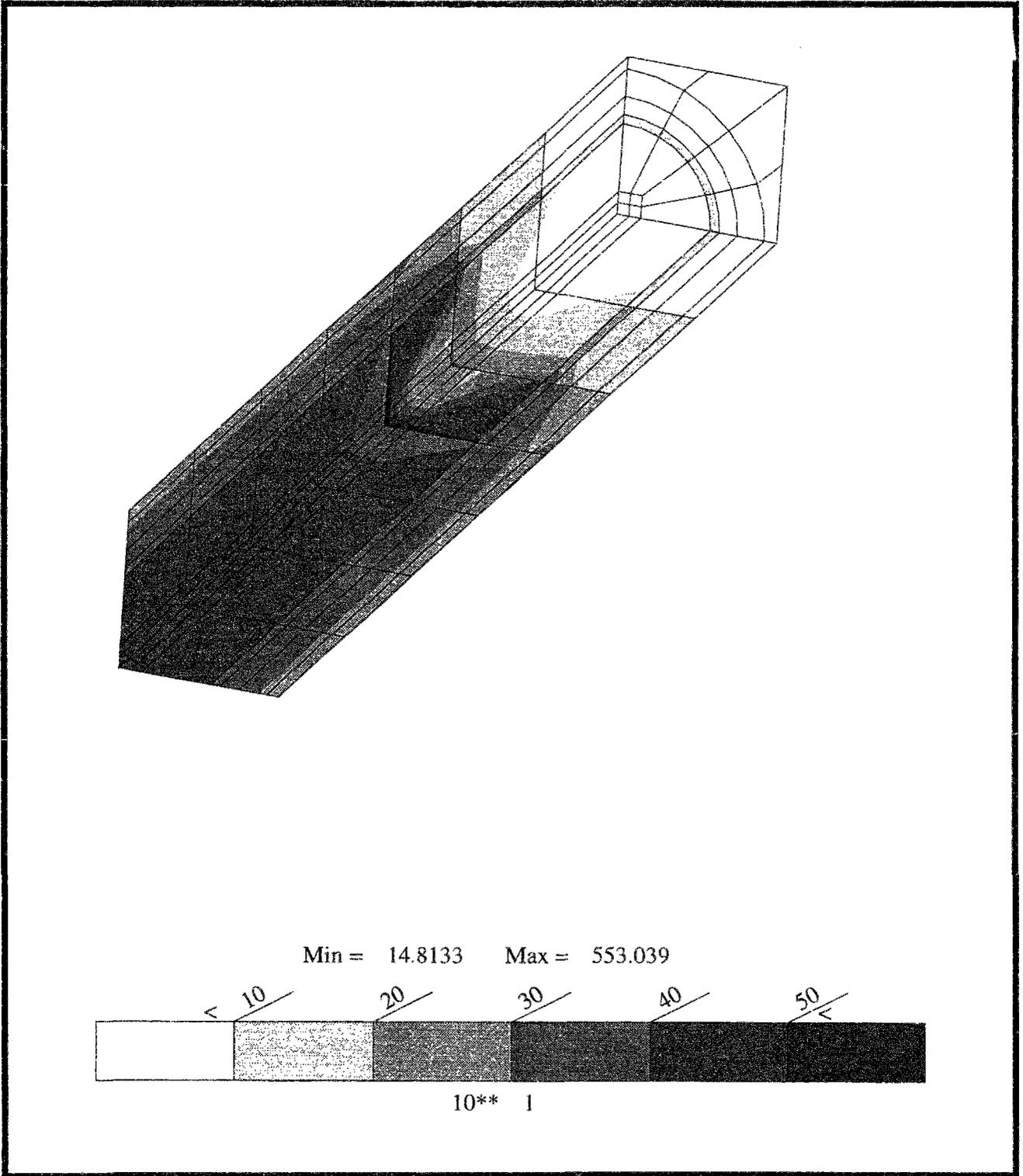
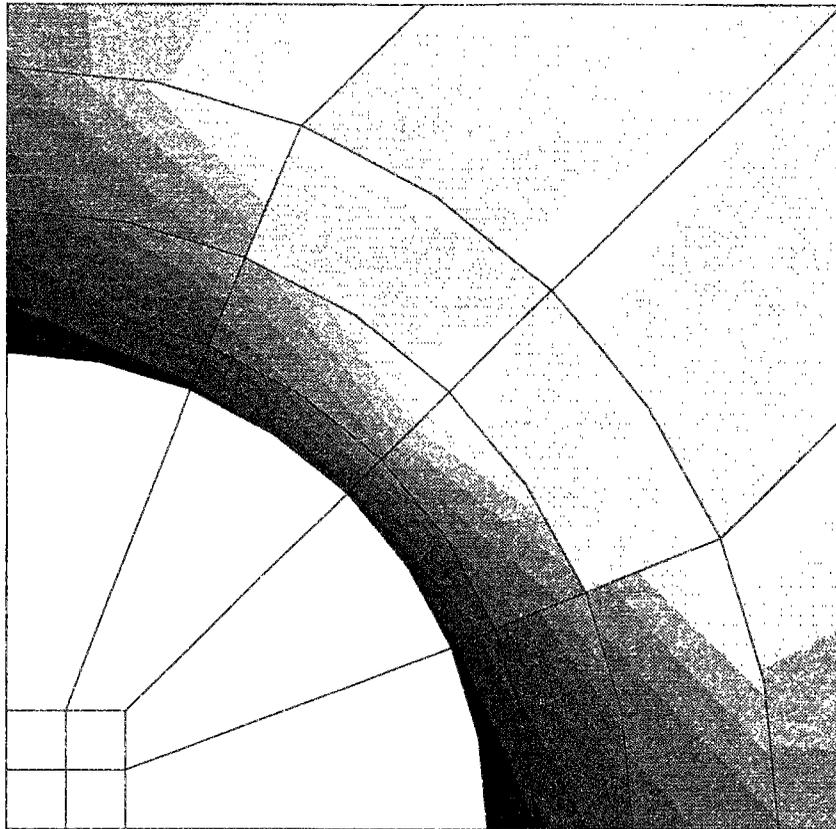


Planche 14: Isovaleurs de la contrainte de Von Mises



Min = -1.73001E-04 Max = 9.42070E-04

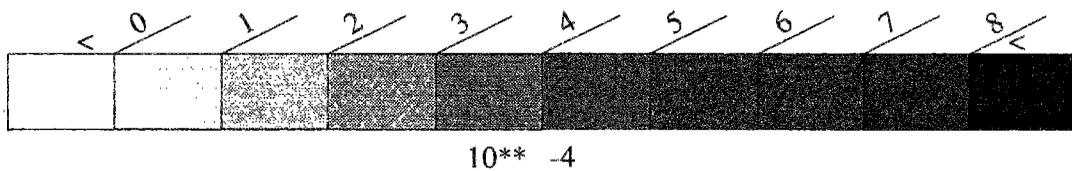


Planche 15: Isovaleurs de la déformation plastique ϵ_{p33} dans le plan de symétrie
($y=0.03\text{mm}$)

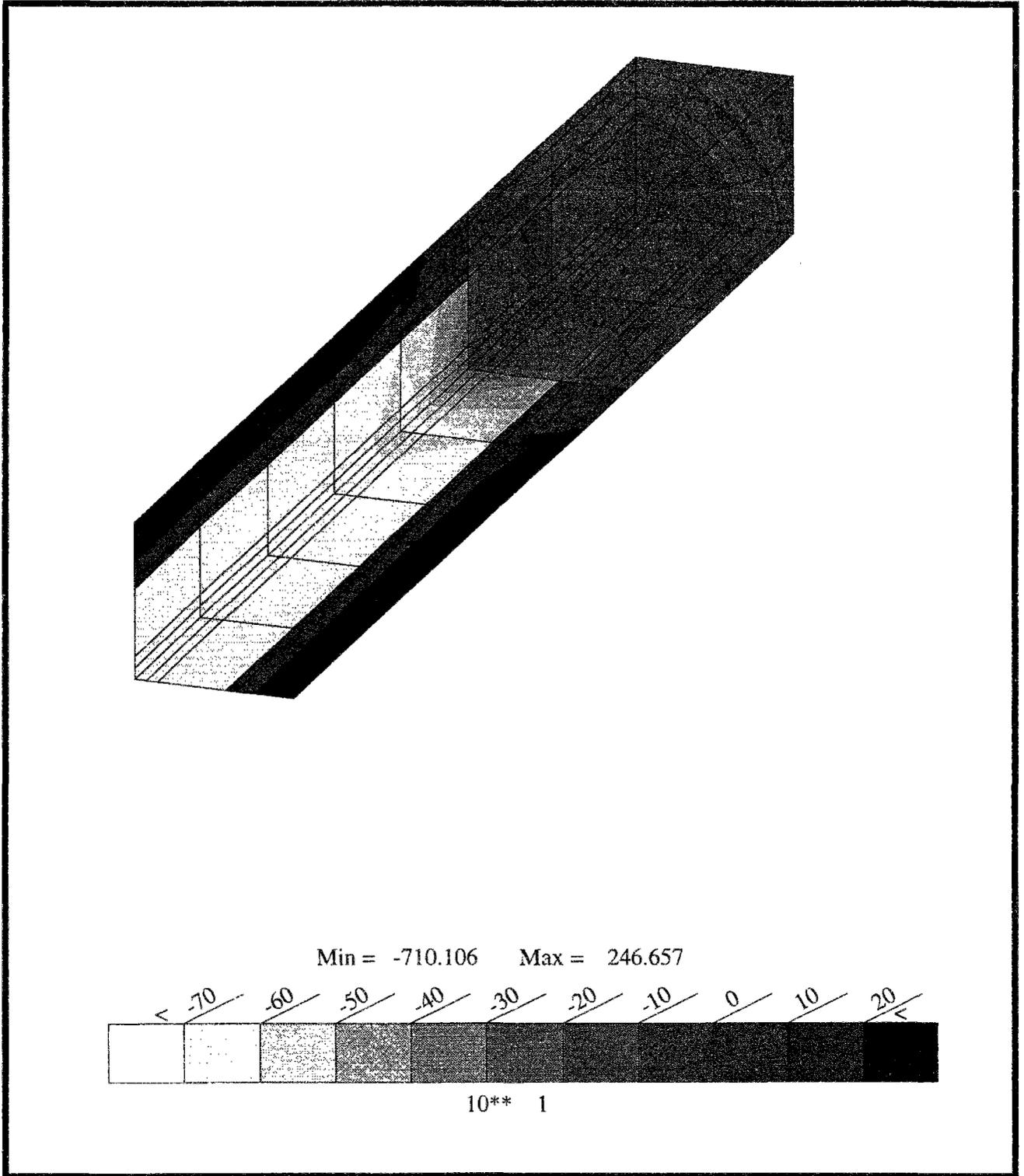


Planche 16: Isovaleurs des contraintes σ_{33}
(direction longitudinale)

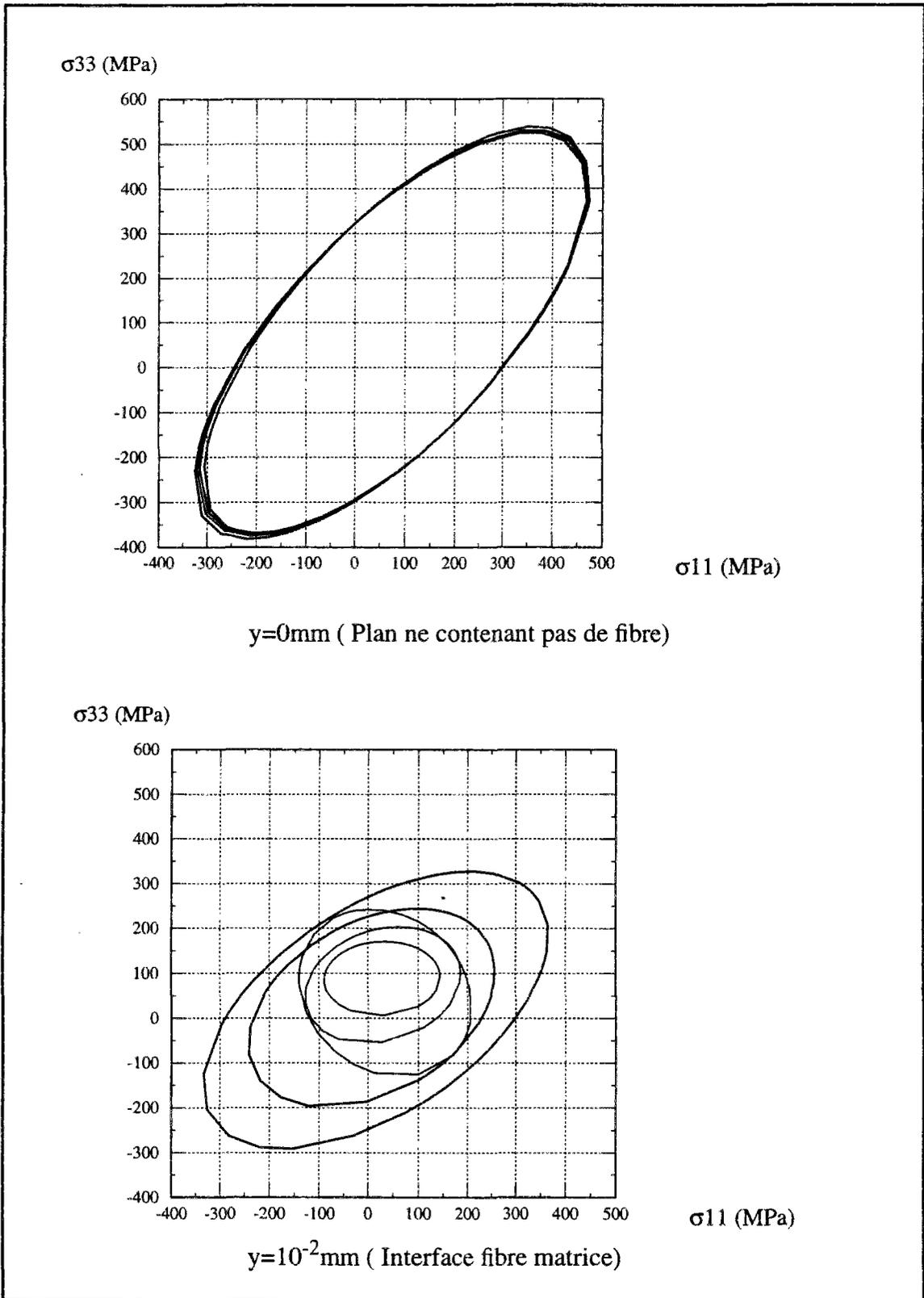
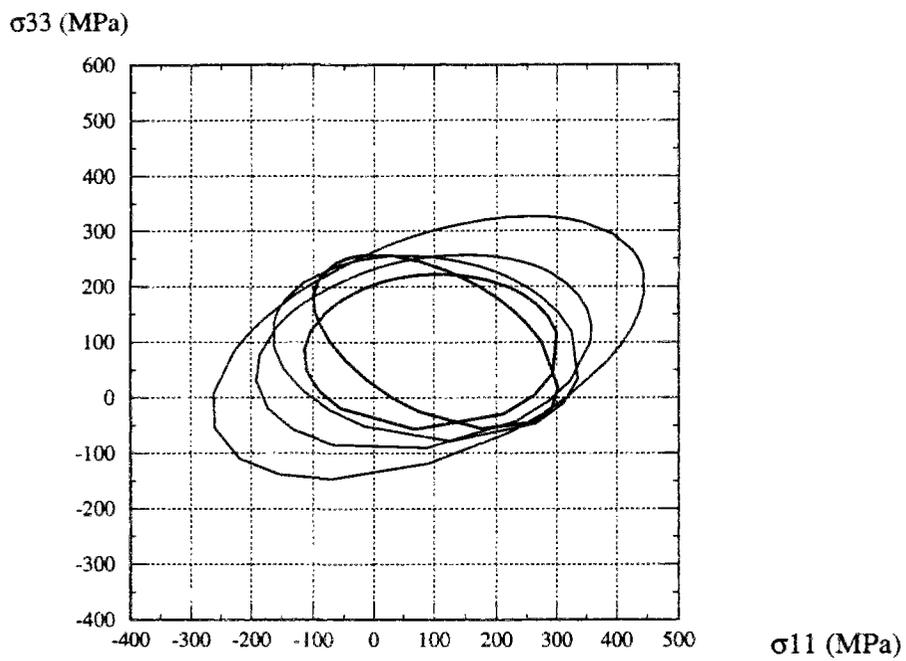
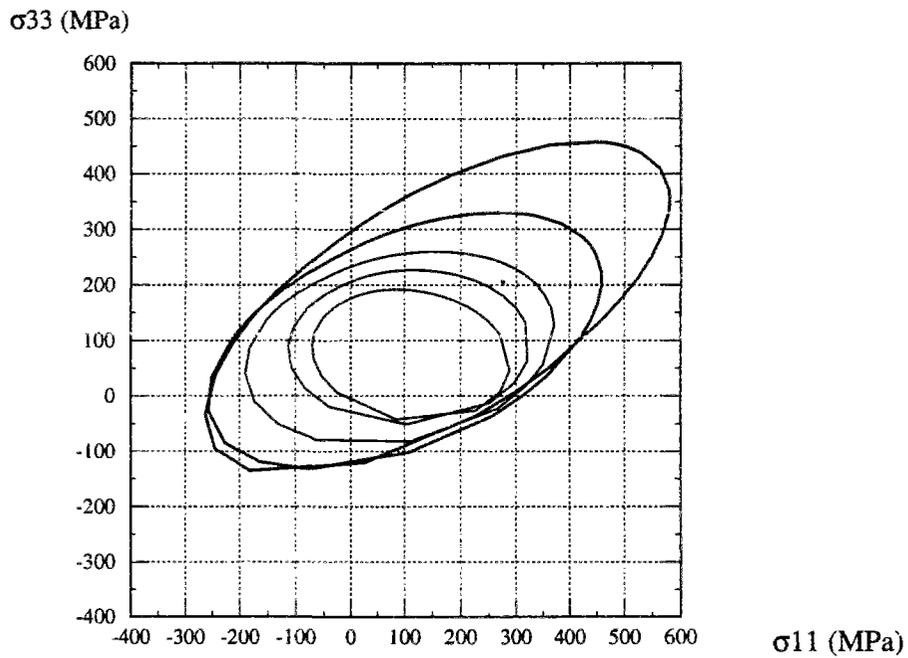


Planche 17 a : Surfaces seuils microscopiques (pour quelques mailles)



$y = 0.02$ mm (Plan contenant fibre et matrice)



$y = 0.03$ mm (Plan de symétrie)

Planche 17 b: Surfaces seuils microscopiques (pour quelques mailles)

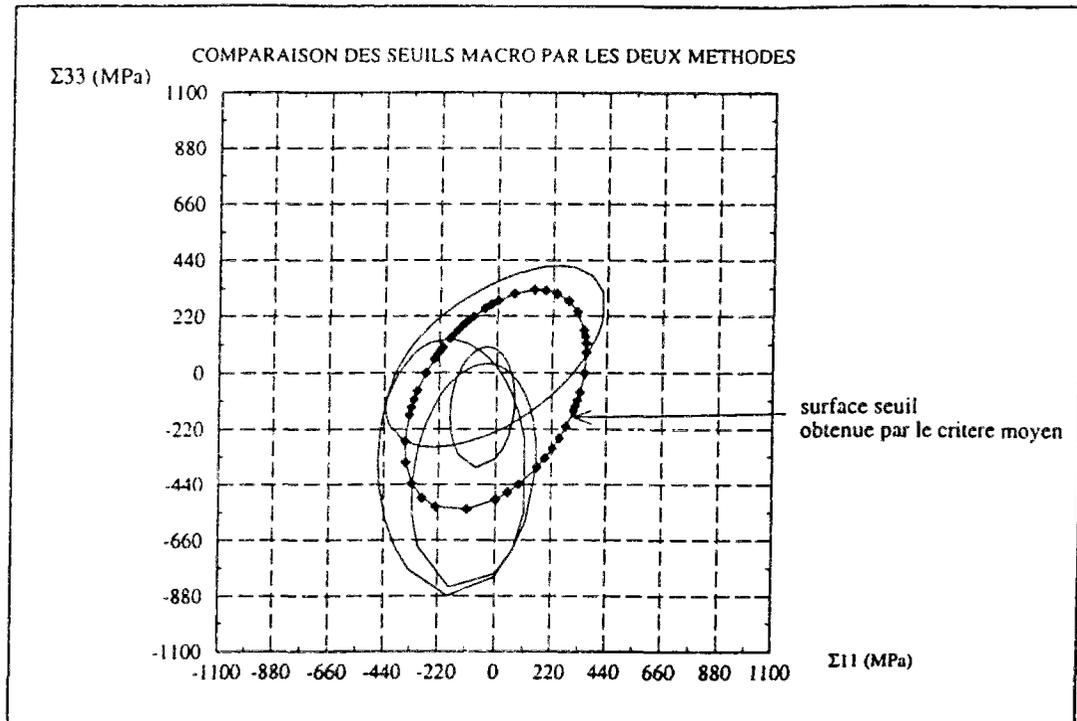


Planche 18: Comparaison des méthodes 1 et 2 de detection de seuils

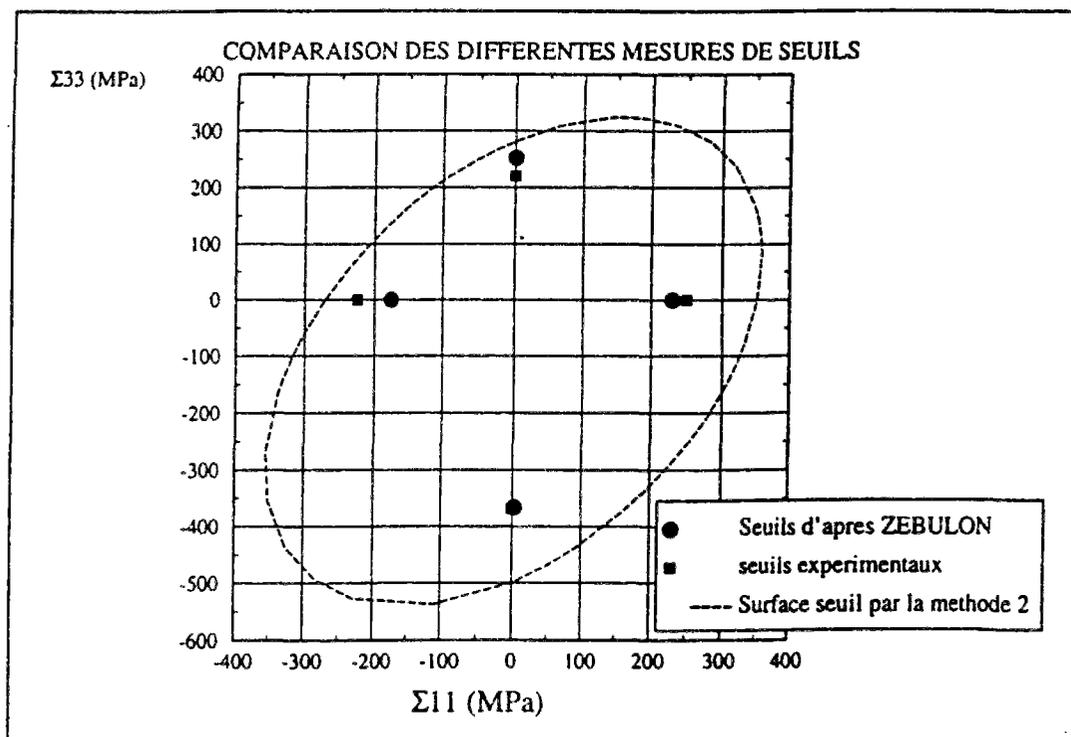


Planche 19 : Comparaison des seuils

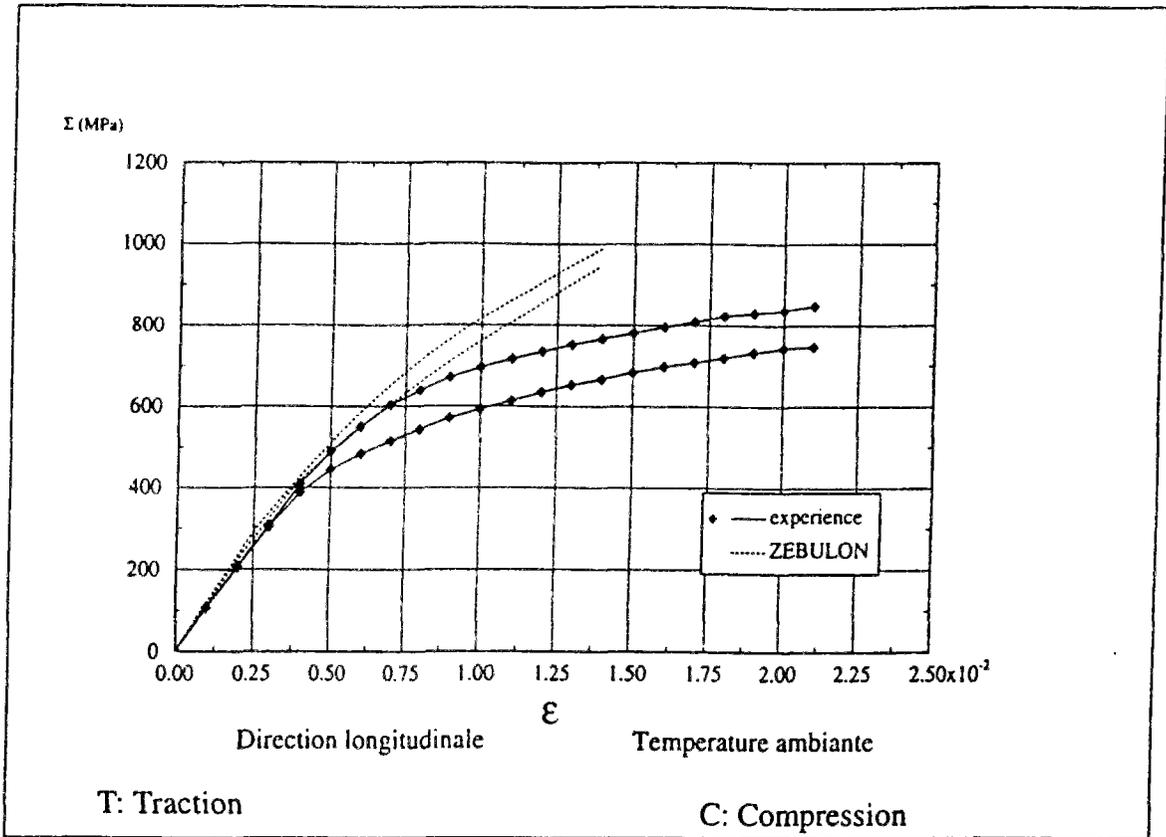


Planche 21.a Comportements longitudinaux simulés et expérimentaux

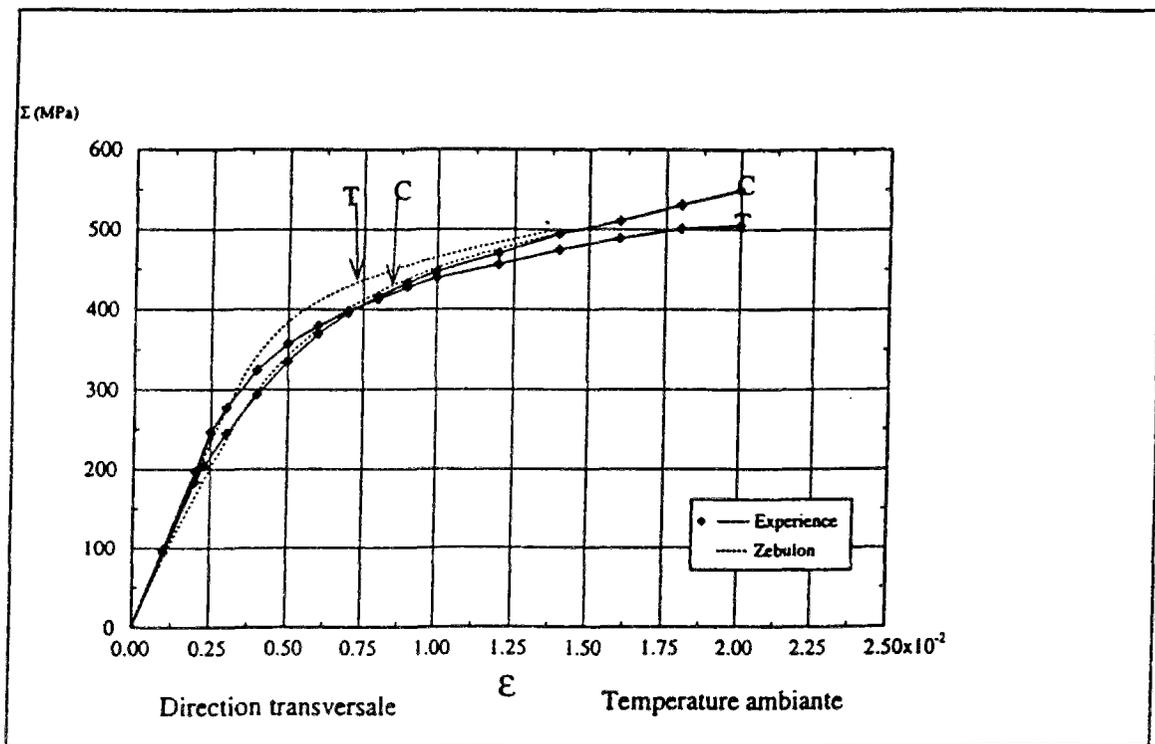


Planche 21.b Comportement transversaux simulés et expérimentaux

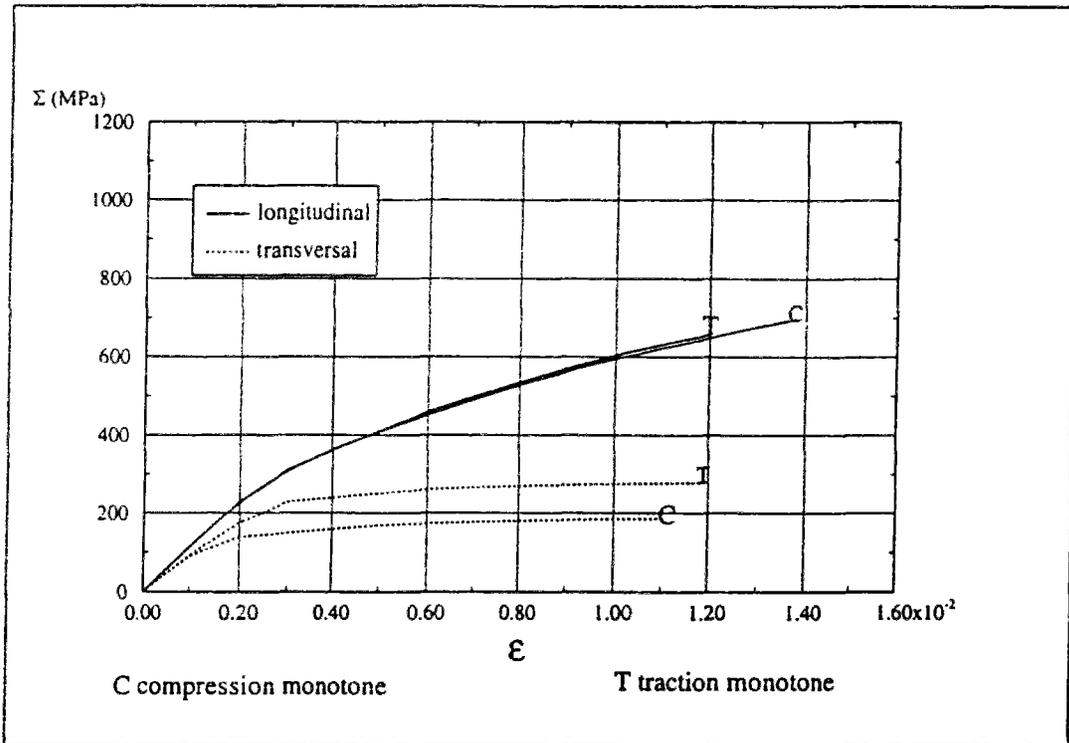


Planche 22: Comportement calculé à 200 C par éléments finis

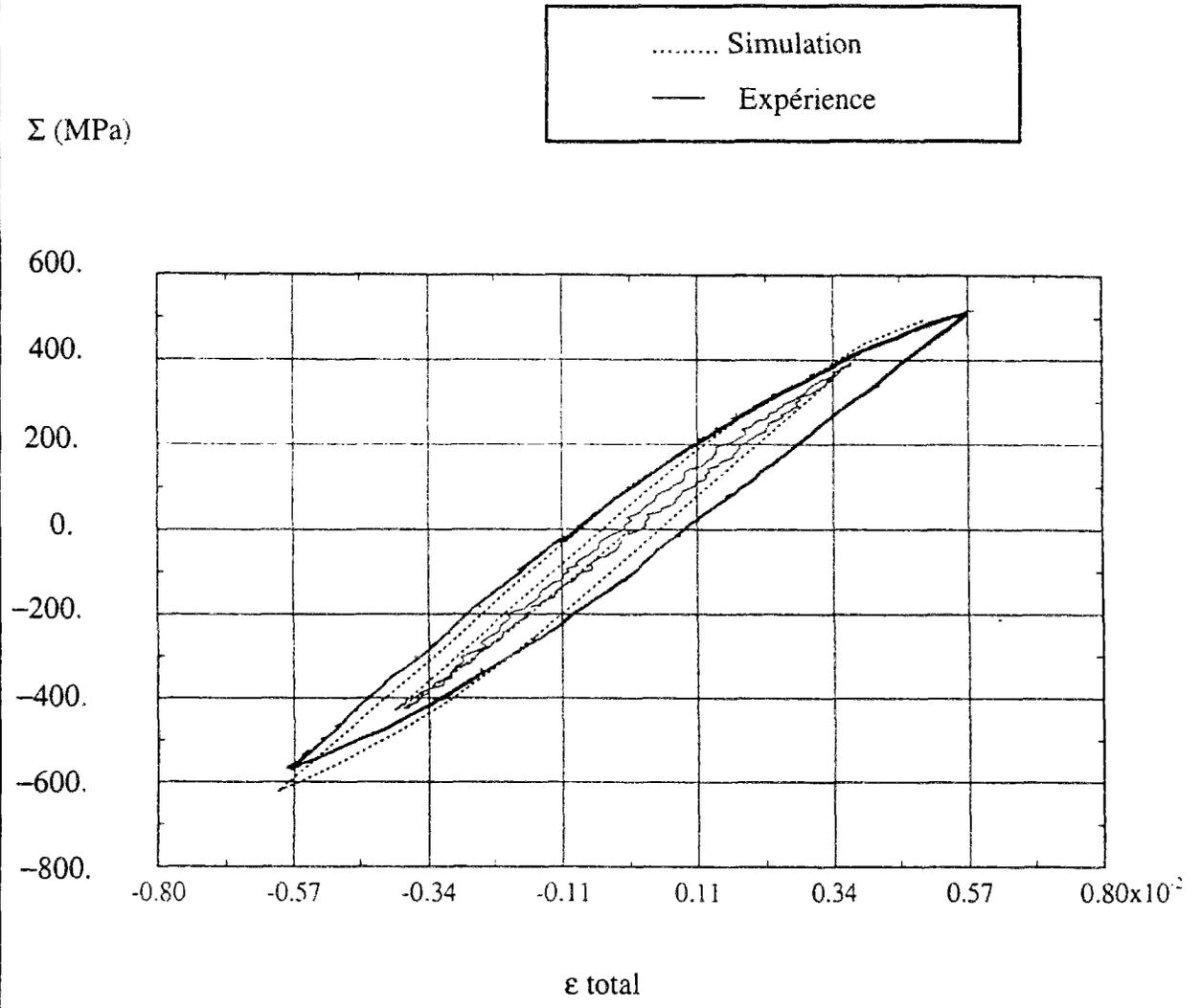


Planche 23

Comparaison Essais cycliques expérimentaux et simulation de chargement cyclique à déformation imposée, réalisée par éléments finis

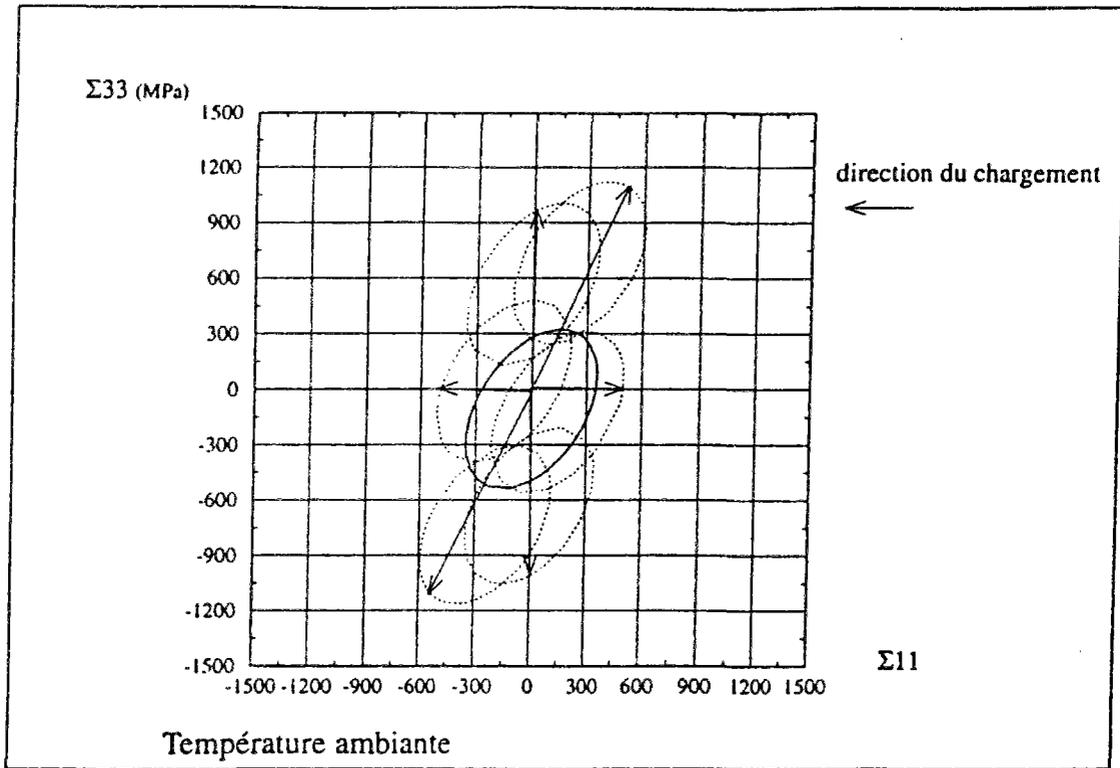


Planche 24: Evolution des surfaces obtenues par le critère moyen après des simulations numériques de traction-compression axiales et biaxiales

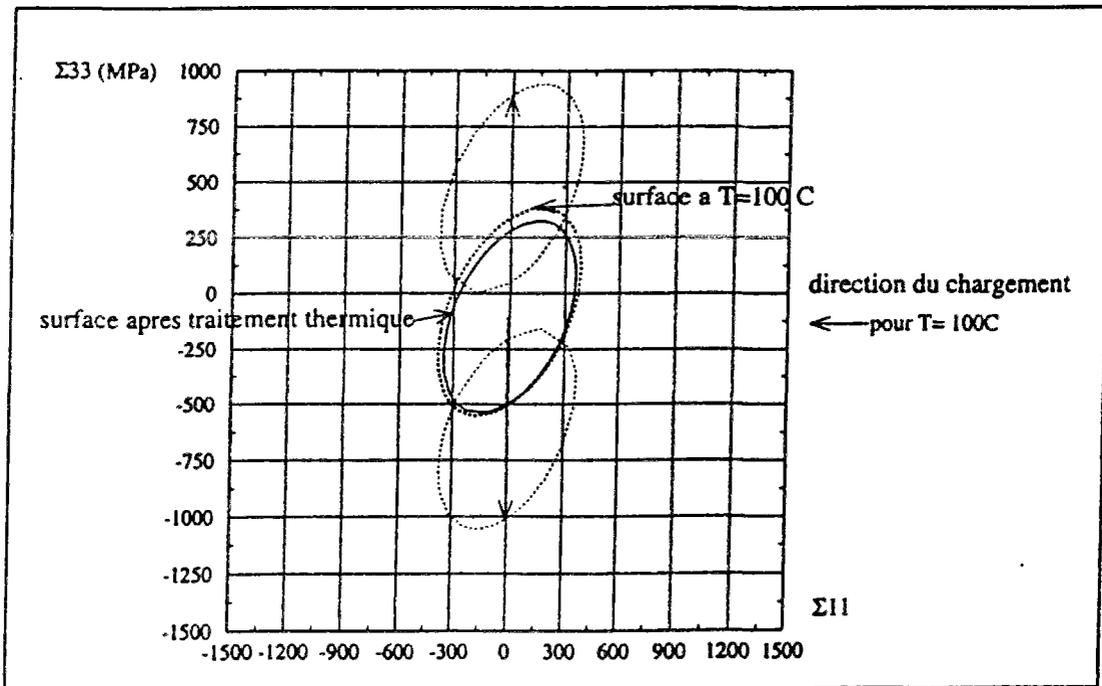


Planche 25: Surfaces seuil après une mise en température à T=100C et sous chargement

IV MODELISATION MACROSCOPIQUE

IV.1 INTRODUCTION

L'objectif de ce chapitre est de formuler une loi de comportement macroscopique qui ne relie que des grandeurs macroscopiques, définies pour la plupart d'entre elles, comme la moyenne sur l'élément de volume représentatif des quantités microscopiques. Cette loi devra tenir compte de l'anisotropie due à la structure (axes privilégiés du matériau). Nous devons aussi élaborer une loi d'évolution des contraintes résiduelles dues à la fabrication qui, dans les lois d'écrouissage, distingue les directions longitudinales et transversales.

Le point de départ de ce modèle est la loi de viscoplasticité développée à l'ONERA et appliquée pour de nombreux matériaux métalliques, déjà présenté au paragraphe III.1.2. Cette loi rend compte des effets Bauschinger par l'introduction d'un écrouissage cinématique linéaire et non linéaire. Cependant elle s'inscrit dans le contexte d'isotropie initiale et ne cherche pas à distinguer le comportement en traction et en compression. Or les données expérimentales que nous avons obtenues, montrent des différences sensibles entre traction et compression et entre essais menés sur des éprouvettes taillées dans les directions longitudinales et transversales.

La campagne d'essais de traction-compression réalisée sur notre composite SiC/Al a ainsi mis en évidence un certain nombre de phénomènes complexes. Nous allons donc dans un premier temps décrire les différents essais réalisés (isothermes et non-isothermes) et dégager les tendances principales que devra rendre compte notre future loi de comportement.. Dans un deuxième temps, à l'aide d'un passage micro-macro sous-tendu par quelques hypothèses et une reformulation des relation de localisation dans le cadre de la thermo-élasto-plasticité, nous proposerons une loi de comportement viscoplastique anisotrope acceptable dans le cadre thermodynamique habituel. Ce modèle sera ensuite exploité sous divers chargements (mécaniques et thermiques) Ses réponses seront comparées avec celles obtenues par le code ZEBULON sur la cellule périodique et celles de l'expérience.

IV. 2 ETUDE EXPERIMENTALE

L'étude expérimentale réalisée sur le 2024Al+20%SiC, tend à mettre en évidence les différents facteurs phénoménologiques que la loi de comportement macroscopique doit intégrer. Ces essais sont donc réalisés en vue d'une description qualitative et quantitative des phénomènes (anisotropie structurale, présence des contraintes résiduelles); l'étude se complète d'une campagne d'essais en température afin d'observer les évolutions des principales caractéristiques du matériau.

IV.2.1 Présentation générale

Une machine de traction-compression agit sur l'éprouvette (figure 1) par l'intermédiaire d'un vérin hydraulique asservi, à paliers hydrostatiques Schenck de quatre tonnes. La majeure partie de ces essais a été effectuée avec des chargements à déformation imposée. Pendant l'étude en température, on chauffe l'éprouvette à l'aide d'un système par induction moyenne fréquence. Cet inducteur permet le chauffage isotherme dans la partie utile de l'éprouvette. La bonne répartition de température est vérifiée lors d'un essai préalable. La température est mesurée par thermocouples. Les déformations sont mesurées par un extensomètre.

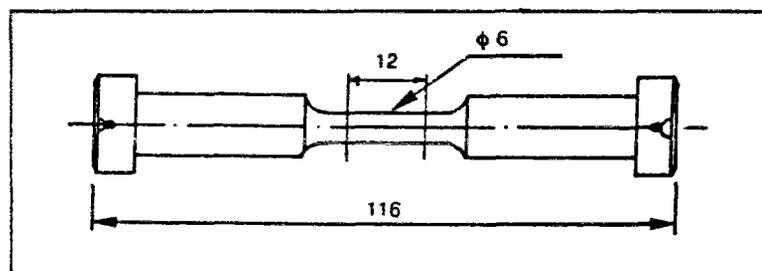


figure 1

Dans un premier temps notre étude doit cerner les caractéristiques mécaniques de notre matériau. Comme il est censé présenter un comportement différent suivant les axes transversaux et longitudinaux, nous nous intéressons tout d'abord à des cyclages mécaniques et ce, pour plusieurs températures. Ainsi des chargements cycliques à déformation imposée sont réalisés. A froid le comportement du matériau est supposé élasto-plastique et

une seule vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 10^{-3} s^{-1}$ a été imposée, alors qu'en température les essais ont eu lieu à $\dot{\epsilon} = 10^{-3} s^{-1}$ et $\dot{\epsilon} = 0.5.10^{-4} s^{-1}$. Pour détecter un éventuel effet de mémoire, les chargements sont allés à déformation croissante, augmentant par palier de 0.2% jusqu'à 1% de déformation totale puis redescendant par la même procédure. Tous les essais isothermes réalisés sont résumés dans le tableau ci-dessous.

Type d'essai		LONGITUDINAL			TRANSVERSAL		
		20°	100°	200°	350°	20°	350°
température		20°	100°	200°	350°	20°	350°
traction compression monotones	X					X	
cyclage $\dot{\epsilon} = 10^{-3} s^{-1}$	X	X	X	X	X	X	X
cyclage $\dot{\epsilon} = 0.5.10^{-4} s^{-1}$		x	X	X			

Tableau 9: Récapitulatif des principaux essais réalisés.

En plus de ces essais communément appliqués aux matériaux métalliques (composites ou non), d'autres sont entrepris afin d'étudier l'évolution du domaine d'élasticité lors de sollicitations purement thermiques. En effet l'utilisation du composite est prévue pour une gamme de température allant de 20° à 250° C et, étant donnée la forte dépendance du seuil d'élasticité de la matrice vis à vis de la température, ces essais sont indispensables pour déterminer si le composite présente les mêmes tendances. Pour cela différentes montées en température avec temps de maintien plus ou moins long sont effectuées. Et durant ces sollicitations on détermine les seuils d'élasticité. Enfin l'influence du temps de maintien est examiné.

IV.2.2 Résultats des essais caractéristiques de base

IV.2.2 1 Boucles d'hystérésis

A 20° et 100° C (planches 25 et 26) le matériau révèle un comportement très raide dans le sens longitudinal avec des boucles étroites et des contraintes maximales importantes (par rapport au cas de la matrice seule), -800 à 700 MPa pour 1% de déformation totale (T=20°C) et -650 à 600 MPa (T=100°C). Cependant, dans les deux cas le comportement d'hystérésis dû à la

plasticité de la matrice est évident, et il n'y a pas d'endommagement décelable, tout du moins en terme de diminution des modules d'élasticité. A 100°C, aucune viscosité n'est encore décelée. Au contraire, à 200°C la courbe s'infléchit avec la baisse de la vitesse de sollicitation (planches 28 et 29). A 350°C le matériau est très visqueux et n'offre plus guère de résistance (planches 30 et 31). Devant ce comportement , on peut s'interroger quant à l'éventuelle utilisation de ce composite au dessus de 200°C.

IV.2.2 2 Quelques remarques sur le comportement à froid

Un axe privilégié apparaît clairement: celui du filage du composite qui oriente les fibres, lorsque l'on compare les comportements dans les sens longitudinaux et transversaux. On a reporté sur les courbes de la planche 32 les points sommets ($\Delta\sigma/2, \Delta\varepsilon_p/2$) des boucles d'hystérésis .

La raideur apportée par la présence des fibres est évidente. De plus la planche 33 représentant le comportement en traction-compression monotone pour les directions longitudinale et transversale fait apparaître une dissymétrie des seuils d'élasticité dans les deux sens de sollicitation au bénéfice de la compression ,d'environ 70 MPa pour le sens longitudinal, alors que dans le sens transversal aucune dissymétrie initiale n'est sensible. Les contraintes résiduelles d'origine de fabrication (dues aux dilatations contrariées) sont la cause de cette dissymétrie. Mais la quantité de fibres (17% en volume) est trop faible pour engendrer un plus fort décalage. De même les valeurs des modules d'Young dans les deux axes ne sont pas complètement disproportionnées: le module moyen pour le sens longitudinal est d'environ 110000 MPa et de 88600 MPa pour le transversal. Il y a bien sûr une amélioration dans les deux sens par rapport à celui de la matrice (75000 MPa) mais le gain en raideur n'est pas très élevé. La dissymétrie du domaine élastique persiste pendant le cyclage mécanique et seule l'augmentation de température la fera disparaître. Enfin, le matériau se stabilise rapidement lors du cyclage à 20°C et 100°C, avec un durcissement cyclique certain et il n'y a pas d'effet de mémoire.

IV.2.2 3 Comportement à chaud

La dissymétrie constatée à l'ambiante entre la traction et la compression s'efface avec la température; A 200° C le centre du domaine élastique se situe à 0 MPa et les contraintes maximales observées sur les boucles d'hystérésis sont

identiques dans les deux sens de sollicitation . Elles sont bien sûr plus faibles qu'à 20° C puisque le matériau est viscoplastique (planche 34) et cela engendre une redistribution des contraintes. A 350° C le composite n'a plus guère de résistance (plateau atteint dès 0.3% de déformation totale). Son domaine élastique est difficilement mesurable du fait de l'arrondi des boucles. Sa viscosité très forte se traduit par sa grande sensibilité à la vitesse de chargement. La planche 35 permet d'apprécier quantitativement toutes ces remarques.

IV.2.3 Etude des seuils en fonction de la température

IV.2.3.1 Introduction

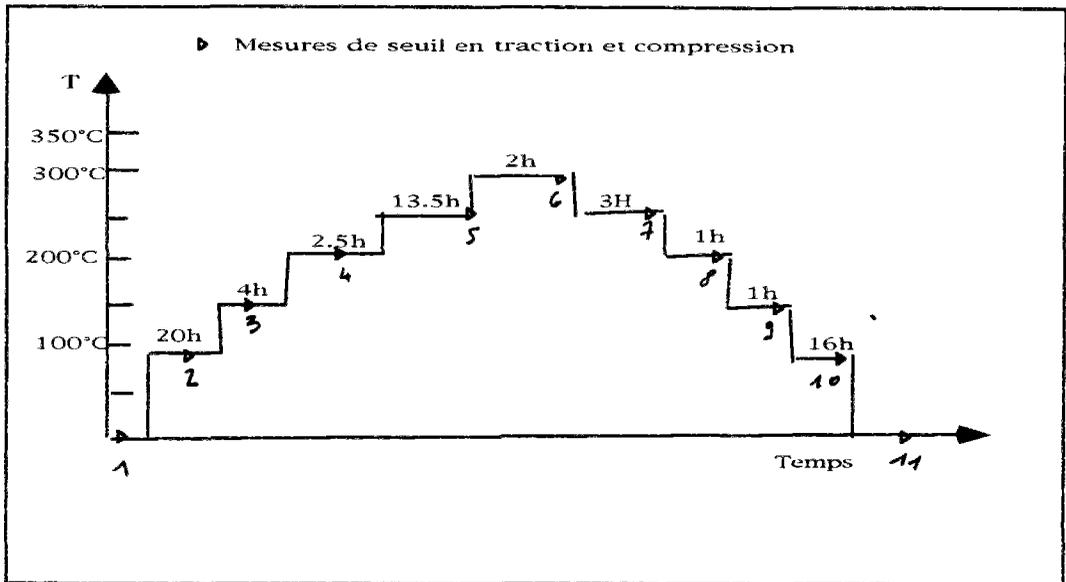
Les informations recueillies sont dues à trois types d'essais, qui obéissent à une méthodologie commune; elle consiste en la mesure des seuils de traction-compression à froid, suivie de montées en température avec détection des seuils à chaque palier thermique et retour à froid avec une dernière évaluation du domaine élastique.

IV.2.3.2 Méthodologie particulière à chaque essai

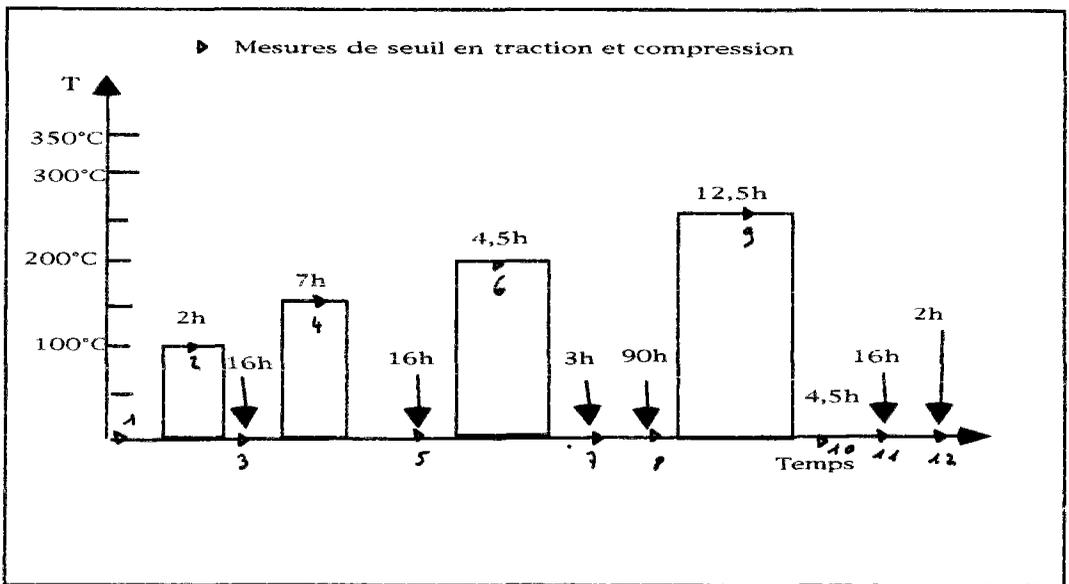
TYPE 1: le retour à froid se fait avec les mêmes températures intermédiaires qu'à l'aller.

TYPE 2: chaque incursion en température avec mesure du seuil d'élasticité est suivie d'un retour à l'ambiante où on évalue le domaine élastique en traction et compression.

Dans ces deux essais , la vitesse de chauffe est programmée à 50°C/mn et le retour à l'ambiante n'est pas contrôlé. La valeur des seuils prise en compte correspond à un offset de 10^{-4} par rapport à la pente élastique et chaque type d'essais a été réalisé sur une seule éprouvette.



Chargement thermique de l'essai 1



Chargement thermique de l'essai 2

IV.2.3.3 Principaux résultats

Comme on l'avait observé dans les essais mécaniques, on note tout de suite une dissymétrie des seuils initiaux à l'ambiante, d'environ 100 MPa, au profit de la compression pour une éprouvette taillée dans le sens longitudinal. Les valeurs moyennes de la limite élastique sont de 270 MPa en traction et de -360

MPa en compression pour l'axe longitudinal. Il y a très peu de dispersion dans ces mesures. L'axe transversal, soumis lui aussi au type 1, ne présente pas de décalage entre les deux seuils qui se situent à 275 et -270 MPa . De 20° à 100° C , le matériau reste insensible à la montée en température et ce pour ces deux directions, mais au dessus de 100°C , une chute progressive des seuils apparaît. La baisse s'accélère entre 150 et 250° C puis se ralentit fortement jusqu'à 300°C, température finale de notre essai. On observe que la température symétrise la courbe (planche 36); en effet à 200°C le centre du domaine est à 0 MPa. Les contraintes internes sont donc annulées et ceci peut induire un défretage partiel des fibres. Cependant il est difficile de discerner la part du défretage et celle due à la chute du module de la matrice dans la baisse du module d'Young global qui est d'environ 90000 MPa à 200° C et de 88000 MPa à 300° C. Le retour à l'ambiante, trajet pendant lequel on détermine à nouveau les seuils, met en évidence l'effet irréversible de la température sur le matériau. On ne retrouve jamais les valeurs initiales des seuils: les chutes observées sont d'environ 60% dans le sens longitudinal et 40% dans le sens transversal. Ces comparaisons ont été effectuées 5mn après le retour à l'ambiante mais ces pourcentages diminuent lors de mesures plus tardives. Enfin les contraintes internes réapparaissent dès que l'on redescend en dessous de 200° C.

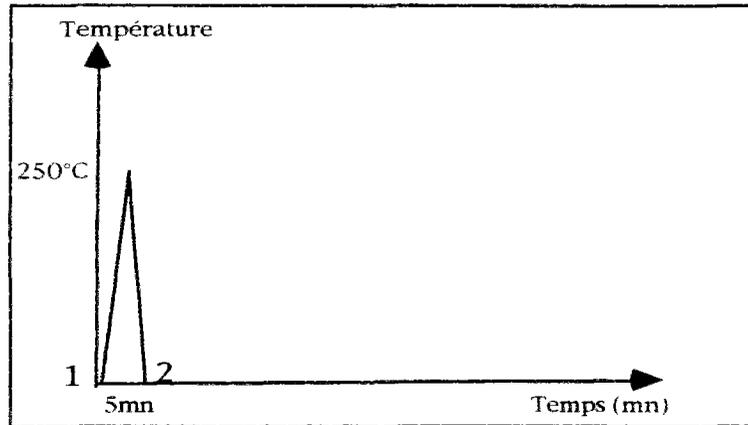
L'essai de type 2 met en évidence une température critique au dessus de laquelle on crée une action irréversible se manifestant sur le seuil final à froid. Elle se situe aux alentours de 200° C . La chute des seuils à froid, puis en réaugmentation progressive, suggère qu'un phénomène métallurgique engendré par la température et de nature irréversible se produit dans la matrice. C'est probablement une recristallisation à chaud qui change la nature de la matrice, expliquant par là même la différence de seuils observée (planche 37).

IV.2.3.4. Influence du temps de maintien

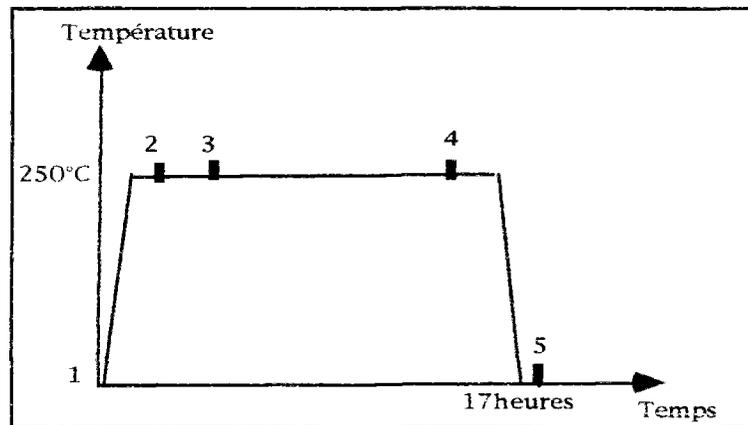
L'influence du temps de maintien est examinée dans les deux essais suivants.

TYPE 3: Les seuils sont mesurés à l'ambiante, on élève la température jusqu'à 250°C, on redescend aussitôt sans aucun temps de maintien et une nouvelle mesure des seuils est effectuée 35mn après le retour à l'ambiante.

TYPE 4: cet essai observe la même méthodologie que le précédent mais le temps de maintien à chaud est de 17 heures.



Chargement thermique de l'essai 3



Chargement thermique de l'essai 4

Résultats

Dans l'essai de type 3, planche 38, on observe une chute du seuil de 60 MPa dans chaque sens alors que l'essai de type 4, planche 39, montre une perte de 180 MPa (en moyenne sur la traction et la compression). Donc le temps de maintien à chaud accentue le phénomène métallurgique, qui est donc thermiquement activé. Cependant les mesures de seuil effectuées durant le palier en température ne révèlent aucune baisse dans le temps: les seuils ont chuté par rapport à leur valeur à 20°C mais ils restent à peu près stables. Donc cet effet métallurgique visible au retour à froid, ne s'observe pas en température. On peut supposer ici un effet dû à la nature composite du matériau car le même essai (type 4) réalisé sur la matrice seule voit, lui, le seuil varier pendant le pallier thermique. La présence des fibres soutiendrait donc les seuils.