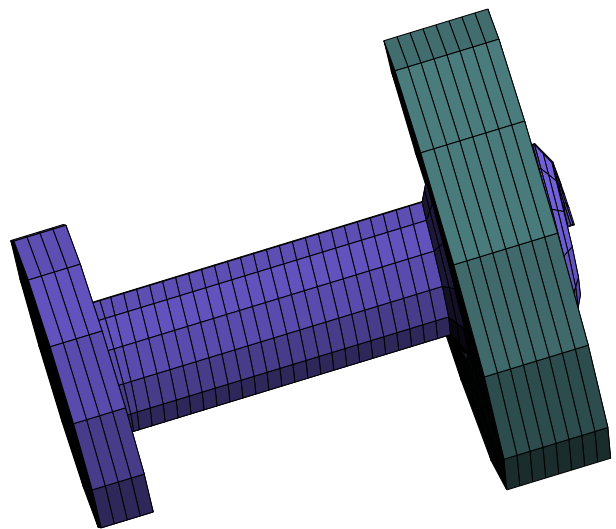


# ZéBuLoNNeRieS

## SOMMAIRE

Editorial	p. 2
Nouvelles fonctionnalités de ZéBuLoN pour les problèmes couplés hors thermo-mécaniques. J.M.Ricaud (CEA/Cadarache)	p. 4
Modélisation tridimensionnelle du serrage d'une vis dans un écrou. V. Mounoury (CdM), M. Cheikh (CdM/IUT Figeac)	p. 11
C'est écrit ...	p. 18
Le CLuB.	p. 22



Vis dans son écrou

février 2003 — n.19

# EDITORIAL

*Nous voici repartis pour une nouvelle année que je vous souhaite lumineuse, riche en enseignements, solutions et partenariats.*

*Pour vous aidez à démarrer sur de bonnes bases, je vous propose de compulsier ce numéro de la Gazette. Il regroupe en effet deux articles qui reprennent en partie des exposés des Clubs 2002, vous permettant ainsi de mettre vos notes à jour ;*

- V. Mounoury s'associe à M. Cheikh pour présenter un calcul qui illustre à la fois l'usage du mesher dans la construction d'une structure 3D, et celui des conditions aux limites en contact ; une vis qui tourne dans un écrou,*
- J.M. Ricaud (CEA Cadarache) complète l'exposé fait en juin 2002 par un article illustré d'exemples.*

*Je vous donne rendez-vous au printemps, le **mardi 3 juin 2003** exactement, pour un nouveau CLuB, et vous invite à me proposer pour cette occasion de présenter vos travaux, ou me signaler les sujets que vous souhaiteriez y aborder.*

*Bonne année à tous.*

*We here set off again for a new year that I wish you luminous, rich in teachings, solutions and partnership.*

*For you help to start up on of good bases, I propose you to consult this number of the Gazette. It groups together in fact two items that resume some left the expositions of the Clubs 2002, you allowing thus to put your grades to day ;*

- V. Mounoury associates herself next to M. Cheikh to detail us a calculation that illustrates at once the usage of the mesher in the construction of a structure 3D, and the one of the conditions to the limits in contact, a screw that turns in a nut,*
- J.M. Ricaud (CEA Cadarache) completes the exposition does in June 2002.*

*I make an appointment you in the spring, on Tuesdays 3 June 2003 exactly, and you invite to propose me for this occasion to present your works, or to signal me the subjects that you would wish there to approach.*

*Good year to all.*

F. DI RIENZO

# Nouvelles fonctionnalités de ZéBuLoN pour les problèmes couplés hors thermo-mécaniques.

Jean-Marc Ricaud<sup>1</sup>

Armines, Centre des Matériaux Pierre-Marie Fourt, B.P. 87, 91003 Evry cedex

## 1 Introduction

Le code **ZéBuLoN** offre la possibilité de coupler différents problèmes à l'aide de la classe *Weak\_coupling*. Il s'agit là de pouvoir enchaîner des modules (initialement thermique, mécanique et diffusion) et de gérer les transferts de données entre ceux-ci. On ne reviendra pas ici sur la manière dont **ZéBuLoN** gère les problèmes faiblement couplés. Nous nous appliquerons à présenter les possibilités qu'offre à ce jour ce code pour coupler des problèmes qui ne sont pas des problèmes éléments finis. Ces développements ont été apportés lors de calculs effectués sur la modélisation du comportement sous irradiation du combustible à particules (*Réacteur Haute Température*) pour le CEA/Cadarache. A cette fin, on a ajouté au code **ZéBuLoN** la possibilité d'introduire des post-traitements dans la boucle de couplage. Ceux-ci permettent pour l'application considérée de fournir aux modules thermique et mécanique des données telles que le burn-up, l'évolution de la porosité ou celle de la pression interne (due à l'échappement des produits de fission). Ces données interviennent, soit dans les lois de comportement, soit comme conditions aux limites. Afin de pouvoir accéder à tous les objets **ZéBuLoN**, comme par exemple les données du maillage, ou encore les objets mathématiques prédéfinis (vecteurs, matrices, tenseurs, ...), on a eu recours au **Zlanguage**. Il s'agit d'un langage interprété, décrit, en partie, dans le manuel du développeur. Il a par ailleurs déjà fait l'objet d'un article dans cette même gazette. Il ne s'agira donc pas ici de le présenter à nouveau, mais plutôt d'en montrer les nouveautés ainsi que leur emploi. La procédure sera illustrée par un exemple de calcul de changement de phases solide-solide.

## 2 Les nouvelles fonctionnalités

Il était déjà possible de déclarer dans une boucle de couplage un nombre quelconque de sous-problèmes et pour chacun d'entre eux un nombre quelconque de transferts. Leur exportation est gérée dans le fichier de couplage et leur importation dans chacun des sous-problèmes concernés. Nous renvoyons aux figures 1 et 2 pour de simples rappels sur la structure des fichiers de couplage et de sous-problèmes types accompagnés des principaux apports.

De façon identique à l'échange de variables issues de sous-problèmes éléments finis, on doit préciser le type de transfert dont il s'agit : variable calculée aux nœuds, et échangée sur le même support, ou calculée aux points d'intégration, soit sur le même support, soit extrapolée. Dans le cas de sous-problèmes de post-traitement, on préfixe avec le mot *post* (voir figure 1).

A l'instar de *node\_kinematic* (mot-clé pour que les calculs n'ayant pas de variables cinématiques puissent imposer leur chargement sur un maillage déformé donné par le sous-problème mécanique), le mot-clé *post\_var* permet le transfert d'un scalaire calculé lors du post-traitement : *post\_var*. Cette variable scalaire peut, comme les autres, intervenir dans la définition de *parameter* par le mot-clé *changing*. Elle peut aussi être utilisée dans les conditions aux limites ou le chargement appliqué aux autres sous-problèmes. Cela est possible dans les cas où ces derniers sont sous la forme ... *base\_value table*, c'est à dire dans la plupart des fonctionnalités de la partie *\*\*\*bc*. Nous donnons figure 2 un exemple de la structure liée aux transferts de variables dans les sous-problèmes :

Nous présentons maintenant en détail le fichier de données qui appelle le script écrit en **Zlanguage** (voir figure 3). A la première ligne, on précise le type de calcul (*post*). Les lignes 2 à 6 définissent successivement le maillage, les variables, le nom du programme à appeler. Cet ordre est important car la lecture de ce dernier programme en **Zlanguage** doit se faire une fois définis et déclarés les différents éléments dont le calcul a besoin. Bien entendu si on n'utilise pas de données du maillage, les lignes 2 et 3 sont inutiles. Pour être plus précis, les déclarations des

<sup>1</sup>actuellement agent du CEA Cadarache/DEC/SESC/LSC, Saint Paul lèz Durance 13108 cedex

```

****calcul weak_coupling
***resolution
...
***coupled_resolution
**iteration n_iterations
***sub_problem pb_type pb_name
**transfer trans_type
*variable var_name
*file f_name
...
****return

```

où :

<i>n_iterations</i>	nombre d'itérations de la boucle de couplage,
<i>pb_type</i>	type de sous-problème (seul le type <i>fem</i> est défini),
<i>pb_name</i>	nom du sous-problème dont la mise en donnée est écrite dans <i>pb_name.inp</i> ,
<i>trans_type</i>	type de transfert ( <i>integ_integparam</i> , <i>integ_nodeparam</i> , <i>node_nodeparam</i> , <i>node_kinematic</i> ainsi que <u><i>post_node_nodeparam</i>, <i>post_node_integparam</i>, <i>post_var</i></u> ),
<i>var_name</i>	nom de la variable exportée,
<i>f_name</i>	nom des fichiers par lesquels la variable est échangée.

FIG. 1: Exemple de fichier de couplage

```

****calcul
...
***parameter
**changing var_name
*support
*file_base f_name
***bc
**pressure bset changing f_name
...
****return

```

où

<i>var_name</i>	nom de la variable,
<i>support</i>	support des variables sur le maillage (node, ip),
<i>f_name</i>	nom des fichiers dans lesquels ont été exportées les variables,
<i>bset</i>	nom de la surface sur laquelle on applique la pression.

FIG. 2: Exemple d'échanges dans un sous-problème de couplage

variables *n\_var1*, *n\_var2*, *p\_var1* et *p\_var2* aux lignes 4 et 5 entraînent automatiquement la déclaration de variables avec ces noms dans le programme défini ligne 6. Dans le premier cas (*node\_var*), il s'agit de vecteurs, de taille égale au nombre de nœuds du maillage et dans le second cas (*post\_var*), des doubles. Il est important de noter que les déclarations en tant que *post\_var* et *node\_var* dans ce fichier impliquent que les variables sont sauvegardées dans le fichier *restart* du problème de post-traitement. Celles-ci sont donc réinitialisées à la valeur du début de l'incrément lorsque l'on exécute plusieurs fois le sous-problème de post-traitement dans la boucle de couplage. Les lignes 7 à 15 sont elles aussi facultatives et permettent de définir dans le programme le temps, différents paramètres extérieurs ainsi que des tables.

```

1 ****calcul post
2 ***mesh
3 **file mesh_name.geof
4 ***node_var n_var1, n_var2, ...
5 ***post_var p_var1, p_var2, ...
6 ***program prog_name.z7p
7 ***resolution
8 **sequence
9 *time time
10 *increment n_increment
11 ***parameter
12 **changing p_name *support
13 *file_base f_name
14 ***table n_table
15 ...
16 ****return

```

FIG. 3: Exemple de calcul de post-traitement dans une boucle de couplage

### 3 Mise en application

On donne ici l'explication des différentes mises en données du problème de changement de phases solide-solide (fichiers *CalculThermZ7P.inp*). On définit les sous-problèmes, relatifs au couplage, dans *therm.inp* et *CPhase.inp* ainsi que le script en **Zlanguage** *CalculPhase.z7p*. Il est à noter que ce problème a déjà fait l'objet d'un calcul couplé thermo-mécanique où le calcul des différentes phases était géré dans le comportement mécanique grâce au pré-processeur **Zebfront**. Il ne s'agissait, en première approche, que de prendre en compte les effets thermiques associés au changement de phases solide-solide. En fait il s'agit d'un couplage thermique-métallurgie où l'on modélise dans un cylindre le changement de phase austénite-perlite. On applique une température initiale de 825°C, puis on la laisse décroître. Les chaleurs latentes des deux phases étant différentes, la transformation de phase s'accompagne d'une élévation de température, due au flux volumique dépendant de cette chaleur latente. On donne dans la figure 4 l'aperçu de ce phénomène en traçant les évolutions temporelles de la température et de la fraction volumique de perlite. Les données numériques nous ont été communiquées par l'Ecole des Mines de Nancy <sup>2</sup>

Dans notre exemple, la mise en données relative au couplage, doit indiquer (voir figure 5) le temps d'étude, le découpage en incréments (lignes 2-7), puis la liste des sous-problèmes (lignes 8-11 et lignes 12-18). En particulier dans le cas du sous-problème de type *post* qui calcule la fraction volumique de perlite, on transfère en tant que vecteur nodal (lignes 13 et 16) les variables  $z$  et  $dz$  (lignes 14 et 17) dans les fichiers respectifs *phase* et *dphase* (lignes 15 et 18). La mise en données des sous-problèmes, quant à elle, se fait dans les fichiers des figures 7 et 6. Pour le calcul thermique, on ne s'attarde que sur l'utilisation des transferts (lignes 14-15 et 19-22 de la figure 7). L'évolution du flux volumique se fera à l'aide du fichier *dphase* dont l'écriture est régie par le sous-problème *CPhase* (voir la figure 5 lignes 16-18).

Il est possible de post-traiter la variable  $z$  en même temps que les résultats du calcul thermique. Pour cela on définit aux lignes 19-22 un nouveau paramètre  $z$ , calculé aux nœuds, dont les valeurs se trouvent dans le fichier *phase* (également généré par le sous-problème *Cphase*. Voir les lignes 13-15 de la figure 5).

La mise en données du calcul de post-traitement est décrite dans la figure 6.

On définit à la ligne 4, trois variables  $z$  (fraction volumique de perlite), *germ* (temps de germination) et  $dz$  (incrément de  $z$ ). La ligne 5 fournit le nom du programme appelé pour le calcul. On donne aussi un paramètre extérieur (provenant du sous-problème thermique, figure 5 lignes 8-11) qui prend ses valeurs aux nœuds (ligne 11 figure 6) et dont les valeurs sont situées dans le fichier *TP* (ligne 12 figure 6). Notons que l'ordre de définition des paramètres (dans le cas où il y en a plusieurs) est important. C'est dans ce même ordre que le programme y aura

<sup>2</sup>E. Gautier, A. Simon, PTM87, Int. Conf. on Phase Transformations, Cambridge, 6-10 July 1987, The Institute of Metals, p451.

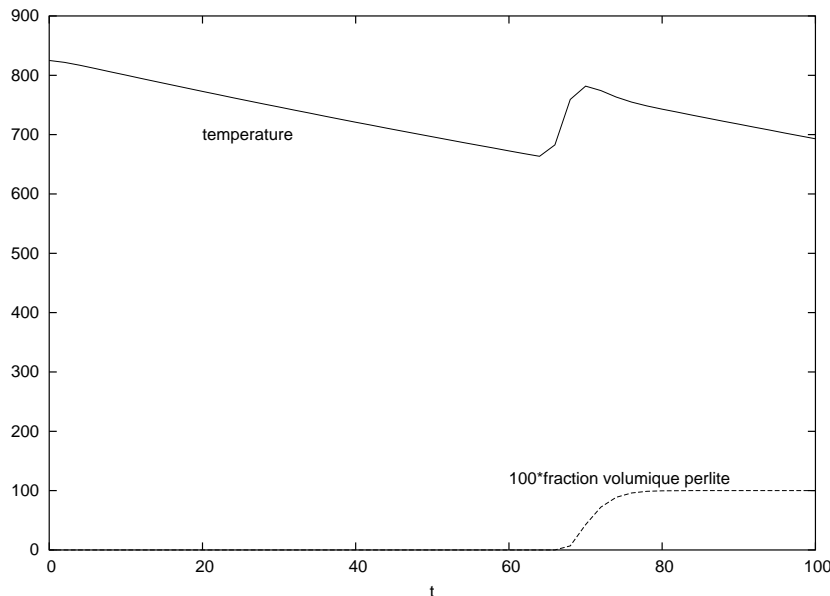


FIG. 4: Evolution temporelle : T, z

accès (voir figure 8 lignes 28 et 30).

On se penche maintenant sur le script en **Zlanguage** (se référer à la figure 8). Nous ne revenons pas sur la syntaxe du langage, détaillée dans le manuel du développeur, mais montrons les points importants pour l'utilisation d'un tel programme dans une boucle de couplage. Dans la première fonction *initialize()* (qui n'est exécutée qu'une fois au début du calcul couplé), on définit et on initialise les différentes variables. Celles définies en *global* pourront être utilisées dans tout le script. On n'a pas besoin de redéfinir ici les variables définies dans le fichier de mise en données pour les réinitialiser (ligne 4 de la figure 6). La fonction *main()*, autorise l'accès à des objets de **ZéBuLoN**, comme les vecteurs, le maillage ou des méthodes numériques (lignes 24-28, 34, ...). A la ligne 28, on accède aux valeurs nodales des paramètres extérieurs. Si on en avait déclaré plusieurs, on trouverait, dans le même ordre que défini dans le fichier de données, les composantes du vecteur  $v$ . Bien que dans cet exemple le nombre d'itérations de couplage est égal à 1, rappelons que toutes les variables  $z$ ,  $germ$  et  $dz$  sont comprises dans le fichier *restart* et qu'elles sont donc réinitialisées à leur valeur de début d'incrément à chaque itération du couplage.

## 4 Conclusion

Nous n'avons pas voulu ici décrire ni le **Zlanguage** ni des méthodes pour gérer le couplage faible de problèmes. Il s'agissait de montrer les nouvelles possibilités qu'offre **ZéBuLoN**. Celles-ci sont intéressantes pour le calcul de variables hors *thermique, mécanique et diffusion*. Comme l'a montré l'exemple ci-dessus, le **Zlanguage** permet l'accès aux objets internes du code, y compris aux méthodes numériques (résolution de systèmes différentiels, algèbre linéaire, ...); cela ouvre bien entendu de nouvelles perspectives aux calculs que l'on peut effectuer dans la boucle de couplage.

Dans certains cas, il peut être intéressant de comparer cette méthode (ne serait-ce qu'avec un nombre d'itérations de couplage égal à un) à un calcul effectué avec un *post\_iteration*.

Comme le montre l'exemple traité, il est donc possible de reproduire un calcul avec des valeurs de variables prises au temps présent et non au temps précédent.

Pour conclure, notons qu'il est désormais possible d'utiliser la commande *post\_iteration* de la même façon que *post\_increment* qui permet d'appeler un programme en **Zlanguage**. Suivant la nature du problème à résoudre (utilisation de paramètres externes, de paramètres globaux, ...), il est plus avantageux de choisir l'une ou l'autre de ces possibilités.

```
1 ****calcul weak_coupling
2 ***resolution
3 **sequence
4 *time 100.
5 *increment 50
6 ***coupled_resolution
7 **iteration 1
8 ***sub_problem fem therm
9 **transfer node_nodeparam
10 *variable TP
11 *file TP
12 ***sub_problem fem CPhase
13 **transfer post_node_nodeparam
14 *variable z
15 *file phase
16 **transfer post_node_nodeparam
17 *variable dz
18 *file dphase
19 ****return
```

FIG. 5: Fichier de données du couplage

```
1 ****calcul post
2 ***mesh
3 **file 1Dcylindre.geof
4 ***node_var z,germ,dz
5 ***program CalculPhase.z7p
6 ***resolution
7 **sequence
8 *time 100.
9 *increment 10
10 ***parameter
11 **changing temperature *node
12 *file_base TP
13 ****return
```

FIG. 6: Fichier de données du post



```
1 ****calcul thermal_transient
2 ***mesh
3 **file 1Dcylindre.geof
4 ***resolution
5 **sequence
5 *time 100.
7 *increment 50
8 *iteration 10
9 *ratio 0.0001
10 *algorithm p1p2p3
11 ***init_dof_value
12 TP uniform 825.
13 ***bc
14 **fluvol_in_file ALL_ELEMENT
15 6.e8 dphase
16 **fluconv exte
17 h 90.
18 Te 20. Te
19 ***parameter
20 **changing z
21 *node
22 *file_base phase
23 ***material
24 *file therm.inp
25 ***table
26 **name Te
27 *time 0. 300.
28 *value 1. 1.
29 ***output
30 **save_parameter
31 **curve CalculThermZ7P.test
32 *node_var 1 TP z
33 *node_var 26 TP z
34 ****return
35 ***behavior thermal
36 **conductivity isotropic
37 k 50.
38 ***coefficient
39 capacity 5.e6
40 ***return
```

FIG. 7: Fichier de données du thermique

```
1 void initialize()
24 set.set(mesh.find_nset("ALL_NODE"));
27 for(i=0 ;i<sz ;i=i+1) {
28 v=set[i].get_param_ini() ; Tini=v[0] ;
30 v=set[i].get_param() ; Tend=v[0] ;
32 vint[1]=germ[i] ; vint[0]=z[i] ;
34 runge.xintegrate(derivative,Time_ini,Time,dvint,vint) ;
35 z[i]=vint[0] ; dz[i]=dvint[0] ; germ[i]=vint[1] ; } }
38 void derivative(double time, VECTOR chi, VECTOR dchi)
39 { ...
47 }
48 dchi[1]=1./tau_g ;
49 if(chi[1]>1.0) {
50 if(chi[0]>(1.0-eps)) dchi[0]=0. ;
51 else {
53 tempo=(-1.*log(1.-chi[0]))^(nd-1.)/nd ;
54 dchi[0]=(nd/taud)*(1.-chi[0])*tempo ; } }
55 else dchi[0]=0. ; }
```

FIG. 8: Fichier du script en **Zlanguage**

# Modélisation tridimensionnelle du serrage d'une vis dans un écrou

Mohammed CHEIKH, Valérie MOUNOURY

Ecole des Mines de Paris, Centre des Matériaux Pierre-Marie Fourt, B.P. 87, 91003 Evry cedex France.

## 1 Introduction

On se propose de modéliser le serrage d'une vis dans son écrou. Nous allons montrer que (i) le maillage est réalisé facilement à l'aide des outils ZéBuLoN, (ii) le calcul de double contact nécessaire abouti bien à l'allongement de la vis.

## 2 Le maillage

Dans le numéro 13 de la Gazette ZéBuLoN, nous avons illustré l'utilisation des outils de maillage tridimensionnel par le maillage d'une portion de tube percée. Dans cette ancienne version de ZéBuLoN, les outils nécessaires étaient indépendants les uns des autres, et leur utilisation nécessitait autant d'appels (`z7dao`, `z7m3d`, `z7symétrie`, `z7union`, ...).

Depuis ZéBuLoN a évolué : tous ces outils ont été intégrés dans un seul programme et les opérations de création de géométries et de maillages peuvent être activées via l'interface **Zmaster**, présenté dans le numéro 15 de la Gazette.

## 3 L'écrou et le corps de la vis

Ces deux parties sont traitées simultanément car :

- d'une part, il est préférable de créer les deux profils dans le même fichier de façon à assurer leur bon positionnement relatif (la figure 3 montre les profils et les maillages 2D générés),
- d'autre part, les deux profils doivent subir la même transformation géométrique : d'abord une rotation autour de l'axe X, d'un angle légèrement inférieur à 360 degrés, pour éviter le collage des deux faces, puis un glissement graduel le long de cet axe de façon à obtenir en fin de rotation un décalage d'un cran du filetage. Ainsi, les faces sont recollées et leurs nœuds coïncidents (figure 3).

```

**sweep
*elset ALL_ELEMENT
*angle -359.9999
*num 12
*axis (1. 0. 0.)
*center (0. 0. 0.)
**function
*function_def p:=1.75;
*function_def vpi:=3.1415926;
*function_def y2:= y+0.01;
*function_def z2:= z+0.01;
*function_def theta:=((y>=0.0)*(z>=0.0))*(abs(atan(z2(z)/y2(y)))+2*vpi) +
((y<0.0)*(z>=0.0))*(abs(atan(y2(y)/z2(z)))+vpi/2.) +
((y<0.0)*(z<=0.0))*(abs(atan(z2(z)/y2(y)))+vpi) +
((y>0.0)*(z<=0.0))*(abs(atan(y2(y)/z2(z)))+3.*vpi/2.);
*function_def X:=(((theta(z,y)*p)/(2*vpi))+x);
*xtrans X(x,y,z);
**fuse_nset
*tolerance .1

```

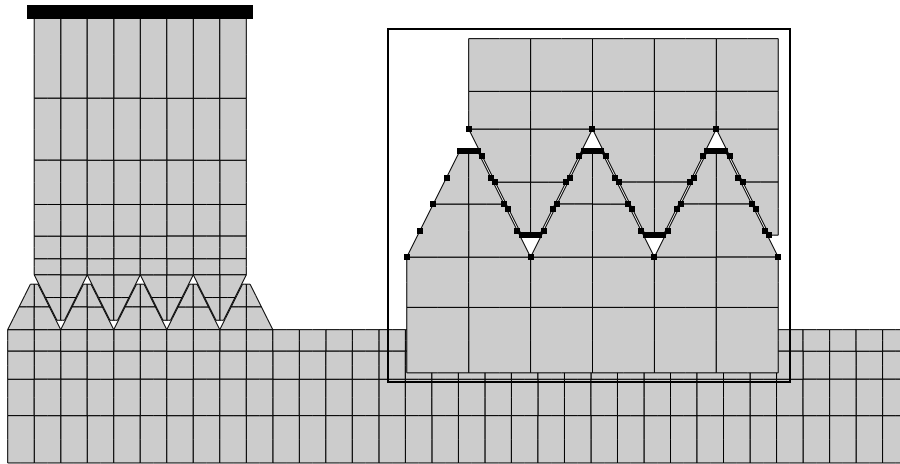


FIG. 1: Maillage 2D de l'écrou et de la vis

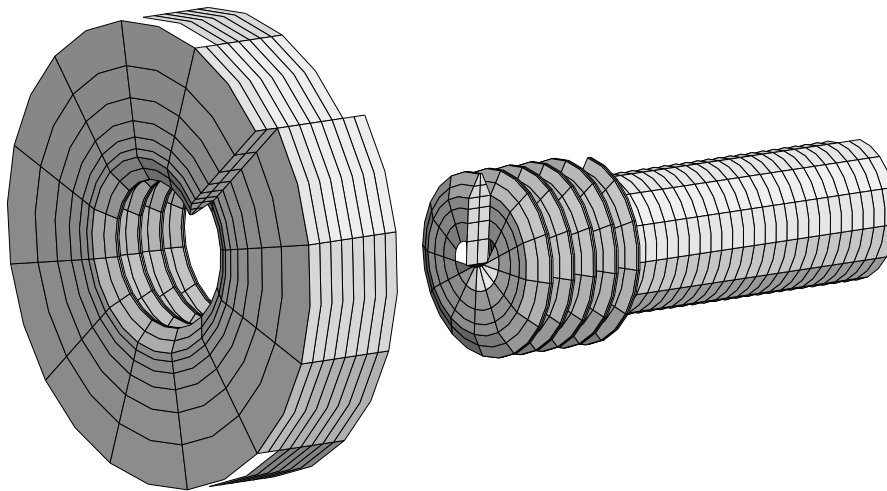


FIG. 2: Maillage 3D de l'écrou et de la vis

la tête de la vis

Du fait de la transformation géométrique, l'extrémité de la vis n'est plus plane. Il faut donc intercaler une petite pièce complémentaire entre le corps et la tête de la vis. La figure 3 montre les trois parties qui composent la vis avant le collage. La pièce complémentaire est réalisée par transformation géométrique d'un prisme :

```

**function
*function_def pi:=3.1415926;
*function_def theta:=pi/2. + z/4.5;
*ytrans y*sin(theta(z));
*ztrans y*cos(theta(z));

```

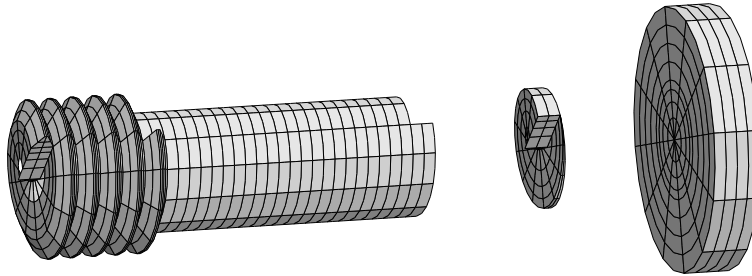


FIG. 3: Assemblage des trois parties de la vis

## 4 Remarques importantes

Dans cet exemple, il faut apporter un soin particulier aux opérations d'union. En effet, les nœuds étant positionnés par transformation géométrique, le collage des nœuds coïncidents peut échouer pour des problèmes de précision numérique. Il est donc conseillé de vérifier le nombre de nœuds supprimés après chaque opération de ce type. En cas d'échec, il faut jouer sur la valeur du paramètre **\*tolerance**.

Dans tout problème éléments finis, il faut, dès la modélisation, avoir une idée précise du calcul qui suivra, de façon à créer les ensembles nécessaires à l'application des conditions aux limites. Les transformations géométriques et topologiques maintiennent, et, le cas échéant, étendent automatiquement les ensembles pré-existants. On voit sur la figure 3 que les ensembles (**nset**) pour le blocage de l'écrou sur sa surface extérieure et la définition des zones de contact au niveau du filetage existent déjà sur les profils 2D.

## 5 La mise en données du calcul

On retrouve, dans le fichier de mise en données, les commandes classiques d'un calcul de structure mécanique. Pour prendre en compte correctement les conditions de rotation imposées, le problème est modélisé avec des éléments en grands déplacements.

Pour ce qui concerne les conditions aux limites, l'écrou est bloqué suivant les trois axes, et la tête de la vis suivant 1.

Le mouvement de rotation (autour de l'axe 1) est imposé sur la tête de la vis.

Le contact entre le filetage de la vis et le taraudage de l'écrou permet à ce dernier d'entraîner la vis dans un déplacement suivant l'axe 1 (l'axe de la vis).

La figure 5 présente le modèle du matériau utilisé. Il s'agit d'un modèle élastoplastique avec une élasticité isotrope et un comportement plastique avec un écrouissage nonlinéaire.

A noter l'option **auto\_step**, qui renvoie au bloc **stepping\_controls**. Il s'agit d'une aide à la convergence locale (points d'intégration), associée à l'algorithme **theta\_method**. Les lignes suivantes se lisent comme un **automatic\_time**, **\*limit** donnant le nom et la valeur locale sur laquelle on indique la précision recherchée.

```
****calcul mechanical
***file_management
**max_nb_dof 100000000
***linear_solver sparse_direct
***mesh
  updated_lagrangian
**file TOTAL-ren.geof
***table
**name tabl
*time 0. 180.
*value 0. 180.
***resolution newton
**sequence 1
*ratio absolu .5
*time 180.
*iteration 8
*increment 100
*algorithm plp2p3
**automatic_time by_sequence global 7
  %*max_dtime 0.05
  *divergence 2.0 10
  *security 2.
  *min_dtime 0.0001
***bc
**impose_nodal_dof
  limite_ecrou U2 0.
  limite_ecrou U1 0.
  limite_ecrou U3 0.
  appui_tete U1 0.
**rotation
  tete (1. 0. 0.) (0. 0. 0.) 2. tabl
***contact
**conv 1.e-3 50 1.e-05
**solve_method direct
**zone normal
  impactor filetage
  target taraudage
  behavior_coeff
    friction 0.08
  warning_distance 0.1
***material
  file vis_larg_def.mat
  integration theta_method_a 1. 1.e-8 100
****return
```

FIG. 4: *Fichier de mise en données*

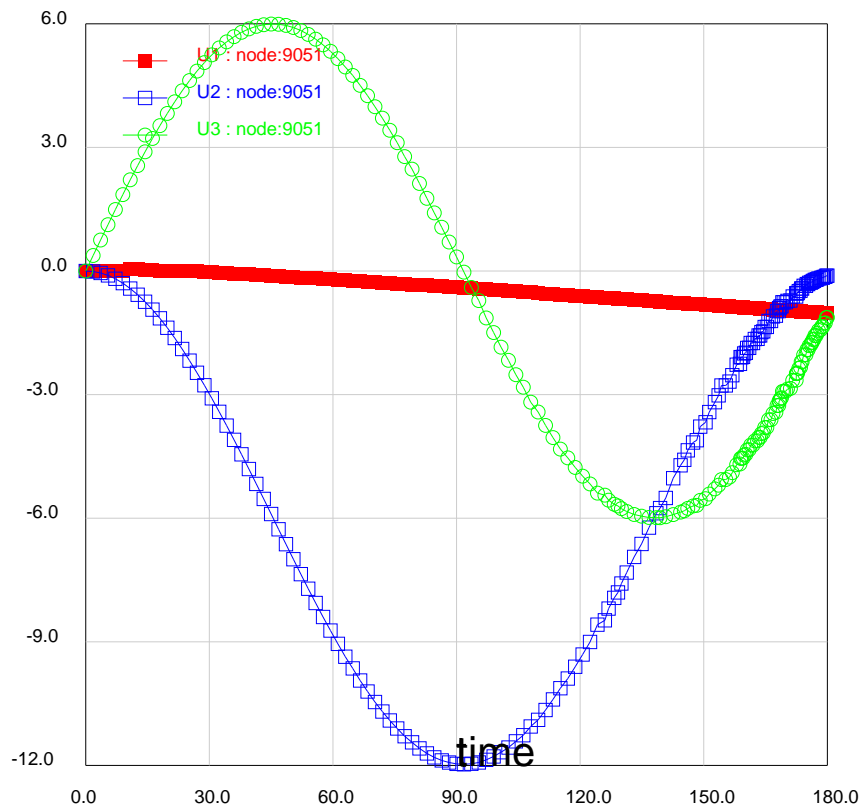
```
***behavior gen_evp lagrange_rotate auto_step
**elasticity isotropic
young      200000.
poisson    0.3
**potential gen_evp ev
*criterion mises
*isotropic nonlinear
R0      700.
Q       300.
b       100.
***return
***stepping_controls
*divergence 5. 50
*min_dtime 1.e-3
*limit evcum 1.e-3
***return
```

FIG. 5: *Fichier de données matériaux.*

## 6 Résultats

Nous présentons sur la figure 6 le mouvement de l'un des nœuds de la pointe de la vis au cours du temps ; la vis effectue un tour complet (mouvements selon 2 et 3) et s'allonge suivant 1.

L'isovaleur de la contrainte de Mises (7) montre, conformément à un résultat expérimental obtenu dans nos laboratoires, que la vis plastifie au niveau de son corps et sur les premiers filets, dès le premier quart de tour.



quadU.ps

FIG. 6: Mouvement de la pointe de vis au cours du temps



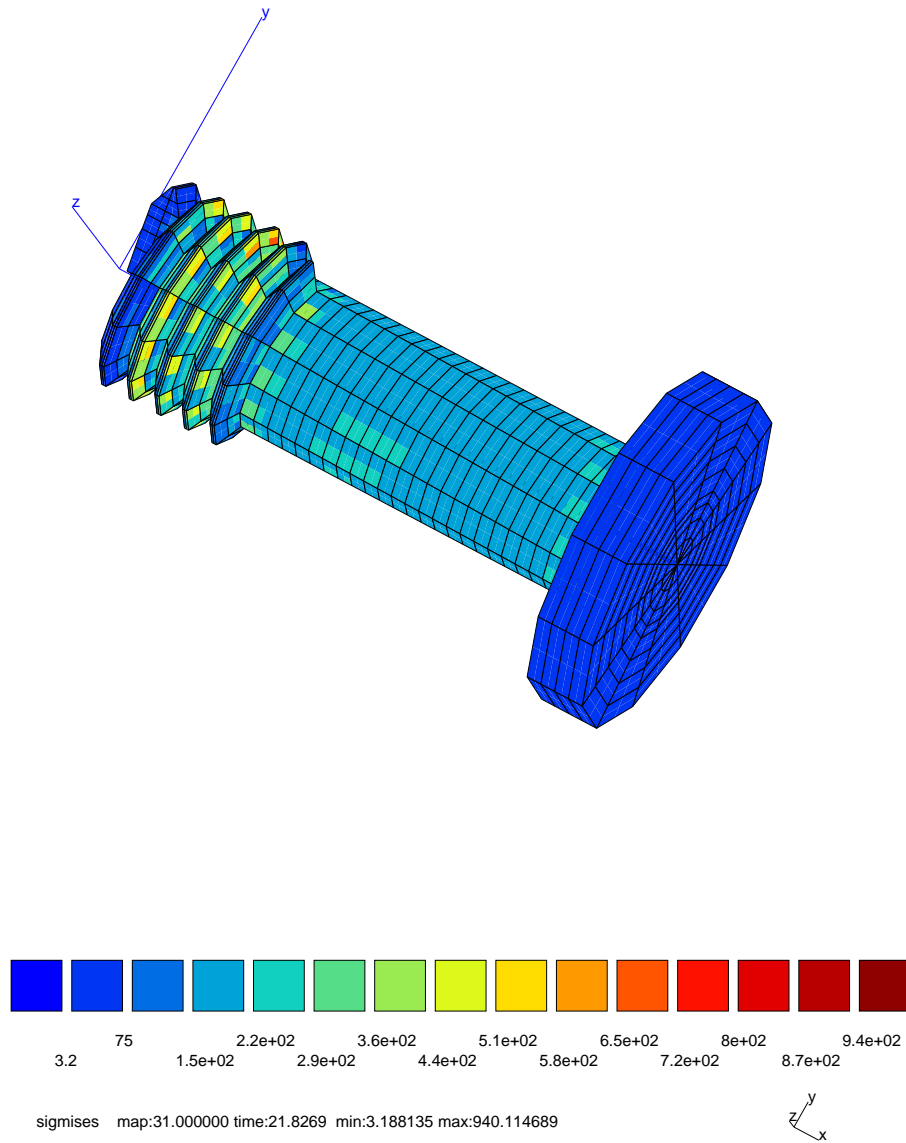


FIG. 7: Distribution des contraintes de Von Mises

# C'EST ECRIT...

\*\*\*\*\*

## **Back stress evolution and iso-volume fraction lines in a Cr-Ni-Mo-Al-Ti maraging steel in the process of martensitic transformation**

K. Nagayama(1), T. Terasaki(1), S. Goto(1), K. Tanaka(1), T. Antretter(2), F.D. Fischer(2),  
G. Cailletaud(3), F. Azzouz (3)

(1) Department of Aerospace Engineering, Tokyo Metropolitan Institute of Technology, Asahigaoka 6-6,  
J-191-0065 Hino/Tokyo, Japan

(2) Institut für Mechanik, Montanuniversität Leoben, Leoben, Austria

(3) Centre des Matériaux, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, EVRY CEDEX, FRANCE

The quantitative identification of the back stress evolution is carried out for a Cr-Ni-Mo-Al-Ti maraging steel in the process of martensitic transformation under thermomechanical loading conditions. The evolution depends on the direction of the applied stress : tensile, compressive or shear. The iso-volume fraction lines (the iso- $\xi$  lines) are determined between the transformation-start and -finish lines on the applied stress-temperature plane. The iso- $\xi$  lines are composed of a tensile-branch and a compressive-branch, each of which is parallel to the martensite-start line. The interaction point of the tensile- and compressive-branches of the iso- $\xi$  line shifts to the direction of the back stress evolution. The almost hold stress-independent martensite-finish line, identified in a previous paper (Mater. Sci. Eng. A308 (2001) 25) is proved to be attributed to the back stress evolution.

Référence : Mater. Sci. Eng. A336 (2002) 30-38

## **Numerical modeling of Charpy V-notch tests**

B. Tanguy, J. Besson, R. Piques, A. Pineau

Ecole des Mines de Paris, Centre des Matériaux, UMR CNRS 7633, BP87, 91003 EVRY CEDEX, France

The objective of this paper is to propose a numerical simulation of the Charpy V-notch test in the ductile-brittle transition regime. The material (A508 steel) is described using models to represent : (i) the viscoplastic temperature dependent behavior of the undamaged materials, (ii) crack initiation and growth caused by ductile damage, (iii) brittle cleavage fracture. The model of ductile damage is based on the Rousselier model modified to account for viscoplasticity and temperature changes. Cleavage fracture is described using the Beremin model. Finite element calculations are carried out to simulate ductile crack growth in the specimens. These calculations are then post-processed to determine the failure probability as a function of the Charpy fracture energy for temperatures between -165°C and 0°C.

Référence : From Charpy to Present Impact Testing, D. François and A. Pineau (Eds.), 2002 Elsevier Scirnces Ltd. and ESIS.

## **Material Crystal Plasticity and Deformation Twinning**

S. Forest, R. Parisot

Ecole des Mines de Paris/CNRS, Centre des Matériaux/UMR 7633, BP87, 91003 EVRY CEDEX, France

In classical crystal plasticity, the lattice orientation is unchanged from the reference configuration to the local intermediate plastically deformed configuration. Material crystal plasticity corresponds to a different irreversible process by which lattice rotates together with material lines between reference and intermediate configurations. Deformation twinning is an example of material plasticity. A continuum model for mechanical twinning of single crystals is presented in this work. Twin formation is regarded as an unstable localization phenomenon, followed by twin front propagation. Finite element simulations are provided showing the twinning and untwinning of a single crystal under cyclic loading, the development of twins at a crack tip, and lastly the formation of twin networks in a coating on an elastic substrate.

Référence : Rend. Sem. Mat. Univ. Pol. Torino, Vol 58,1,pp.99-111,2000

**Comparison of Oxidation-Growth Stresses in NiO Film Measured  
by Deflection and Calculated Using Creep Analysis or Finite-Element Modeling**

A.M. Huntz(1), G. Calvarin Amiri(1), H. E. Evans(2), G. Cailletaud(3)

(1) LEMHE, CNRS UMR 8647, Université Paris XI, 91405 Orsay, France.

(2) School of Metallurgy and Materials, The University of Birmingham B15 2TT, UK

(3) ENSMP, Centre des Matériaux, UMR CNRS 7633, BP87, 91003 EVRY CEDEX, France

An attempt was made to determine the strain and the stresses generated by the growth of an oxide film using several approaches : an experimental one by means of deflection tests and modeling using either a recently developed creep analysis or a finite-element simulation. A new deflection apparatus was developed and NiO growth studied during the early stages of oxidation of a Ni<sub>80</sub>Cr<sub>20</sub> alloy at 900°C, since many microstructural, kinetics and mechanical data are available for this system. The comparison of experiments and modeling indicate that the oxide layers are mostly subjected to compressive stresses when NiO is growing and the stress level and evolution clearly show that viscoplastic strain occurs in both the substrate and the oxide during oxidation. The comparison between the two modeling approaches with experiments leads to good agreement and suggests that the compressive-growth stresses derive from the lateral expansion of the fraction of new oxide that is formed within the oxide layer.  
Référence : Oxidation of Metals, Vol.57, Nos. 5/6, June 2002

**Finite-Element Calculations of the Lattice Rotation Field of a Tensile-Loaded Nickel-Based Alloy  
Multicrystal and Comparison with Topographical X-Ray Diffraction Measurements**

F. Eberl(1), S. Forest(2), T. Wroblewski(3), G. Cailletaud(2) and J.L. Lebrun(4)

(1) Pechiney-CRV, 38340 Voreppe, France

(2) ENSMP, Centre des Matériaux, UMR CNRS 7633, BP87, 91003 EVRY CEDEX, France

(3) DESY-HASYLAB, D-22603 Hamburg, Germany

(4) LPMI, ENSAM, 49100 Angers, France

A new experimental measurement technique using synchrotron radiation is applied to determine the curvature of the crystallographic lattice within a grain of a multicrystalline specimen after uniaxial tensile loading. The experimental results are compared to a three-dimensional finite-element model, which is based on a classical crystal-plasticity law. The model takes the entire microstructure of the multicrystal into account. A small-strain and small-rotation formalism allows calculation of the orientation matrix at each integration point for each deformation step. A good agreement of the experimental and numerical data has been found. The experimental technique is based on image-data processing. The development of data-treatment algorithms allows distinction to be made between the regular crystallographic curvature and the random mosaic distribution always present in polycrystalline materials.

Référence : Met. and Mat. transactions A., Vol.33A, sept 2002 pp2825-2833

**Cosserat Media**

S. Forest

ENSMP, Centre des Matériaux, UMR CNRS 7633, BP87, 91003 EVRY CEDEX, France

Conventional continuum mechanics approaches cannot incorporate any intrinsic material length scale. However real materials often have a number of important length scales, which must be included in any realistic model (e.g., grains, particles, fibers, and cellular structures). So-called nonlocal theories can be used to account for size effects in the mechanical behavior of materials. The departure from local theories begins with the Cosserat continuum. A Cosserat (or micropolar) medium is a continuous collection of particles that behave like rigid bodies. Accordingly, each material point is endowed with translational and rotational degrees of freedom, that describe its displacement and the rotation of an underlying microstructure. The material may then oppose couple stresses to the development of curvature i.e., gradient of microrotation. Although the idea of introducing couple stresses in the continuum modeling of solids goes back to Voigt and the Cosserat brothers (1909), the mechanics of generalized continua really culminated in the late 1950s and 1960s (Kröner 1968). The recent renewal of Cosserat mechanics is due,

on the one hand, to the dramatic increase of computational capabilities and, on the other hand, to the development of local strain field measurement methods (Bertram and Sidoroff 1998). For, Cosserat effects can arise only if the material is subjected to nonhomogeneous straining conditions.

Référence : S.Forest. Cosserat Media. In K.H.J.Buschow, R.W.Cahn, M.C.Flemings, B.Ilschner, E.J. Kramer. and S.Mahajan, editors, *Encyclopedia of Materials : Science and Technology*. Elsevier, 2001

### **Static reanalysis of discrete elastic structures with reflexive inverse**

M. Cheik(1), A. Loredo(2)

(1) ENSMP, Centre des Matériaux, UMR CNRS 7633, BP87, 91003 EVRY CEDEX, France.

(2) Institut Supérieur de l'Automobile et du Transport, ISAT, 49 rue Mademoiselle Bourgeois, BP 31, 58027 Nevers Cedex, France.

This paper presents a direct method for the static reanalysis of structures. We use the concept of the reflexive inverse in the sense of Moore-Penrose generalized inverse to express a general solution of discrete systems without any boundary condition. We use a simple decomposition of the stiffness matrix to avoid its inversion. We give a comparison of the processing time of this method with the duration of a complete analysis with finite elements. The reanalysis of the stiffness is based on the mixed conditions linking displacements and related efforts. In the second part we concentrate on this reanalysis and we give as an application the reanalysis of the geometry and the reanalysis for mesh refining.

This method is general, enabling the reanalysis of structures with variation of the boundary conditions in loading and displacement. It also enables reanalysis of the structural stiffness and makes it possible to add or remove structural elements. It can easily be applied to the study of nonlinear behavior (case of damaging, plasticity, nonlinear elasticity...)

Référence : Elsevier - Applied Mathematical Modelling 26 (2002) 877-891

### **Distribution of normal stress at grain boundaries in multicrystals : application to an intergranular damage modeling.**

O. Diard(1), S. Leclercq(2), G. Rousselier(2), G. Cailletaud(1)

(1) ENSMP, Centre des Matériaux, UMR CNRS 7633, BP87, 91003 EVRY CEDEX, France.

(2) Electricité de France, Division R&D, 77818 Morets sur Loing, France.

Under transient power conditions in pressurized water reactor, zircaloy-4 fuel claddings are possibly submitted to stress corrosion cracking by volatile fission products. The localization of stress and strain in the inner surface of the cladding and the local aspects of the damage phenomena incite to consider a modeling at the granular scale. At this scale, the behavior of multicrystals is described by a crystal plasticity model including the local orientation of each grain and the Zy-4 slip-system families. Representative microstructures are meshed (2D and 3D) in order to evaluate intergranular but also intragranular heterogeneities of the stress and strain fields. Large strain heterogeneities appear due to deformation incompatibilities between grains, which induce over-stresses at the grain boundaries. 3D computations of multicrystalline aggregates are performed in order to compute the distribution of the normal stresses at the grain boundaries with respect to the angle between the load direction and the normal to the grain boundary. Effects of neighborhood is evaluated. In addition, an intergranular damage model is proposed. The formulation of this model is based on a decomposition of the strength at grain boundaries into normal and shear components. Finally, results on 2D aggregates are presented and show examples of anisotropic damage patterns.

Référence : Elsevier - Computational Materials Science 25 (2002) 73-84

**An extension of the Rousselier model to viscoplastic temperature dependent materials**

B. Tanguy, J. Besson

ENSMP, Centre des Matériaux, UMR CNRS 7633, BP87, 91003 EVRY CEDEX, France.

The Rousselier model has been used in the literature to model ductile failure of plastic materials. An extension of the Rousselier model to account for strain rate and temperature dependence is proposed in this work. The model is based on the definition of an effective scalar stress which depends on the porosity. Tests carried out on tensile round notched bars are used to validate the model after which it is applied to simulate the Charpy test.

Référence : International Journal of Fracture **116** : 81-101,2002

**An extension of the Green and Gurson models to kinematic hardening**

J. Besson(1), C. Guillemer-Neel(2)

(1) ENSMP, Centre des Matériaux, UMR CNRS 7633, BP87, 91003 EVRY CEDEX, France.

(2) Laboratoire Roberval, UMR CNRS, Equipe Mécanique, UTC, BP20-529, 60205 Compiègne cedex, France.

The Green and Gurson models are extended in order to describe kinematic hardening. The extension is based on the definition of an effective stress accounting for both shear and hydrostatic stresses. It is shown that both models fit into the thermodynamical framework proposed by Lemaitre and Chaboche. The predictions of the extended Gurson model are in agreement with unit cell calculations. The model is then applied to simulate the monotonic failure of smooth tensile bars and the cyclic failure of notched and cracked bars.

Référence : Elsevier - Mechanics of Materials 35 (2003) 1 -18

**Introduction au calcul de microstructures****Elements of microstructural mechanics**

S. Forest(1), G. Cailletaud(1), D. Jeulin(2), F. Feyel(1,3), I. Galliet(1), V. Mounoury(1), S. Quilici(1)

(1) ENSMP, Centre des Matériaux, UMR CNRS 7633, BP87, 91003 EVRY CEDEX, France.

(2) ENSMP, Centre de morphologie mathématique, 35 rue Saint-Honoré, 77305 Fontainebleau, France.

(3) ONERA DMSE/LCME, 22 avenue de la Division Leclerc, BP 72, 92322 Châtillon cedex, France.

Microstructural mechanics combines the computational methods of structural mechanics and materials sciences. It is dedicated to the mechanics of heterogeneous materials. On the one hand, it can be used to compute industrial components for which the size of the heterogeneities is of the order of magnitude of the size of the structure itself or of holes or notches. On the other hand, the computation of Representative Volume Elements of heterogeneous materials enables one to predict the influence of phase morphology and distribution on the linear or nonlinear effective properties, having in view microstructure optimization. Such computations provide the local stress-strain fields that can be used to predict damage or crack initiation. This work focuses on the modern tools available for reconstructing realistic three-dimensional microstructures and for computing them, including parallel computing. The choice of the local nonlinear constitutive equations and the difficulty of identification of the corresponding parameters remain the weak link in the methodology. The main example detailed in this work deals with polycrystalline plasticity and illustrates the tremendous heterogeneity of local stress and strain, and the effect of grain boundary or free surfaces. Other examples are given regarding two-phase materials, metal foams and metal coatings.

Référence : Elsevier - Mécanique & Industries 3 (2002) 439-456

# LE CLUB

\*\*\*\*\*

## COMPTE-RENDU DE LA REUNION DE DECEMBRE 2002

La réunion comportait 4 exposés, chacun suivi d'une discussion nourrie.

C'est Samuel Forest du Centre des Matériaux qui nous a tout d'abord présenté les travaux effectués par Jean Sébastien Blazy dans le cadre de sa thèse "Comportement mécanique des mousses d'Aluminium". Cette thèse devrait être soutenue en avril 2003, je vous invite donc à y assister. Ces travaux feront l'objet d'un article dans un prochain numéro de la Gazette.

Nicolas Carrere (ONERA), puis Arjen Roos (ONERA) ont ensuite illustré le module multimat développé récemment sur deux types de matériaux, au travers de leur exposé commun "Application des outils Multimat aux calculs de polycristaux et de structures composites."

Multimat est un nouvel outil de Zset, qui permet la prise en compte des paramètres matériaux à différents niveaux, classiquement macro-meso-micro, mais plus complexes si nécessaire. Le dépouillement est possible à chacun des niveaux désignés. La relation macro→micro est donnée par la règle de localisation, (Transformation Field Analysis, TFA, basé sur la connaissance de deux tenseurs appelés tenseurs de localisation et d'influence), la transformation micro→macro passe par l'étape de l'homogénéisation. Deux exemples sont présentés : un composite à matrice métallique puis un stratifié composite à matrice organique. Nicolas Carrere utilise un composite SiC/Ti. Le Volume Elementaire Représentatif (VER) est constitué d'une fibre dans une portion de matrice, c'est à dire de deux sous volumes. Le comportement du composite est décrit en utilisant l'approche TFA (calcul des tenseurs par la méthode de Mori-Tanaka). Le comportement du VER est donc construit à partir de ceux des sous volumes. L'outil nécessaire pour le calcul des tenseurs de localisation et d'influence a été implémenté à cette occasion. Finalement le calcul complet d'un disque de turbine renforcé localement par un composite SiC/Ti est présenté.

Dans le stratifié CMO, le changement d'échelle se fait avec la méthode TFA. Les trois niveaux considérés sont le VER (micro), le pli (meso), l'empilement de pli (macro). Dans un calcul sur panneau raidi en 3D, les résultats dépouillés au niveau micro montrent une déformation anélastique, non visible au niveau macro.

Arjen Roos nous présente ensuite un polycristal, le TiAl. Matériau bien connu, sa microstructure est assez complexe. A température ambiante, les principales phases cristallographiques présentes sont les phases  $\gamma$  et  $\alpha_2$ . La phase  $\gamma$  est de structure  $L1_0$  avec une tétragonalité très voisine de l'unité. Dans cette structure, que l'on peut considérer comme CFC, on observe des dislocations ordinaires, des superdislocations et des macles. La phase  $\alpha_2$  est de structure  $DO_{19}$  en réseau hexagonal. Les systèmes de déformation sont les dislocations sur le plan basal, les prismatiques et les pyramidales.

Ces phases cristallographiques se manifestent dans trois types de grains : des grains monophasés  $\gamma$ , des grains monophasés  $\alpha_2$ , et des grains lamellaires ( $\alpha_2 + \gamma$ ). Les grains lamellaires consistent en des lamelles très fines (épaisseur  $< 1\mu\text{m}$ ). A leur tour, les lamelles  $\gamma$  consistent en des domaines orientés suivant une des six relations d'orientation possibles. Les plans d'habitat des lamelles sont toujours parallèles au plan basal du phase  $\alpha_2$ . Du à l'effet Hall-Petch, les systèmes de glissement orientés parallèlement au plan d'habitat se comportent d'une manière différente que des autres.

Les microstructures se divisent en quatre classes générales. La première, Near Gamma (NG), contient majoritairement des grains monophasés  $\gamma$  avec des petits grains monophasés  $\alpha_2$  à leurs points triples. La deuxième, Duplex, contient des grains monophasés  $\gamma$  et des grains lamellaires, avec des fractions volumiques et des tailles à peu près identiques. La troisième, Near Lamellar (NL), contient presque entièrement des grains lamellaires, mais encore quelques grains  $\gamma$ . Finalement, la structure Fully Lamellar (FL) correspond à de très gros grains lamellaires.

Les microstructures étant établies, les échelles mises en jeu dans la modélisation s'imposent d'une manière naturelle. L'échelle micro est définie comme l'échelle dans chaque domaine ou lamelle du grain lamellaire. L'échelle meso est l'échelle d'un grain entier, c.a.d. l'échelle d'un grain  $\alpha_2$ ,  $\gamma$  ou lamellaire. C'est à ce niveau

aussi que l'on définit les orientations et répartitions des grains, par exemple s'il s'agit d'une microstructure NG, Duplex, NL ou FL. L'échelle macro se situe au niveau d'un point de Gauss dans un calcul de structure. Pour le passage meso→micro, on se place dans le cadre d'une approximation périodique de l'assemblage de lamelles, incluant les lois de plasticité cristalline pour décrire l'évolution de la plasticité sous l'action des contraintes locales. L'approche adoptée découle de la méthode de l'Ecole Polytechnique. Ce modèle correspond à une configuration de sept couches parallèles (1 lamelle de  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al et 6 domaines orientés de  $\gamma$ -TiAl). Un système analytique d'équations linéaires pour obtenir les contraintes locales peut être écrit en utilisant les relations de continuité des contraintes et déformations entre les lamelles, la loi de Hooke et les conditions macroscopiques. Ce système s'inscrit rigoureusement dans l'approche TFA.

Pour le passage meso→micro, on admet l'approximation auto-cohérente qui consiste, dans la règle de localisation, à considérer que chaque grain est plongé dans le MHE (Milieu Homogène Equivalent), moyenne de l'ensemble des grains de l'agrégat. Comme précédemment, on se place dans l'approximation TFA. Dans le cas où les grains peuvent être représentés par des sphères (c.a.d. distribution spatiale des grains homogène et isotrope) et en élasticité isotrope, TFA auto-cohérent se réduit rigoureusement au schéma de Kröner.

Ces deux passages, implantés dans MultiMat, sont ensuite mis en oeuvre. Arjen montre comment les activer, avec des exemples de fichiers d'entrée et les résultats de ses calculs.

Venu spécialement de Londres, Esteban Busso (Imperial College of London) nous a présenté son exposé "Sur l'implémentation numérique des lois de comportements à potentiels multiples".

Cette présentation s'est articulée autour de trois points ; i) le rôle joué par l'énergie de dissipation dans la sélection des systèmes de glissements ii) du rappel thermodynamique généralisé pour la viscoplasticité cristalline iii) l'influence des chemins de chargements multiaxiaux dans les modèles standards de comportement monocristallins.

Dans les monocristaux, les surfaces de charge obtenues sous chargement multiaxial, dépendent des systèmes de glissements activés et de l'orientation relative des contraintes appliquées (en tenant compte des axes cristallographiques). La forme des coins de ces surfaces est fortement liée à l'amplitude et à la direction de l'écoulement plastique. Pour le comportement indépendant du temps, la surface de charge du monocristal comporte des points singuliers, où la définition de la normalité n'est pas unique. Pour les monocristaux, où le comportement est dépendant du temps, la normalité sera définie par rapport à la fonction viscoplastique.

La sélection des systèmes de glissement s'appuie sur la maximisation du travail plastique (Généralisation de Taylor). Après quelques rappels de la formulation thermodynamique de la plasticité cristalline, E. Busso présente quatre modèles classiques de monocristaux. Pour les utiliser sous sollicitations multiaxiales, E. Busso pense utiliser les éléments "rve" présents dans Zset, c'est pourquoi ces modèles seront implantés dans ce code.

La comparaison a été faite entre les codes ABAQUS et ZéBuLoN. Les modes de résolution entre les deux codes sont sensiblement différents, et, dans les problèmes couplés, la préférence ira alors au code ZéBuLoN, qui, lui, initialise la matrice tangente AVANT les autres variables.

Les formulations utilisées dans les quatre modèles existants sont comparées. Leur calibration est faite pour un cubique face centrées, dans un régime quasi-indépendant de la vitesse.

Les effets de chemins de chargements multiaxiaux sont présentés, ainsi que l'importance de l'écrouissage latent dans l'activation des systèmes de glissement. Les chargements biaxiaux normaux, pour des rapports de modules imposés, ne différencient pas les modèles. Par contre, des chargements biaxiaux combinant contraintes normales et de cisaillement, ont montré une différence importante entre la réponse des modèles "américains" (Mc Dowell et Anand) et des modèles "européens" (Busso et Cailletaud), particulièrement pour l'écrouissage de Taylor.

E. Busso se propose de continuer ce travail, notamment en explorant l'effet de la formulation analytique, ainsi que l'implémentation numérique sur le choix de systèmes actifs du glissement, avec des formulations dépendantes ou non du temps.

Ronald Foerch (NorthWest Numerics) ayant fait coïncider son passage en France avec le Club, il nous a présenté "TMF Applications Using a Damaged Based Cast Iron Model".

Les matériaux concernés par cette étude sont des composites présentant une anisotropie de comportement entre la traction et la compression, utilisés dans les culasses de moteurs automobiles. Leur microstructure

doit être étudiée avec soin car elle autorise de nombreux chemins de fissuration dépendant des sollicitations exercées. Ces dernières activent un comportement viscoplastique. Il faut donc déterminer le cycle stabilisé. Les essais cycliques effectués montrent que les paramètres évoluent avec l'endommagement. En effet, pendant la traction les fissures s'ouvrent et endommagent le matériau. Lors de la compression suivante, le point de fermeture a changé.

Il existe peu de modèles, et rarement pertinents, pour décrire un endommagement réaliste dans ces conditions. C'est pourquoi, R. Foerch en propose un nouveau. Après avoir choisi une variable scalaire d'endommagement, un comportement viscoplastique avec écrouissage cinématique, des essais montrent que l'endommagement est lié aux contraintes maximales et doit donc rendre compte d'un effet de fatigue.

A partir du modèle de Chaboche utilisé au Centre des Matériaux, avec désactivation, l'endommagement est écrit en sommant les endommagements fragile, cyclique et de fluage. Actuellement, seul le terme fragile a été exploré en détail, les autres le seront dans un deuxième temps.

Les validations ont été faites sur des calculs issus de la littérature ; surfaces de charge, essais biaxiaux. Puis des essais cycliques sur les matériaux réels ont permis de déterminer les paramètres nécessaires. Les simulations sont satisfaisantes, la forme des boucles étant correctement décrite.

Finalement, des calculs avec la culasse réelle ont montré que ce modèle permet de mettre en évidence un endommagement dans la zone critique des pontets. D'une valeur initiale de 30%, sa valeur diminue peu à peu, ce qui correspond aux essais sur éprouvettes, et que ne peuvent prédire les autres modèles.



# LE CLUB

\*\*\*\*\*

## La prochaine réunion/The next meeting

Elle se tiendra le mardi 3 juin 2003.

~ It will be on 3, June,

Votre correspondante ZéBuLoNNeRieS/Club ZéBuLoN :

---

Françoise DI RIENZO	Tel : 01 60 76 30 51 (30 00 = standard)
Ecole des Mines de Paris,	Fax : 01 60 76 31 50
Centre des Matériaux P-M FOURT	
B.P.87, 91003 EVRY CEDEX FRANCE	email : Francoise.DIRIENZO@mat.ensmp.fr

---