

Association EURATOM - CEA  
Fusion contrôlée

Comité de Gestion n° 79

*Compte Rendu d'Activité*  
**COLLABORATIONS NATIONALES**  
(Universités et CNRS)

***Novembre 2004 - Octobre 2005***

**Projet A1 : « Assemblages très hétérogènes : procédé, dimensionnement, assemblage des CFC »**

**MOTIVATION** - La fabrication des composants face au plasma demande des solutions d'ingénierie permettant l'assemblage de matériaux avec des propriétés mécaniques, physiques et chimiques très différentes. Une amélioration des connaissances de base est nécessaire pour améliorer les propriétés de ces assemblages et augmenter leur fiabilité.

La première collaboration met l'accent sur le soudage et le brasage en utilisant les compétences complémentaires de trois laboratoires dans le but de simuler les processus et leurs conséquences en fonction de la mécanique (géométrie, efforts internes...), de la métallurgie (microstructures, phases...) et les propriétés résultantes. A terme, l'objectif sera de pouvoir prévoir les propriétés des assemblages "in-service", en particulier entre le tungstène et les autres matériaux pour les puits de chaleur comme le cuivre.

La deuxième collaboration concerne les mécanismes d'endommagement des CFC. Pendant la fabrication et le fonctionnement, les tuiles CFC des composants face au plasma subissent des efforts importants localisés à proximité du lien avec le puits de chaleur. Cette proposition a pour but de (i) fournir une étude des mécanismes d'endommagement du lien CFC, (ii) proposer une optimisation du lien et (iii) donner, si possible, un taux d'endommagement des tuiles dépendant de l'histoire de leur chargement. Ce travail sera fait en trois étapes.

**Thème A1.1 : *Modèles pour la conception et la fiabilité d'assemblages très hétérogènes*** (A. Fontes, DRT/DECS ; Th. Bretheau, École Nationale Supérieure d'Arts et Métiers, ENSAM Paris, Laboratoire Microstructure et Mécanique des Matériaux, LM3, UMR-8006 CNRS)

La fabrication de composants devant fonctionner face à un plasma nécessite de mettre en œuvre des solutions permettant de réaliser des éléments de transition obtenus par assemblage de matériaux présentant des propriétés mécaniques, physiques, chimiques et thermiques très différentes. Cela exige une augmentation des compétences concernant la réalisation de tels assemblages, la maîtrise de leurs propriétés et l'optimisation de leur fiabilité.

Le présent rapport concerne la première phase d'une étude du soudage hétérogène ; il est le résultat du travail de trois laboratoires aux compétences complémentaires :

1. Laboratoire d'Ingénierie des Matériaux (LIM) : analyse des contraintes résiduelles par diffraction de rayons X et neutrons, en particulier dans le cas des cordons de soudure.
2. Laboratoire de Science et Génie des Matériaux et de Métallurgie (LSG2M) : effet de la microstructure des alliages sur leurs propriétés thermomécaniques et thermophysique ; détermination des lois de comportement correspondantes.
3. Laboratoire de Mécanique des Structures et Procédés (LMSP) : simulation numérique des procédés de transformation et d'assemblage des matériaux ; prévision des propriétés résultantes.

Le choix des compétences rassemblées ici a été guidé par une volonté de mettre en place des outils de simulation du soudage hétérogène capables d'intégrer au mieux les caractéristiques thermophysiques, mécaniques et métallurgiques des matériaux en présence et trouvant leur validation dans une comparaison des résultats de simulations avec des caractérisations fines métallurgiques et mécaniques de cas réels d'assemblages. Ainsi, le LSG2M fournira-t-il les paramètres thermomécaniques, thermophysiques et métallurgiques des matériaux en présence, qui alimenteront les outils de simulation développés par le LMSP ; celui-ci simulera la réalisation d'assemblage et en prévoira les caractéristiques métallurgiques et mécaniques qui seront comparées à des caractérisations et mesures réalisées sur assemblages réels par le LIM et le LSG2M.

Le présent rapport ne concerne qu'une première année de travail ; sa portée est donc nécessairement limitée car cette année a surtout été consacrée à la prise en main du problème par chacune des équipes, au choix d'un cas pratique pour appuyer l'étude, à l'adaptation des moyens existants et des savoir-faire au cas choisi et à l'amélioration de la connaissance mutuelle des compétences et capacités de chacun. Cette étape était nécessaire à la mise en place d'une démarche commune, interactive et complémentaire, mais ne pourra prouver son intérêt que dans l'hypothèse d'une poursuite de ce programme.

Le matériau choisi est l'alliage CuCrZr fourni par Le Bronze Industriel. On voit qu'il ne s'agit donc pas tout de suite d'aborder un cas de soudage hétérogène, mais bien de mettre en place une méthodologie sur un cas de soudage homogène difficile. Ce choix fut avant tout celui de nos partenaires du CEA : il s'agit d'un matériau effectivement en cours d'évaluation pour une application ITER, qui est donc disponible et sur lequel des tests de soudage par faisceau d'électrons sont en cours. Ce matériau a jusque là été assez peu étudié, ce qui laisse les bases de données le concernant très peu fournies. On verra par la suite que si ce choix s'est effectivement avéré intéressant du point de vue des travaux du LSG2M, il a posé beaucoup plus de difficultés au LIM.

### 1.1.1. Caractérisation des propriétés thermophysiques du matériau et de ses évolutions microstructurales

Pour réaliser une simulation numérique de l'opération de soudage et calculer les distorsions et les contraintes internes, différentes évolutions de comportement sont à décrire :

- les évolutions thermiques ;
- les évolutions microstructurales dans l'état solide (dissolution, précipitation), comme la fusion et la solidification de l'alliage lorsque les températures atteignent le domaine de fusion ;
- les évolutions dimensionnelles (dilatation, contraction, déformation élastique ou viscoplastique du matériau).

Par ailleurs, il faut bien sûr prendre en compte les couplages entre les différents phénomènes physiques comme l'enthalpie de transformation, les évolutions de propriétés mécaniques en fonction de la température, de la microstructure ...

La connaissance des propriétés thermophysiques de l'alliage, comme leurs évolutions en fonction de la température, la connaissance des cinétiques d'évolutions de la microstructure ne sont pas disponibles pour la plupart des alliages. Dans ce travail, nous avons caractérisé les propriétés thermophysiques, notamment la chaleur spécifique, les températures de début de solidification et de fusion, l'enthalpie de fusion par calorimétrie et par analyse thermique différentielle. Pour valider les méthodes employées et comprendre le comportement de l'alliage, nous avons réalisé ces caractérisations pour du cuivre pur et pour l'alliage CuCrZr. Nous avons également abordé les évolutions dimensionnelles par thermodilatométrie et les évolutions microstructurales à l'état solide par microdureté et résistivimétrie électrique.

Dans le cadre d'un programme relatif au soudage de ces alliages, il était intéressant d'avoir quelques informations sur les microstructures primaires héritées de la solidification. Dans ce dessein, nous avons utilisé une méthode d'analyse mise au point au LSG2M : la trempe en cours de solidification dirigée. Il s'agit de figer le métal en cours de solidification dans un gradient de température. En un seul essai, il est ainsi possible d'observer la formation de la microstructure du liquide, au solide brut de coulée, en passant par toutes les étapes intermédiaires.

Les principales conclusions auxquelles nous sommes parvenus sont les suivantes :

- L'analyse thermique différentielle a permis de montrer que le liquide apparaît à 1077°C, proche de la température eutectique de l'alliage binaire Cu-Cr. La température de début de solidification du CuCrZr est la même que celle du cuivre pur (1083°C). Il existe un changement de cinétique à environ 1077°C qui est associé à la formation de phase eutectique.
- L'observation d'échantillons solidifiés sous conditions de refroidissement contrôlées permet de confirmer la présence de phase eutectique.
- La comparaison du comportement du cuivre pur et de l'alliage Cu-Cr-Zr a permis de faire une estimation grossière de l'enthalpie de solidification. On trouve 135 J/g qui est une valeur très différente de celle du cuivre et devra être confirmée ultérieurement.
- Des mesures de  $C_p$  ont été effectuées dans la gamme 20 - 900°C. Pour Cu-Cr-Zr, les valeurs de  $C_p$  sont 5% plus élevées que celles du cuivre ; par contre la variation avec la température est similaire. A 20°C,  $C_p = 0,42$  J/g.K et à 970°C,  $C_p = 0,47$  J/g.K.
- Les mesures thermodilatométriques ont permis d'accéder au coefficient de dilatation ; on trouve  $21,4 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$  entre 200 et 800°C.

- Les évolutions microstructurales induites par un chauffage rapide ont été caractérisées indirectement en réalisant des tests de micro-dureté après un chauffage rapide suivi d'une trempe. Jusqu'à 700°C, le chauffage n'induit pas de changement de micro-dureté. Si la température maximale atteinte dépasse 700°C, on observe une chute de micro-dureté significative attribuable à la dissolution des précipités. Le changement correspondant de composition de l'alliage peut être mis en évidence par des mesures de résistivité électrique. Les résultats préliminaires que nous avons obtenus devront être améliorés par une meilleure maîtrise de la technique de mesure.
- Les observations métallographiques (optiques) n'ont pas révélé d'importants changements microstructuraux. Il n'était de toute façon pas question de mettre en évidence les évolutions responsables de l'évolution de la micro-dureté puisque celles-ci intéressent l'échelle nanoscopique.
- En relation avec cette dissolution des précipités, on peut s'attendre à une évolution importante des propriétés mécaniques de l'alliage ; sa quantification précise, en termes de loi de comportement, nécessitera des travaux complémentaires.

### **1.1.2. Apport de la méthode d'interpolation C-NEM pour la simulation du soudage**

La méthode C-NEM est une méthode d'interpolation de champs. Associée à une formulation variationnelle, la C-NEM devient une méthode alternative à la méthode des éléments finis. L'avantage de cette nouvelle méthode développée au LMSP est d'atténuer l'effet d'une forte variation spatiale de la densité des nœuds sur la qualité des prévisions. Dans le cadre de la méthode des éléments finis une telle variation de la densité des nœuds induit des éléments aplatis qui pénalisent fortement la qualité des prévisions. Dans le cadre de la simulation du soudage, nous nous sommes intéressés à une simulation thermique de la fusion d'une pièce. Les détails de cette étude se trouvent dans Yvonnet et al. L'interface mobile entre la phase liquide et la phase solide est décrite à l'aide de nœuds. La position de l'interface et le champ de température sont déterminés en résolvant le problème de Stefan. Les nœuds de l'interface mobile se déplacent dans un nuage de nœuds fixes destinés à la description des gradients de température. Lorsqu'un nœud mobile se rapproche d'un nœud fixe, la densité de nœuds augmente. La possibilité de traiter des répartitions de nœuds quelconques confère à la C-NEM une robustesse que la méthode des éléments finis n'a pas dans le cadre de modèles à nœuds mobiles. Cette robustesse facilite la modélisation.

### **1.1.3. Modélisation simplifiée du soudage par réduction de modèles**

La réduction de modèles correspond au passage d'une description fine de l'état d'un système (à l'aide de la méthode des éléments finis, par exemple) à une description utilisant peu de fonctions de formes. Le modèle simplifié est alors défini par les équations du modèle de référence complété par le choix d'une famille libre de fonctions de forme. La méthode APHR développée au LMSP, permet d'adapter les fonctions de forme du modèle de taille réduite afin de maîtriser la qualité des prévisions obtenues par celui-ci.

C'est une méthode incrémentale. Au cours du processus incrémental d'adaptation, le modèle de taille réduite tend vers le modèle de taille réduite qu'aurait pu fournir le développement de Karhunen-Loève classique. Pour illustrer l'efficacité de la méthode APHR nous considérons un modèle axisymétrique de la formation d'un bain fluide. Pour cette première étude, nous exploitons des résultats obtenus par P. Girard avec le logiciel CAST3M. Plus de détails sur ce type d'exemple peuvent être trouvés dans Ryckelynck et al. Avant

d'effectuer la construction du modèle de taille réduite nous choisissons un modèle simplifié initial. Ce modèle est décrit par deux fonctions de formes constantes, l'une pour les températures et l'autre pour les vitesses. Lorsque l'ensemble de l'intervalle de temps a été traité, une erreur de 1% sur la représentation des vitesses et des températures est obtenue avec 130 fonctions de forme pour les vitesses et 187 pour les températures. La réduction du nombre de variables d'état est assez importante car le modèle éléments finis contient 5230 inconnues nodales en vitesse et 2615 en température. Sur la figure 1.1.1 nous avons reporté l'évolution des trois variables d'état réduites les plus significatives pour la description des températures ainsi que les fonctions de forme associées. Implémentée dans un code de calcul éléments finis, cette méthode permet une réduction importante des coûts de calculs.

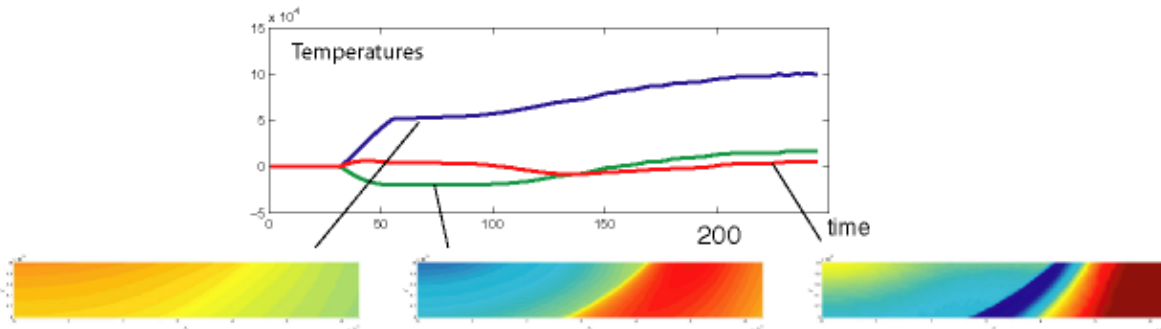


Figure 1.1.1 - Résultat final, évolution des trois variables d'état réduites les plus significatives et fonctions de forme associées

#### 1.1.4. Analyse des contraintes résiduelles par diffraction des rayons X

L'étude a été réalisée sur deux échantillons de Cu-Cr-Zr issus de deux lots d'alliage différents. Ils comportent chacun plusieurs lignes de fusion réalisées au faisceau d'électrons par le CEA.

Des diffractogrammes réalisés sur les matériaux de base des deux échantillons montrent la présence d'une phase CFC majoritaire avec la présence d'une très faible quantité de précipités confirmant ainsi la présence de précipités dans le métal de base.

L'analyse des contraintes résiduelles a été réalisée sur un appareillage de type PROTO. La surface irradiée a été limitée à quelques  $\text{mm}^2$ . Les contraintes ont été évaluées par la méthode elliptique. Pour les deux échantillons, les mesures ont été effectuées selon deux directions (parallèle et perpendiculaire aux cordons,  $\sigma_1$  et  $\sigma_2$  respectivement) d'abord en surface (à l'état de réception), puis après un enlèvement local de matière par polissage électrolytique ( $150 \mu\text{m}$ ).

Quels que soient les raffinements apportés et les efforts consentis, les mesures effectuées sur les surfaces brutes et après polissage électrolytique présentent des incertitudes trop élevées. Cette difficulté est attribuée en partie à un effet de la texture présente dans le métal de base, et surtout à la taille trop élevée des grains.

La mauvaise définition des pics de diffraction, notamment dans les zones fondues, se répercute sur la courbe des sinus carrés Psi (figure 1.1.2).

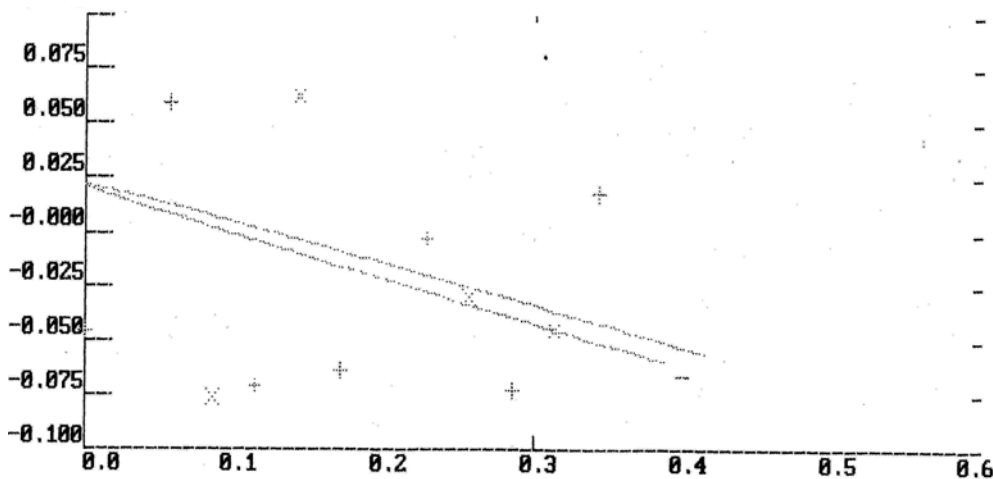


Figure 1.1.2 - Courbe des sinus carrés Psi dans la zone fondue

### 1.1.5. Conclusion

Les trois équipes sont maintenant impliquées dans le problème de la simulation du soudage. Le LSG2M a montré sa capacité à apporter les grandeurs nécessaires à une simulation physiquement justifiée. Le LMSP s'est focalisé sur l'application de méthodes numériques modernes à la simulation du soudage. Ces travaux permettront l'introduction de modules spécifiques dans les grands codes de simulation accélérant considérablement les calculs lourds exigés par les problèmes fortement couplés considérés. Le LIM a eu plus de difficultés en raison des caractéristiques microstructurales de l'alliage de base et des cordons de fusion. En raison de la forte taille de grain, il n'a pas été possible de déterminer, par les procédures classiques, le niveau des contraintes résiduelles. Il apparaît donc que le matériau choisi ici se prête mal à la mise en place de l'ensemble de la démarche visée. Il sera probablement indispensable dans la suite de remplacer Cu-Cr-Zr par un autre alliage ou au moins d'introduire un second alliage dans l'étude sur lequel les comparaisons simulation/mesures pourront être réalisées. Au-delà de ce problème de validation, l'existence de grains commensurables avec les dimensions des zones affectées par la fusion pose un problème difficile de simulation. Les méthodes de simulation employées reposent sur l'hypothèse d'un découplage des échelles permettant de définir un point matériel doté des propriétés d'un matériau homogène représentatif. Ce n'est manifestement pas le cas avec les soudures FE dans le Cu-Cr-Zr ; il faudra clairement aborder ce problème pour faire des choix éclairés de méthodes de simulation et en déterminer le domaine de validité.

*Participants CNRS/Université : P. Archambault, C. Bourgraff, C. Braham, Th. Bretheau, F. Chinesta, E. Gautier, Ph. Lorong, G. Lesoult, D. Ryckelynck, J. Wisniewski, J. Yvonnet*

J. YVONNET, F.CHINESTA, D. RYCKELYNCK, Ph. LORONG.

*The constrained natural element method (C-NEM) for treating thermal models involving moving interfaces*

Int. J. Thermal Sciences, Vol. 44, (2005), pp. 559-569

D. RYCKELYNCK, F. CHINESTA, E. CUETO, A. AMMAR

*On the a Priori Model Reduction: Overview and Recent Developments*

Arch. Comput. Meth. Engng., à paraître

**Thème A1.2 : *Étude des mécanismes d'endommagement des composants face au plasma*** (J. Schlosser ; E. Martin, Université Victor Segalen, Bordeaux II, Laboratoire des Composites ThermoStructuraux, LCTS, UMR-5801 CNRS).

Les composants face au plasma des machines de fusion contrôlée sont soumis à des flux thermiques de forte intensité. Afin de supporter un flux thermique de  $10 \text{ MW/m}^2$ , les composants du limiteur pompé toroïdal de la machine Tore Supra sont constitués d'un substrat de cuivre (Cu) recouvert de « tuiles » en composite à fibre de carbone (CFC). La liaison CFC/Cu est obtenue par dépôt à l'état liquide d'une semelle de cuivre après traitement de surface du CFC (usinage laser de cavités coniques  $h = 500 \mu\text{m}$ ,  $r = 125 \mu\text{m}$  et activation de la surface par dépôt de Ti). Ce procédé entraîne un renforcement de la liaison interfaciale. Compte tenu des spécifications requises par la machine ITER ( $10 \text{ MW/m}^2$  à l'état d'équilibre et  $20 \text{ MW/m}^2$  pendant des transitoires de 10 s), il est nécessaire de bien connaître les mécanismes d'endommagement de ces assemblages, voire même de proposer des améliorations. A partir des données acquises à Tore Supra, les objectifs de cette étude sont de : i) analyser les mécanismes d'endommagement de la liaison CFC-Cu, ii) proposer une optimisation de la liaison, iii) fournir un modèle permettant d'estimer la durée de vie du composant en service.

Les actions prévues au sein du programme qui associe le LCTS et le Laboratoire de Modélisation en Mécanique, LMM, UMR-7607 CNRS (C. Heninger, D. Leguillon), de l'Université Pierre et Marie Curie, Paris VI (avec une collaboration du Laboratoire de Thermodynamique et PhysicoChimie Métallurgiques, LTCPM, UMR-5614 CNRS (M. Braccini, M. Dupeux), de l'Université Joseph Fournier de Grenoble) ont été organisées selon trois tâches principales. La tâche 1 concerne l'identification d'une loi de comportement pour les CFC N11 et NB31. Il s'agit de définir une loi de comportement traduisant le comportement endommageable du CFC. La tâche 2 est l'analyse des mécanismes d'endommagement de la zone interfaciale à l'échelle locale. En effet, les observations et les calculs à l'échelle locale doivent permettre d'analyser les mécanismes d'endommagement à l'échelle microscopique. La tâche 3 consiste à modéliser l'endommagement de la liaison CFC-Cu sous chargement cyclique thermomécanique.

Les résultats obtenus durant la période 2004 - 2005 pour chacune de ces tâches montrent que :

- Les composites Carbone/Carbone possèdent un comportement endommageable qui résulte de l'apparition de microfissures régulièrement distribuées au sein du matériau. Un modèle décrivant le comportement de cette famille de matériaux a été proposé. Il est basé sur une approche macroscopique qui met en œuvre un modèle d'endommagement scalaire puisqu'il a été montré que la microfissuration ne modifiait pas l'orthotropie initiale du matériau. L'identification de ce modèle a débuté sur un CFC de type HL1 proche du N11 mais disponible sous forme de plaque (figure 1.2.1).
- Les calculs à l'échelle du picot de cuivre de la zone interfaciale montrent que la phase d'élaboration à haute température entraîne une concentration de contrainte dans le CFC au voisinage de l'extrémité du picot, et une contrainte de décohérence à l'interface entre le sur des composants qui montrent que l'endommagement peut s'amorcer dans le CFC et se propager le long de l'interface CFC-Cu. Afin d'analyser la phase d'amorçage de l'endommagement interfacial, il s'est révélé nécessaire d'établir une correction d'un critère existant afin de tenir compte de la déformation plastique dans le cuivre. L'emploi de ce critère conduit à la figure 1.2.2 qui



délimite le domaine d'amorçage à l'issue de la phase d'élaboration dans le plan des caractéristiques à rupture de l'interface.

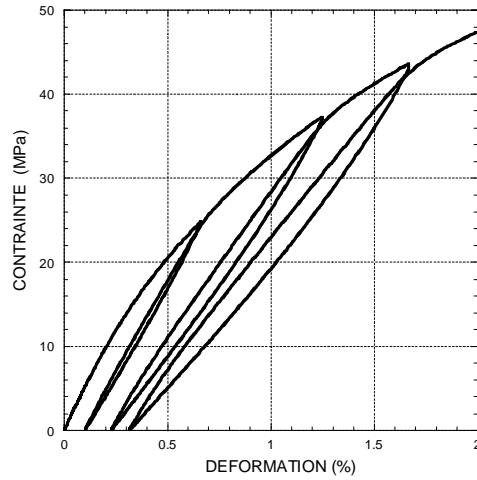


Figure 1.2.1 - Réponse en cisaillement du CFC HL1 (essai à température ambiante)

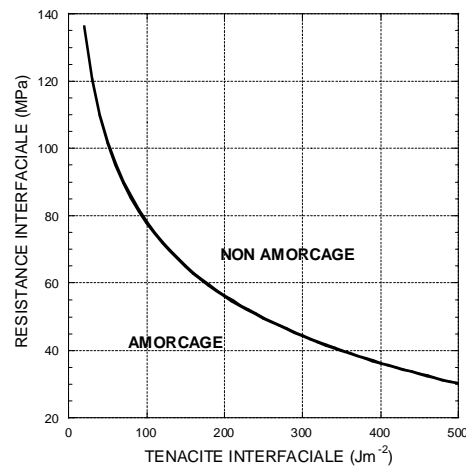


Figure 1.2.2 - Domaine d'amorçage à l'interface CFC/Cu dans le plan  $\sigma_i$  (Résistance interfaciale),  $G_i$  (Ténacité interfaciale). La phase de refroidissement est le seul mode de chargement pris en compte et l'interface CFC/Cu est supposée plane.

- Une procédure de calcul par éléments finis a été développée pour évaluer l'état de contraintes dans le composant soumis à un flux thermique en prenant en compte les contraintes résiduelles après élaboration et le comportement endommageable du CFC (modèle simple avec un endommagement scalaire isotrope). Les résultats montrent que la couche de cuivre doux est soumise à une forte déformation plastique et qu'il existe une contrainte de traction localisée au bord de la tuile au niveau de l'interface CFC-Cu (figure 1.2.3).

Les activités prévues pour la période 2006 concernent principalement : i) l'identification d'une loi de comportement pour le CFC, ii) l'observation et l'analyse des mécanismes d'endommagement, iii) la modélisation de la propagation de l'endommagement interfacial.

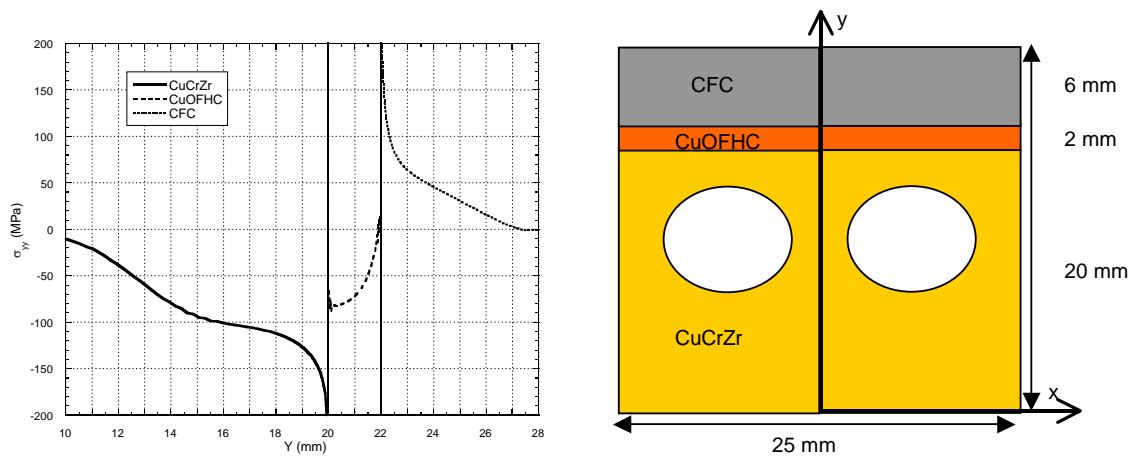


Figure 1.2.3 - Estimation de la contrainte normale  $\sigma_{yy}$  le long du bord libre du composant à l'issue de la phase de refroidissement après élaboration

Participants CNRS/Université : E. Martin, G. Camus, C. Heninger (LMM, doctorante), D. Leguillon (LMM)

J. SCHLOSSER, E. MARTIN, D. QUESADA D. LEGUILLON, C. HENNINGER, G. CAMUS, F. ESCOURBIAC, M. MISSIRLIAN, R. MITTEAU  
*Damage in Carbon Fibre Composite Armours of Actively Cooled Plasma Facing Components*  
 EUROMAT 2005, 5-8 Septembre 2005, Prague