

**MINISTERE DE L'ENSEIGNEMENT SUPERIEUR ET DE LA RECHERCHE
SCIENTIFIQUE**

**CENTRE UNIVERCITAIRE LAARBI BEN MHIDI OUM EL BOUAGHI
INSTITUT DE GENIE MECANIQUE**

**Mémoire en vue de l'obtention du diplôme de
Magister en mécanique**

Option

Mécanique de la rupture

Thème

**Calcul des déformations des systèmes de
couches composées
par une intermédiaire en oxyde par éléments finis**

Présenté par : AMRANE Mourad Promoteur : Abdecharif BOUMAZA

Devant le jury :

Président	: DJEBAILI.H	Maitre de conférence	C U. KHENCHELA
Rapporteur	: BOUMAZA. A	Maitre de conférence	C U. KHENCHELA
Examineurs	: BOUBERTAKH .A	Maitre de conférence	U CONSTANTINE
	: CHIBANI .A	CC	C U. Oum Bouaghi

Année Universitaire : 2007 / 2008

Remerciement

Une page ne peut en aucun cas refléter totalement mes reconnaissances durant les années de travail. J'espère n'oublier personne.

Mes plus vifs remerciements sont adressés à Mrs Abdecharif BOUMAZA pour sa patience pendant toute la durée du travail et la lourde tâche de rapporteurs.

J'adresse également mes remerciements les plus respectueux à Mrs H DJEBAILI, qui ma fait l'honneur de présider mon jury de ce mémoire.

Je remercie aussi Mrs : BOUBERTAKH .A et Mrs A CHIBANI qui m'ont fait l'honneur d'accepter d'être mes examinateurs. Leurs idées me seront sans nul doute très utiles pour la suite de cette recherche.

J'adresse également mes remerciements les plus respectueux à tous les enseignant de l'année théorique de l'option rupture 2003 a commencer par Mrs Abdecharif BOUMAZA., Mrs R.. MANAA , Mrs MEHI , Mrs ZIARI et tous les autre pour leur aides et connaissances théorique.

Et sans oublie de remercier Mrs KHADRAOUI Omar de ses soutiens et conseils

Un grand merci à tous mes amis et collègues de la promotion: Abdelaziz, Ramadhan, Hannachi , Nouri, Kamel et Hocine, et mes amis du travail a leur tête Abderrahmen et Benayad , K. ARFI et tous les agents et travailleurs du hall technologique de l'institut de mécanique d'Oum bouaghi

Dédicace

Je tiens à exprimer tout au fond de mon cœur mes reconnaissances à ma grande famille en particulier mes parents que leur souhaite long vie pleine de joie ,et à ma petite famille , à ma femme qui me toujours appuie et me soutient et elle n'a jamais cessé de ses encouragements et mes enfants Imène Akram ,Oussama et sans oublier mes frères à leur tête Azzedine et sa famille et mes sœurs et leurs filles . Mes plus vifs remerciements vont également à tous mes amis qui sont toujours disponibles pour partager avec moi les moments difficiles et heureux. Merci à mes collègues pour leur patience, leur compréhension et leur encouragement.

Sommaire

Introduction.....	1
-------------------	---

PREMIERE PARTIE: ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

CHAPITRE I: L'ETUDE DES BARRIERES THERMIQUES

I.1. système à base de Zircaloy Zy4.....	5
I 1.1. contexte de l'étude.....	5
I.1.2.1. Le Zircaloy 4.....	7
I 1.2.2. Effet de l'irradiation sur le zircaloy 4.....	8
I .1.3.. Oxydation du Zircaloy 4.....	8
I .1.3. 1. Formation de la couche de zircone.....	9
3. 1. Corrosion interne.....	9
3. 1.. b- Corrosion externe.....	9
3. 1.c- Cinétique d'oxydation	10
I .1.3. 2. Description de la couche d'oxyde.....	10
I .1.3. 3. Etude mécanique de l'oxydation.....	11
I.1.4 . le matériau simulant.....	12
I.2 – les revêtements d'oxyde de zircone sur l'alliage à base Ni dans les grandes turbines à gaz..	13
I.2.1. Introduction.....	13
I.2.2. Revêtements des barrières thermiques sur les aubes de turbine à gaz	17

CHAPITRE II : Notions théoriques

II-1 considérations thermomécaniques générales.....	19
II.1. 1 comportement élastique linéaire.....	19
II-1. 1. 1. élastique linéaire.....	19
II-1.1.2. interprétation physique des coefficients d'élasticité.....	20
II-1.1.2.a. Module d'Young et coefficient de Poisson.....	20
II-1.1.2.b. Module de cisaillement.....	21
II-1.1.2.c. Module de compressibilité.....	21
II-1.1. 3 dilatation thermique linéaire.....	22
II-1.1.4 transferts thermiques.....	22
II-1.2. analyse thermo-elastique.....	24

II-1.3. modélisation des matériaux hétérogènes bases sur une approche mathématique.....	24
II-1.3. Modèles à bornes.....	25
Modèles issus d'arrangements parallèles et séries.....	25
II-2 NOTION D'ELASTO-PLASTICITE.....	27
II-2 1 Introduction et généralité	27
II-2 -2 Théorie de plasticité uni axial générale	29
II-2 -2-1 Critère d'épuisement	30
II-2 -2-2 Règle d'écrouissage.....	30
II-2 2-3 Règle d'écoulement.....	33
II-2 -2-4 Algorithme élasto-plastique uniaxial	33
II-2 -3 Théorie générale de la plasticité multidimensionnelle.....	35
II-2 -3-1 Limite élastique et critère d'épuisement	36
II-2 -3-2 Règle d'écoulement et potentiel plastique.....	40
II-2-3-3 Relations élasto-plastiques incrémentales	41

DEUXIEME PARTIE : ETUDE DE SIMULATION

CHAPITRE III Simulations des essais mécaniques.....	43
III-1 Méthodes des éléments finis.....	43
III-2 Présentation de CASTEM 2001.....	43
III-3 Le langage GIBIANE	44
III-4 Programme de calcul.....	45
III-4-1 Organigramme du programme principal	46
III-4-2 Organigramme du programme post-traitement	47
III-4-3 Exploitation du programme	48
III-5 Résultats	50
Résultats de la simulation du système tricouches.....	53
III-5-1 Résultats pour le Chargement mécanique	53
-1 – monocouche : superalliage nu.....	54
-2- bicouche : superalliage et alumine.....	57
-3- tricouches : superalliage et alumine et zircone.....	62
Résultats de la simulation du système bicouches.....	62
-4- monocouche : alliage zircaloy nu.....	69

-5- bicouches : alliage et zircone.....	72
-6- étude comparative des résultats 2D ET 3D	75

III-5-2-cas Chargement thermique

Résultats pour le chargement thermique.....	83
-1 – monocouche : superalliage nu	85
-2- bicouche : superalliage et alumine	87
-3- Tricouches : superalliage et alumine et zircone	89
-4- monocouche : alliage zircaloy nu.....	92
-5- bicouches :alliage et zircone	94
-6-étude comparative des résultats 2D ET 3D.....	96
discussion.....	101
Conclusion.....	110
Annexe	113

Symboles et Notations

σ	Tenseur des contraintes
σ_y	Limite élastique initiale
$\Delta\sigma$	Variation du Tenseur des contraintes
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	Contraintes principales suivant les directions x,y,z
$d\sigma$	Incrément des contraintes
σ^e	Contrainte effective
σ_i^e	Contrainte effective a l'itération i
σ_{th}	Contrainte thermique
$\bar{\sigma}$	Contraintes réduites
σ_R	résistance à la rupture
ε	Tenseur des déformations
$d\varepsilon$	Incrément des déformations
$\varepsilon^e, \varepsilon^p$	Déformations élastique et plastique
$\varepsilon_{ef}^e, \varepsilon_{ef}^p$	Déformations effectives élastique et plastique
σ_i, ε_i	Contraintes et déformations a l'itération i
$\sigma_{i-1}, \varepsilon_{i-1}$	Contraintes et déformations a l'itération i-1
$d\varepsilon^{pi}$	Composantes dues à l'écrouissage isotrope
$d\zeta$	L'incrément des contraintes
$d\varepsilon^{pc}$	Composantes dues à l'écrouissage cinématique
ε_s	Tension de déformation spontanée
Y	Limite élastique actuelle
E	Module d'Young
ν	Coefficient de Poisson
E^p	Module élasto-plastique tangent
H	Paramètre d'écrouissage
K	Paramètre physique d'écrouissage
S_{ij}	Tenseur déviatoire
I_1	Première invariante de tenseur des contraintes σ
I_2	Deuxième invariante de tenseur déviatoire S
I_3	Troisième invariante de tenseur déviatoire S
T_{oct}	Cisaillement octaédrique

θ	Angle de similitude
C, Φ	Cohésion et angle de frottement interne
G_p	Fonction scalaire des contraintes (potentiel plastique)
D	Matrice des contraintes plastiques
D^{ep}	Matrice élasto-plastique
λ, μ	Constantes de Lamé
ΔL	Allongement moyen dans la direction de l'effort
τ_{xy}	Contrainte de cisaillement
γ_{xy}	Distorsion angulaire ou glissement
E	Module d'Young
G	Module de cisaillement
K_{cp}	Module de compressibilité
ν	Coefficient de Poisson
p	Pression
γ_s	Energie de surface
α	Coefficient de dilatation thermique
ρ	Masse volumique
λ_{ct}	Conductivité thermique
C	Capacité calorifique
C_p	Chaleur spécifique
a_{th}	Diffusivité thermique
$\hat{\sigma}_{th}$	Contrainte d'origine thermique
ψ	Coefficient de réduction de contrainte

Introduction

Les moteurs aéronautiques et des générateurs des centrales électriques et les gaines combustibles des centrales nucléaires travaillent dans des conditions thermiques très sévères, ce qui oblige les concepteurs à utiliser des matériaux qui doivent avoir des caractéristiques mécaniques et thermiques (telle que des coefficients de conductivité thermique très faibles, de grand module d'Young, des résistances) pour supporter les grandes contraintes mécaniques et thermiques, ce qui se traduit par la recherche de ces métaux, qui n'existent pas réellement dans la nature; ce qui oblige les concepteurs à leur fabrication, ils seront constitués d'un système composé de deux couches superposées l'une pour supporter les contraintes mécaniques l'autre pour supporter le champ de température.

Dans le domaine aéronautique leurs constructeurs cherchent à augmenter la température d'entrée des gaz de turbines afin d'améliorer le rendement thermodynamique de leurs moteurs, ce qui oblige les constructeurs aéronautiques à la fabrication et l'élaboration des aubes de turbines qui, en plus subissent des accélérations centrifuges énormes, des transitoires en température sévères. d'autre part, le refroidissement des aubes accroît les gradients thermiques au sein du matériau et les contraintes qui en résultent. avec la généralisation de l'emploi de superalliages il est devenu nécessaire de protéger ce matériau contre l'oxydation, et d'en abaisser la température en surface.

Le concept de barrière thermique est donc devenu un objectif majeur dans la conception des aubes de turbines, et se traduit généralement par l'apposition d'un système composé de deux couches : une sous-couche dite « d'accrochage » déposée directement sur le substrat et une couche de céramique destinée à diminuer la température du superalliage. ce système est composé du superalliage monocristallin à base de Nickel, sur lequel on vient déposer, par cémentation en caisse basse activité, un aluminiure de Nickel allié avec du Platine (Ni,Pt)Al, qui constitue la sous-couche métallique.

La céramique, composé d'oxyde de Zirconium (ZrO_2) est élaborée par dépôt physique en phase vapeur (EBPVD), ce qui engendre une microstructure colonnaire. Dès la procédure de dépôt de la barrière thermique, on observe la création d'une couche d'oxyde type alumine (Al_2O_3), qui se forme par oxydation de la sous-couche, sous la céramique.

L'épaisseur de cette couche est évolutive dans le temps. Les aubes de turbine sont donc devenues des systèmes multicouches, avec des comportements physico-chimique et mécanique complexes .

Durant les descentes en température (de la température de fonctionnement à la température ambiante), la couche d'oxyde est placée en forte compression à cause du changement de volume métal/oxyde lors la croissance de l'alumine, de la différence entre les coefficients de dilatation thermique entre les différents constituants, ainsi que de l'ondulation de l'interface métal/oxyde .

Cette contrainte est estimée expérimentalement entre 4 et 5 GPa. Cet état de contraintes provoque, après mise en service, un écaillage de la barrière thermique, qui peut entraîner un délaminage complet menant à la ruine du système, ceci avant que la pièce n' atteigne sa durée de vie spécifiée lors de la phase de conception. Cet écaillage est généralement initié à l'interface sous couche/oxyde, qui est considérée comme le maillon faible du système[1- 2].

Des modèles numériques [3-4-5-6], mais surtout analytiques ont été proposés ou sont en cours d'étude pour analyser et prévoir l'écaillage. Ces travaux sont basés sur l'étude des états de contraintes dans les différentes couches et traitent de la fissuration des barrières thermiques par la mécanique de la rupture.

Très peu de ces modèles prennent en compte les transformations physico-chimiques lors de l'oxydation et les contraintes qui en résultent, de plus, l'emploi de la mécanique de la rupture oblige à introduire dans les modèles un chemin de fissuration prédéfini ou une fissure initiale. Pour la maintenance des moteurs aéronautiques et la réparation des pièces, elle se fait par l'établissement de Châtelleraut qui est plus précisément spécialisé dans la maintenance des modules de Turbine ainsi que la réparation des pièces les composant .

Les aubes mobiles (MHP) et distributeurs (DHP) du corps Haute Pression (HP) de la turbine sont élaborés par fonderie en superalliage à base de nickel monocristallin ou à solidification dirigée.

Ces pièces possèdent des systèmes de circulation d'air complexes, ainsi qu'un revêtement type « système Barrière Thermique » pour les protéger de l'oxydo-corrosion et de la température . Le système Barrière Thermique est constitué d'un revêtement duplex d'aluminure simple ou modifié platine et d'une couche céramique de $ZrO_2-Y_2O_3$ [7].

L'endommagement relatif aux pièces dépend fortement de l'atmosphère dans laquelle elles sont exposées, de la nature du cycle thermique vue par les pièces qui est directement comparable avec la version moteur (poussée, nature du vol: court, moyen ou long courrier) et des conditions d'utilisation également variables.

Dans le domaine nucléaire des gaines en Zircaloy 4 (appelées crayons) qui contiennent un empilement de pastilles de combustible (oxyde d'uranium fritté) les gaines combustibles constituent la première barrière de confinement des matières radioactives. les crayons combustibles sont réalisés en alliage de zirconium: le Zircaloy 4.

Le choix de ce matériau provient à la fois de sa transparence aux neutrons, et de ses bonnes propriétés de résistance à divers types de corrosion. Lors de l'utilisation des gaines en zircaloy 4 en réacteur, une couche d'oxyde de zircon se forme sur les surfaces externes et internes de la gaine. ces gaines sont donc devenues des systèmes multicouches . Lors de l'irradiation la présence d'un gradient thermique, entraînant une concentration d'hydrogène plus importante dans la moitié externe de la gaine. Dès que la concentration en hydrogène dans le zircaloy dépasse la limite de solubilité, il y a formation d'hydrures qui précipitent sous forme de plaquettes . Les propriétés mécaniques du Zircaloy 4 en présence d'hydrures sont influencées .

Le but de notre thèse est de réaliser un code de calcul par CASTEM 2001 pour déterminer les différents champs de déformations surtout plastiques pour différents éprouvettes des deux systèmes multicouches utilisées dans les domaines des moteurs aéronautiques et énergétique (les aubes de turbines) ou dans le domaine nucléaire (les crayons combustibles).

Notre travail est ainsi divisé en trois grandes parties :

La première partie est consacrée à l'étude bibliographique et la présentation des gaines combustibles des centrales nucléaires (alliage le Zircaloy systems Zy4) . les aubes de turbines des moteurs a gaz (superalliage a base de nickel) .

La deuxième partie est consacrée à l'étude bibliographique et théorique sur les considérations thermo mécanique et notion de plasticité, elle a comme but de présenter un aperçu des connaissances théoriques qui seront utiles dans la suite du travail.

La troisième partie s'intéresse à la simulation des essais mécaniques et en particulier l'essai de flexion quatre points 3D pour différents éprouvettes des deux systèmes multicouches (Tricouches pour superalliage à base de nickel et bicouches pour Zircaloy Zy4) on utilisant le logiciel Castem 2001 plus une comparaison entre les résultats de la simulation en 2D avec 3D et enfin une simulation des essais pour chargement thermique. Puis regroupement des principaux résultats de ce travail avec discussion de celles ci.

En conclusion les questions encore ouvertes et non abordées dans ce travail , également des suggestions , ce qui conduit à des propositions pour des travaux futurs.

PREMIERE PARTIE :

Chapitre I

L'ETUDE BIBLIOGRAPHIQUE

I. L'ETUDE DES BARRIERES THERMIQUES

I.1. SYSTEME A BASE DE ZIRCALOY Zy-4

I 1.1. CONTEXTE DE L'ETUDE

Le parc nucléaire français, décidé et conçu principalement au moment du choc pétrolier de 1973, est maintenant achevé depuis quelques années. Si le nucléaire représente actuellement 17% de l'électricité totale produite dans le monde, la production d'électricité en France est réalisée à 76% par le parc nucléaire (1995).

L'essentiel du parc EDF est composé de réacteurs à eau pressurisée (REP). Ces réacteurs utilisent de l'eau maintenue sous pression à l'état liquide, qui circule dans un circuit primaire, et échange ses calories dans des générateurs de vapeur. La puissance dégagée dans le cœur (1) d'une chaudière nucléaire (Figure. I.1 1.) permet de chauffer l'eau d'un premier circuit (2). Cette eau est entraînée par une pompe (5), et maintenue en pression par un pressuriseur (4). Cette eau chauffée est ensuite transformée en vapeur à l'aide du générateur de vapeur (3). Enfin l'ensemble de la chaudière est située dans une enceinte de confinement en béton armé (6). Notons que cette enceinte ne sert qu'en cas d'accident, puisque le confinement de toute fuite radioactive est assuré dans un premier temps par les gaines en zircaloy 4 entourant le combustible nucléaire, et dans un deuxième temps par l'enceinte étanche du circuit primaire.

les gaines en zircaloy 4 (appelées crayons) qui contiennent un empilement de pastilles de combustible (oxyde d'uranium fritté). Ces crayons sont obturés par des bouchons soudés, et les pastilles sont comprimées à l'aide d'un ressort aménageant en partie supérieure du crayon une chambre d'expansion qui permet de limiter la pression interne due au relâchement des gaz de fission. Enfin, on pressurise les crayons à l'hélium, de façon à diminuer les contraintes et la fatigue du gainage. Le cœur du réacteur est composé de 205 assemblages combustibles disposés verticalement. Chacun de ces assemblages est constitué de 264 crayons combustibles assemblés en un réseau carré de 17*17 crayons (Figure. . I.1 2.).

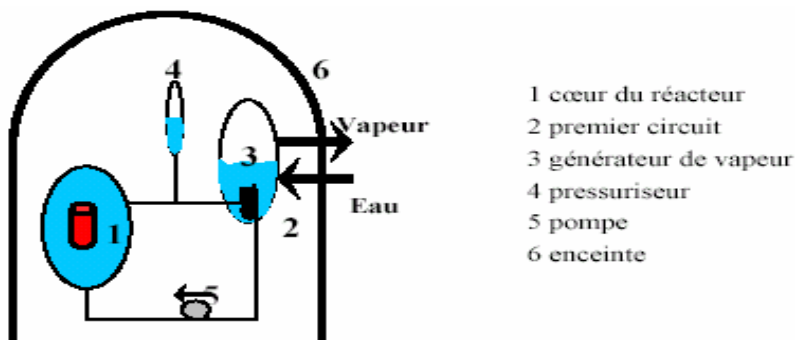
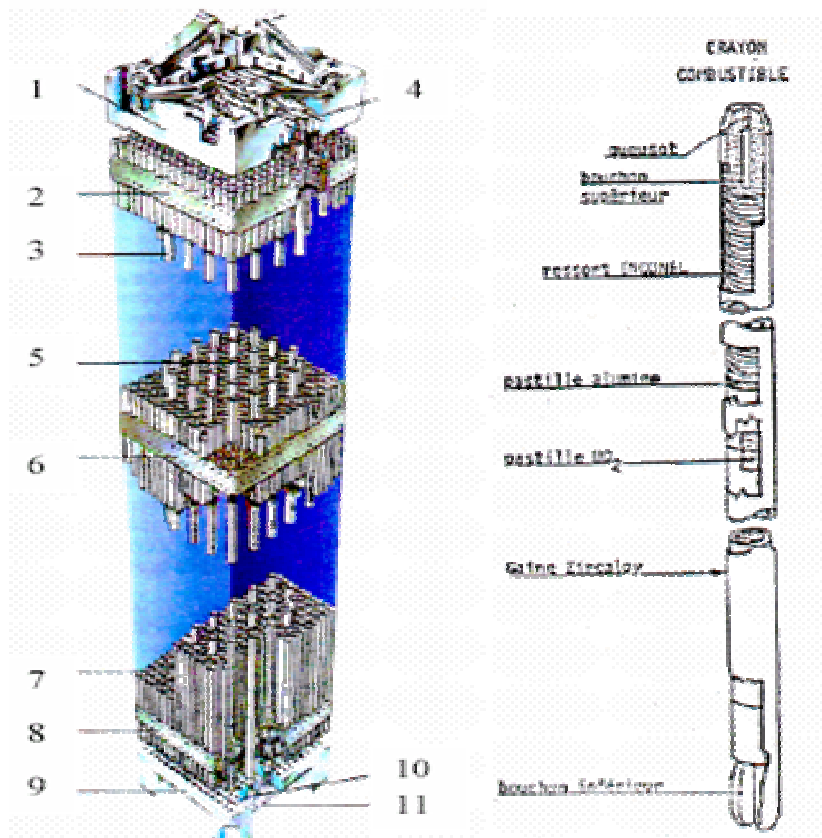


Figure. I.1 1. Schématisation d'une chaudière nucléaire [8]

Comme il est précisé précédemment, ces gaines en Zircaloy 4 constituent la première barrière de confinement des matières radioactives. C'est pourquoi la tenue sous irradiation des matériaux constituant l'assemblage combustible est un des facteurs essentiels de son comportement en réacteur avec la tenue à la température et à la corrosion.

De nombreuses études [9] ont été menées sur la mise en forme des gaines en Zircaloy 4, sur leur tenue en réacteur, mais aussi sur leur oxydation [10] et leur hydruration en réacteur [11].



- | | |
|--------------------------------|--------------------------------|
| 1-Embout supérieur démontable | 7- Crayons combustibles |
| 2-Grille supérieure | 8- Grille inférieure |
| 3-Tube guide | 9- Embout inférieur démontable |
| 4-Douille a virole déformable | 10- vis a virole déformable |
| 5-Tube d'instrumentation | 11- Filtre anti-debris |
| 6-Grille à ailettes de mélange | |

Figure. I.1 2. Assemblage de crayons combustibles [8]

I.1.2.1. Le Zircaloy 4 [9]

Comme nous venons de le dire, les crayons combustibles sont réalisés en alliage de zirconium: le Zircaloy 4.

Le choix de ce matériau provient à la fois de sa transparence aux neutrons, et de ses bonnes propriétés de résistance à divers types de corrosion [9].

Le zirconium pur est de structure hexagonale compacte à la température ambiante (phase α). Il subit une transformation allotropique à $863^{\circ}\pm 3^{\circ}\text{C}$, température au delà de laquelle il présente une structure cubique centrée (phase β). Il possède un point de fusion élevé (1840°C), un très faible coefficient de dilatation thermique ($5,86 \cdot 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ à 25°C) et une bonne conductivité thermique (22W/m.K à 300°C).

Il existe principalement trois alliages de zirconium couramment utilisés dans l'industrie nucléaire :

- le Zircaloy 2 pour les centrales à eau bouillante :

1,5% Sn – 0,13% Fe – 0,12 % Cr – 0,11% O - 0,05% Ni ;

- le Zircaloy 4 pour les réacteurs à eau pressurisée :

1,5% Sn – 0,21% Fe – 0,12% Cr – 0,11% O - $<0,005$ Ni ;

- les nouveaux alliages au Niobium pour les réacteurs à eau lourde ou pressurisée.

les éléments d'alliage ont surtout pour but d'améliorer les propriétés mécaniques des gaines, tout en préservant la faible absorption neutronique et la tenue à la corrosion. L'**étain** améliore sensiblement la tenue au fluage des gaines, tout comme l'**oxygène** qui, de plus, agit sur la charge de rupture et la limite élastique à froid et à 400°C . Le rôle du **carbone** est encore plus actif, surtout à froid, puisqu'il augmente la charge de rupture et la limite élastique d'environ $80 \text{ MPa}/100 \text{ ppm}$. Le rôle du **fer** est de limiter la croissance des grains lors de la réaction de recristallisation et d'améliorer les propriétés mécaniques et Le rôle du **chrome** d'améliorer la tenue à la corrosion. Enfin le **nickel**, convaincu de culpabilité dans la forte hydruration du Zircaloy 2, sera quasiment éliminé pour créer le Zircaloy 4 [12].

Les propriétés mécaniques du Zircaloy 4 dépendent fortement du type de sollicitation (traction en sens longitudinal ou transversal, éclatement, ...), ainsi que de l'état métallurgique du Zircaloy 4 (détendu, hydruré, recristallisé, ...) et de la température.

I 1.2.2. Effet de l'irradiation sur le Zircaloy 4 [10]

Lors de l'irradiation, les gaines subissent à la fois une oxydation et une hydruration.

L'**oxydation** des gaines entraîne la formation d'une couche (interne et externe) de zircone. La couche de zircone interne, de faible épaisseur (8 à 10 μm), n'influe pas significativement sur les propriétés mécaniques des tubes. La couche de zircone externe pouvant parfois atteindre un dixième de millimètre a un rôle fragilisant plus important. Des **essais de traction**, réalisés à **25°C** sur des tubes irradiés, ont montré une **fragilisation** du matériau. L'irradiation entraîne une augmentation de la contrainte maximum σ_m , corrélée à une légère diminution de l'allongement total A_t , lorsque le temps passé en réacteur augmente. On remarque également une certaine stabilisation en temps des effets de l'irradiation, aussi bien en résistance qu'en ductilité [10].

L'**hydruration** est couplée à la réaction de corrosion du Zircaloy-4. Lors du processus d'oxydation du zirconium, la réduction de l'eau libre de l'hydrogène au fond des pores de la zircone [11].

La majeure partie de l'hydrogène est relâchée dans l'eau, mais une faible partie (environ 20%) est incorporée dans le tube après traversée de la zircone. Dès que la concentration en hydrogène dans le zircaloy dépasse la limite de solubilité, il y a formation d'hydrures qui précipitent sous forme de plaquettes. A température ambiante, on observe que les hydrures se répartissent de façon hétérogène dans l'épaisseur du tube. Ceci provient du gradient thermique lors de l'irradiation, entraînant une concentration d'hydrogène plus importante dans la moitié externe de la gaine. Les propriétés mécaniques du zircaloy 4 en présence d'hydrures sont influencées par de nombreux facteurs, notamment la distribution des hydrures et la température d'essai.

Des études [11] montrent l'importance du changement de mécanisme de rupture dû à la présence d'hydrures, à la température d'essai, ou à l'état de contrainte .

I 1.3.. Oxydation du Zircaloy 4

Lors de l'utilisation des gaines en zircaloy 4 en réacteur, une couche d'oxyde se forme sur les surfaces externe et interne de la gaine. L'étude des propriétés mécaniques de cette couche de zircone constitue une étape importante afin de bien appréhender les mécanismes de déformation dans les gaines oxydées [8].

nous donnerons tout d'abord la description de la formation de la couche d'oxyde de zirconium à travers la cinétique d'oxydation, avant de finir par une étude mécanique de l'oxydation.

Remarque : Il est plus difficile d'étudier la zirconium produite en réacteur que la zirconium produite par oxydation en autoclave. Sauf indications contraires, la zirconium étudiée dans ce rapport provient d'oxydation en autoclave.

I.1.3. 1. **Formation de la couche de zirconium**

En réacteur, les gaines en Zircaloy 4 subissent une corrosion interne et externe.

.3. 1. a-•**Corrosion interne**

Inexistante lors du 1er cycle d'irradiation, **la couche interne** se développe rapidement au cours du 2ème cycle pour atteindre 8 à 10 µm, puis son épaisseur n'évolue plus. Cette couche sans porosité ni fissure reste donc de faible épaisseur et n'influe que très peu sur les propriétés mécaniques des gaines. Cette couche provient d'une interaction chimique entre la gaine et le combustible au cours de l'irradiation, et elle n'apparaît notablement que lorsque le jeu pastille de combustible/gaine est fermé.

.3. 1. b-• **Corrosion externe**

Le milieu environnant en réacteur est très corrosif (bore, LiOH ,280-340°C à 10-15 MPa et radiolyse) et le zirconium est très réactif à l'oxygène. **La couche de zirconium externe** dépend de l'étage du crayon. Les étages les plus bas sont les moins oxydés. Pour ces étages, on mesure des épaisseurs de zirconium de l'ordre de 40 µm (pour un crayon 5 cycles), et la couche est relativement dense et adhérente à la gaine. Pour les étages supérieurs, les plus oxydés, la couche de zirconium peut dépasser les 80 µm.

Elle reste dense au voisinage de l'interface oxyde/métal (épaisseur de 10 à 20 µm), mais elle présente des porosités sur la face en contact avec l'eau. Ces deux zones sont parfois séparées par des fissures circonférentielles, et la partie poreuse est souvent fissurée radialement. Enfin la desquamation s'observe pour des couches supérieures à 80 µm.

Lors de l'oxydation, la réduction de l'eau libère de l'hydrogène au fond des pores de la zirconium :



Une partie (20%) de cet hydrogène traverse la zirconium et est incorporée dans la gaine. On montre alors qu'il existe une corrélation entre la teneur en hydrogène et l'épaisseur de la couche de zirconium.

3. 1.c-• **Cinétique d'oxydation** La cinétique d'oxydation est différente suivant que l'on étudie l'oxydation sous irradiation ou non Cf figure. I.1.3.)

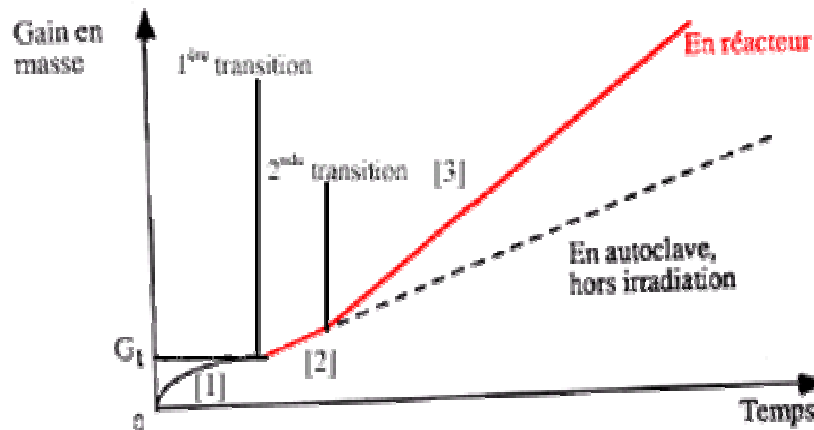


Figure. I.1.3 Cinétique d'oxydation des alliages de zirconium entre 260 et 400°C [13].

I .1.3. 2. Description de la couche d'oxyde

La zircone possède trois formes allotropiques stables dans des domaines différents de température et de pression. A la pression atmosphérique, la zircone monoclinique est stable de la température ambiante à 1200°C, puis apparaît la zircone quadratique jusqu'à 2370°C, et enfin la zircone cubique jusqu'au point de fusion (2680°C) .

Cependant, des traces de zircone quadratique ont été observées dans les couches de zircone d'oxydation . Cette phase peut provenir de différents facteurs tels que la présence de stabilisateurs chimiques, un déficit d'oxygène ou encore l'existence de contraintes de compression élevées à l'interface métal/oxyde.

L'étude morphologique des couches d'oxyde montre deux phénomènes importants [10] :

- * . une **ondulation de l'interface métal/oxyde** : cette ondulation, observée dès les plus faibles épaisseurs, est irrégulière tant en période qu'en amplitude, mais il semble qu'elle soit plus marquée lorsque l'épaisseur d'oxyde augmente ;

- * . la **présence de bandes sombres dans la couche d'oxyde** : ces bandes sombres correspondant à des **fissures** commencent à apparaître pour des épaisseurs d'oxyde supérieures à 500 nm. Les couches d'oxyde post-transitoires présentent un réseau de fissures dont la répartition peut varier suivant l'alliage de Zircaloy 4 étudié.

I.1.3. 3. Etude mécanique de l'oxydation

• Aspects mécaniques de l'oxydation

A l'interface métal oxyde, la transformation du métal en oxyde s'accompagne d'une dilatation volumique correspondant au rapport de Pilling et Bedworth [14]. Ce rapport des volumes spécifiques de l'oxyde et du métal vaut 1,56 * dans le cas du zirconium. Ce qui veut dire que la couche d'oxyde sera soumise à des contraintes de compression élevées lors de sa formation. Depuis 1970, plusieurs études ont été menées afin de déterminer l'origine et la grandeur des contraintes internes générées dans la couche d'oxyde.

Les études menées sur du Zircaloy 2 [15] mettent en évidence les points suivants :

- . les contraintes de croissance augmentent avec l'épaisseur d'oxyde jusqu'à la transition ;
- . la contrainte maximum est atteinte à l'épaisseur de transition ;
- . les couches d'oxydes pré-transitoires sont intactes alors que les couches post-transitoires présentent de nombreuses fissures circonférentielles ;
- . l'épaisseur de transition est d'autant plus importante que l'oxydation se fait à plus haute température.

D'après ces études, les contraintes croîtraient dans la couche jusqu'à ce que la couche se fissure, permettant ainsi un redémarrage de la cinétique. D'autres auteurs [16 -17] observent que les contraintes présentes dans la couche d'oxyde dépassent le 1GPa. Ils en déduisent qu'il existe un lien direct entre le niveau de contrainte des couches d'oxyde et la présence ou non de zircone quadratique. Il n'est pas exclu que les contraintes soient relaxées par l'oxyde lui même.

A priori, les oxydes appartiennent à la famille des céramiques, matériaux fragiles, qui se rompent sans déformation plastique. Stringer [18] rapporte cependant des déformations plastiques (par glissement de dislocations)** dans l'oxyde. Enfin, les couches d'oxydes croissent de façon très texturée, ce qui peut également contribuer à minimiser les contraintes.

* La valeur élevée de ce rapport se traduit par une épaisseur d'oxyde formée supérieure à l'épaisseur de métal qui lui a donné naissance.

2** Des déformations superplastiques peuvent également être observées dans la zircone, mais pour des températures très élevées, supérieures à 2/3 de la température absolue de fusion (soit à peu près 1790°C).

I.1.4 le matériau simulant

Le Zircaloy 4 utilisé à l'heure actuelle dans les REP est un Zircaloy 4 à bas étain (teneur en étain 1,2% à 1,5%) à l'état détendu. Le rôle de l'étain dans les alliages de zirconium est de minimiser l'effet néfaste de l'azote vis-à-vis de la corrosion. L'amélioration des techniques de fabrication a permis petit à petit de réduire la teneur nécessaire en étain du Zircaloy. Cette teneur ne doit cependant pas être trop réduite afin que les gaines conservent de bonnes propriétés mécaniques. L'état détendu est obtenu par un traitement thermique vers 475°C. il a une structure de restauration partielle de l'érouissage sans recristallisation, où les grains restent allongés avec une densité de dislocations résiduelles forte. Cette structure confère au matériau une résistance mécanique élevée dont les principales caractéristiques sont données dans le tableau I. 1:

Matériau	$\sigma_{0,2}$ (Mpa)	σ_m (MPa)	A_r (%)
Zy4 détendu	635	847	5,9

le tableau I. 1: Caractéristiques mécaniques du Zircaloy 4 dans différents états [8].

Ces caractéristiques mécaniques ont été obtenues par essais de traction dans le sens longitudinal du tube (Figure I.1.3.) à température ambiante.

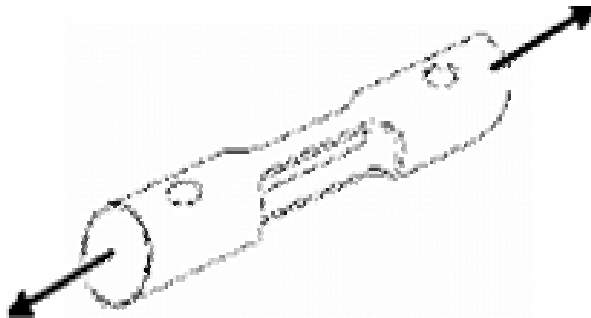


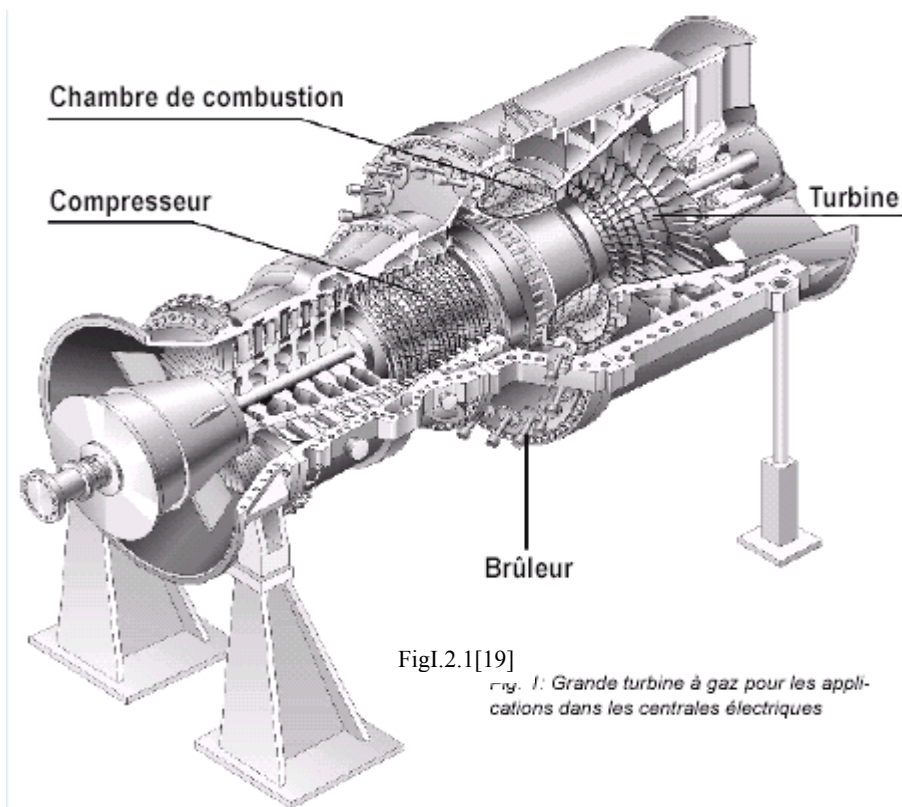
Figure I.1.3 Eprouvette de traction dans le sens longitudinal.

I.2 -les revêtement d'oxyde de zircon ZrO_2 sur l'alliage à base de Ni dans les grandes turbine a gaz turbine.

Ces systèmes multicouches modernes utilisés pour les composants à gaz de combustion dans les grandes turbines à gaz pour la production d'électricité stationnaire

I.2.1 Introduction [19]

L'idée de revêtir un superalliage d'une couche protectrice est apparue dans les années 1960 [20], et des ailettes revêtues ont depuis lors été utilisées dans les moteurs d'avion. Depuis plus d'une décennie maintenant, les composants à gaz de combustion des grandes turbines à gaz stationnaires, utilisées dans les centrales électriques (fig.I.21), ont également été traitées avec des systèmes de revêtements protecteurs complexes . L'objectif du processus de revêtement est de créer un matériau composite dans lequel les alliages à haute performance, maintenant utilisés dans les composants des turbines, sont protégés de la dégradation corrosive et oxydative[20-21].



Les matériaux composites de ce type sont aussi utilisés pour les enveloppes à double coquilles dans le passage du gaz de combustion.

Le besoin de protéger les alliages de base est apparu en raison des températures d'entrée en augmentation continue dans les turbines, ce qui a fait augmenter les exigences vis-à-vis de la résistance à la rupture par fluage des composants de turbines. Les températures d'entrée plus élevées étaient elles-mêmes requises afin d'accroître l'efficacité thermique de la turbine. En conséquence, les propriétés mécaniques des alliages utilisés pour les composants de turbine à gaz ont dû être améliorées en conséquence.

Cependant, cette demande d'amélioration des propriétés des alliages de base, par exemple une meilleure résistance à la rupture par fluage, s'oppose généralement aux tentatives d'optimisation de la résistance à la corrosion ou oxydation par température élevée. De façon similaire, des éléments d'alliage capables de renforcer la résistance à la corrosion et à l'oxydation peuvent se révéler avoir un effet inverse sur la coulabilité des fontes de précision des composants des passages de gaz de combustion tels que les rotors de turbines et les aubes fixes, les écrans thermiques et les boulons de fixation, les isolants d'enveloppes, etc. Un exemple d'un tel élément est le chrome (Cr). En formant une couche d'oxydes dense (Cr_2O_3), le chrome peut aider à réduire la corrosion due à une température élevée, mais peut être au détriment de la résistance à la rupture par fluage et de la coulabilité [21].

Figure I.2.2 montre l'exemple d'un composant qui a été soumis à des contraintes thermiques et mécaniques considérables, et qui a également été endommagé par une dégradation corrosive/oxydative et rupture par fluage. Le composant montré est une aube de rotor fabriquée dans un substrat d'un superalliage à base de nickel à cristal simple localisé dans la région d'entrée d'une turbine.

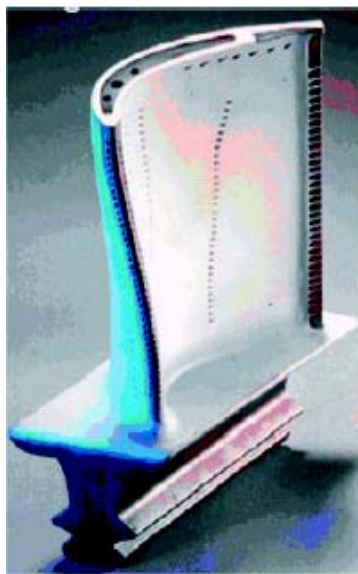


Figure I.2.2: Aube de rotor à cristal unique d'une turbine primaire [19]

Le tableau 1.2.1 montre les contraintes thermiques mécaniques typiques auxquels est exposée une aube de rotor de turbine primaire [22].

contraintes centrifuge	100N/mm ²
contraintes thermique	300 N/mm ²
Extension totale max	0,3 %
Température de la surface	700-950 °C
Température du gaz de combustion	1400 °C

Tableau 1.2.1: contraintes typiques auxquels est exposée l'ailette d'un rotor de turbine primaire [22]

Comme mentionné plus haut, la solution évidente à ce problème de design a été de revêtir les alliages utilisés pour les composants des passages des gaz de combustion afin de créer un matériau composite qui essentiellement parvenait à séparer le problème de stress thermique mécanique de celui d'oxydation et corrosion due à des températures élevées. En général, une distinction est faite entre les revêtements par diffusion et les revêtements par recouvrement. Dans ce dernier cas, la composition et la microstructure de la couche sont créées presque entièrement par inter diffusion avec le substrat. En contraste, un nouveau revêtement par recouvrement n'aura seulement qu'une mince zone d'interdiffusion; le reste du revêtement étant composé de matériaux appliqués de façon externe à la surface [21].

Les premiers développements étaient basés sur ces simples systèmes de revêtement par diffusion. Les éléments d'alliage diffusent à des températures de processus élevées dans la zone à proximité de la surface du substrat du composant, accumulant ainsi un réservoir d'éléments Cr et Al formant des oxydes. Au cours de la vie d'un composant, ces éléments de formation d'oxydes diffusent à la surface, permettant aux oxydes denses comme le Cr₂O₃ et Al₂O₃ de se reformer, rechargeant efficacement la surface avec ces masses protectrices. L'oxygène nécessaire est contenu dans le courant des gaz de combustion.

Les revêtements de diffusion sont appliqués grâce à un processus CVD.

Les techniques principales utilisées pour obtenir une résistance à la corrosion par haute température sont le chromage et l'aluminage [21]. Bien que les revêtements par diffusion soient largement utilisés, ils ont une limite: leurs compositions dépendent du matériau du substrat et ne peuvent pas être variées de façon significative pour s'adapter au substrat et aux exigences d'une application particulière[20-21].

L'introduction des revêtements de barrières thermiques (un type de revêtement par recouvrement) a offert un potentiel considérable pour le développement d'un moyen efficace de protection des composants pour passages de gaz de combustion contre les effets de températures de fonctionnement en augmentation et contre le dommage dû à la corrosion et à l'oxydation. Les revêtements de barrière thermique ont d'abord été testés sur un prototype de turbine en 1976 [23].

Un revêtement de barrière thermique comprend au moins deux couches: (Fig: I.2. 3) une couche céramique externe, dont la conductivité thermique très faible réduit le courant de chaleur entre les ailettes, et un revêtement à liant métallique faisant typiquement partie de la famille des alliages MCrAlY [22].

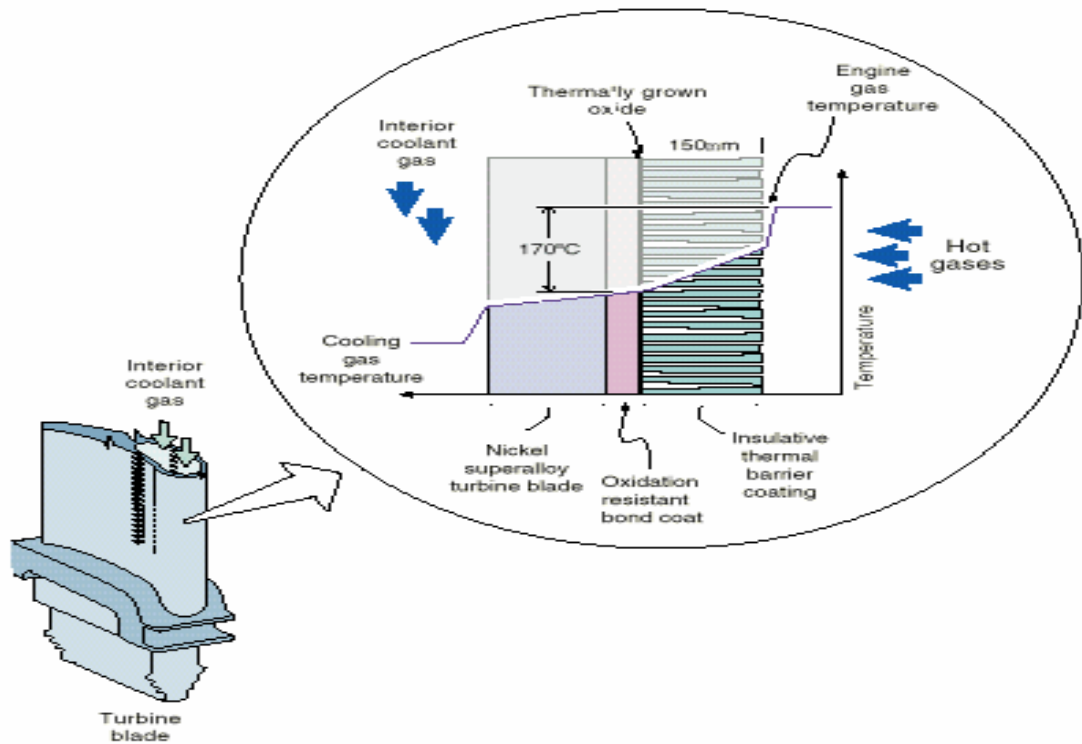


Figure: I.2. 3 Constituants d'un système barrière thermique [24].

Les revêtements par diffusion déjà mentionnés ne créent pas de difficultés particulières pour ce qui est de la préparation des échantillons métallographiques, car la zone de revêtement à proximité de la surface, pouvant être de 150 μm d'épaisseur, ne diffère (du point de vue de la préparation métallographique) que peu du substrat sous-jacent. Cependant, la situation est fondamentalement différente des systèmes de revêtements complexes et multicouches connus aujourd'hui. Il est évident que, en termes de préparation d'échantillons, un substrat de superalliage à base de nickel et à cristal unique aura des exigences très différentes de ceux d'un

revêtement par recouvrement NiCoCrAlY plus ou moins poreux, qui en revanche aura des exigences très différentes de celles d'un revêtement de barrière thermique céramique à base d'oxydes ZrO_2 et Y_2O_3 .

I.2.2 Revêtements de barrière thermique sur les aubes de turbine à gaz

Les revêtements de barrière thermique sont des couches d'oxydes de céramique de ZrO_2 et Y_2O_3 dont la fonction est de réduire la température du matériau de substrat (Fig I .2..4).

La présence d'un revêtement de barrière thermique empêche les gaz de combustion de rentrer en contact direct avec le matériau de base. La faible conductivité thermique de la céramique peut également résulter en une chute prononcée de la température à l'intérieur du revêtement de barrière. Le besoin de revêtements de barrières thermiques dans les grandes turbines à gaz survient d'un côté, à cause de la température des gaz de combustion circulant autour des composants de turbine et qui peuvent facilement atteindre les 200 K ou plus au-dessus du point de fusion du matériau de substrat, et d'un autre côté, parce que la quantité d'air de refroidissement utilisée doit être minimisée afin d'atteindre les niveaux élevés d'efficacité thermique qui sont exigés aujourd'hui.

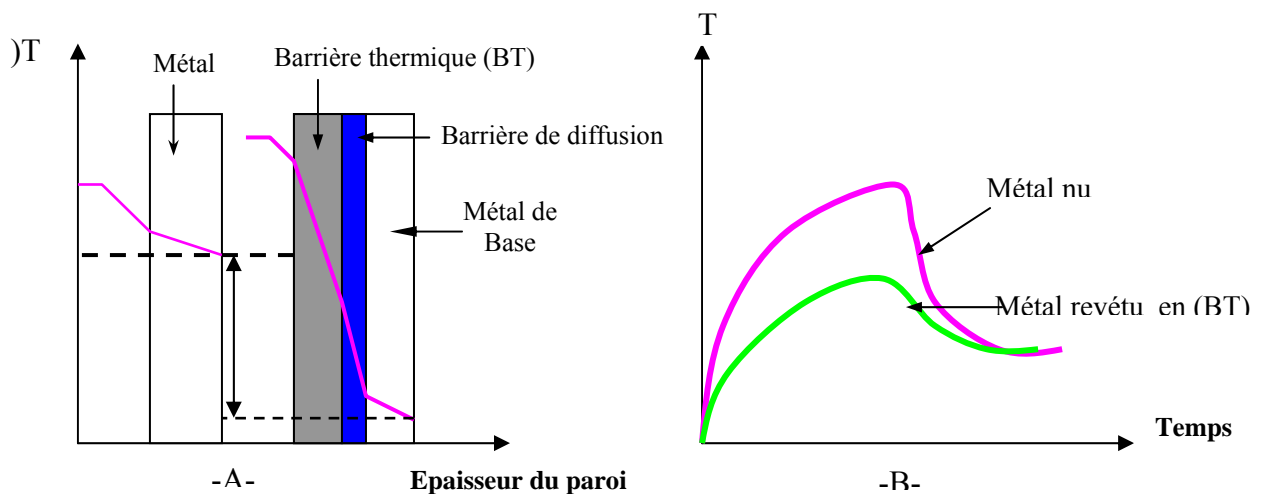


Figure I .2.4 : Effet d'un revêtement isolant sur le gradient thermique à travers d'une paroi refroidie (A) et sur les transitoires thermiques (B) [25].

CHAPITRE II :

Notions théoriques

II-1 CONSIDERATIONS THERMOMECHANIQUES GENERALES

Dans la problématique thermomécaniques, les applications exigent de bien maîtriser les propriétés des matériaux. Une ruine fréquente est provoquée par l'apparition de contraintes, dont l'intensité est supérieure à la résistance à la rupture du matériau. Cette aptitude à résister à l'initiation ou à la propagation de fissures est régie à la fois par des paramètres mécaniques (E, ν, σ_R), thermoélastique (α) et thermique (λ_{ct}).

Afin de mieux apprécier l'implication de chacun d'eux dans ce processus, un bref rappel de différentes théories est proposé dans cette partie : élasticité linéaire, dilatation thermique et transferts de chaleur.

Ces matériaux sont constitués de phases de différentes natures et leur microstructure semble être à l'origine des comportements anormaux observés.

II- 1. 1 COMPORTEMENT ELASTIQUE LINEAIRE [26]

II-1. 1. 1. ELASTICITE LINEAIRE .

Un solide métallique, minéral ou organique, sollicité sous une contrainte modérée présente, jusqu'à une certaine température, un comportement élastique : en d'autres termes, il recouvre sa géométrie initiale après suppression de sollicitations qui ont provoqué sa déformation. Le comportement élastique linéaire est un cas très particulier de ce comportement général. Il caractérise les matériaux présentant un diagramme efforts déformations linéaire. C'est le cas typique de pratiquement tous les matériaux de construction, y compris les matériaux céramiques à température ambiante et jusqu'à des températures relativement élevées , mais ($T < 1000^\circ\text{C}$). Dans ce cas, chaque composante du tenseur des contraintes est fonction linéaire de toutes les composantes du tenseur des déformations[27] :

$$\sigma_{ij} = C_{ij}^{kl} \varepsilon_{kl} \quad (\text{II-1-1}) \quad \varepsilon_{ij} = S_{ij}^{kl} \sigma_{kl} \quad (\text{II-1-2})$$

C est le tenseur de rigidité et son inverse S, le tenseur de complaisance Les indices i, j et k prenant les valeurs 1, 2 et 3, les matrices des coefficients des tenseurs C et S possèdent 81 coefficients dont 36 seulement sont indépendants compte tenu de la symétrie des matrices des coefficients des tenseurs contraintes

$$(\sigma_{ij} = \sigma_{ji}) \quad (\text{II-1-3})$$

$$\text{et déformations} (\varepsilon_{kl} = \varepsilon_{lk}) \quad (\text{II-1-4})$$

Ce nombre peut encore être réduit à 21 à partir de considérations énergétiques [28].

L'utilisation d'une notation contractée à deux indices facilite l'écriture matricielle :

$$\sigma_m = C_{mn} \varepsilon_n \tag{II-1-5}$$

avec la loi de contraction [29]

$$m = [9 - (i+j)] [1 - \delta_{ij}] + 1/2(i+j)\delta_{ij} \tag{II-1-6}$$

qui donne à m toutes les valeurs de 1 à 6 (δ_{ij} symbole de Kronecker)

A la limite, 2 coefficients indépendants suffisent pour caractériser le comportement élastique des matériaux continus*, homogènes** et isotropes.*** Dans ce cas particulier, la loi de Hooke généralisée traduit les relations déformations . contraintes alors que les relations de Lamé traduisent les relations contraintes / déformations. Ainsi :

$$\varepsilon_i = \frac{1}{E} [\sigma_i - \nu(\sigma_j + \sigma_k)] \qquad \gamma_{ij} = \frac{1}{G} \tau_{ij} \tag{II-1-7}$$

$$\sigma_i = \lambda \Theta + 2 \mu \varepsilon_i \qquad \tau_{ij} = G \gamma_{ij} \tag{II-1-8}$$

E est le module d'Young, G le module de cisaillement et ν le coefficient de Poisson, ces trois paramètres étant liés par la relation

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)} \tag{II-1-9}$$

De plus
$$\lambda = \frac{E\nu}{(1 - 2\nu)(1 + \nu)} \tag{II-1-10}$$

$\mu = G$ et Θ est la trace de la matrice des déformations.

II-1.1.2 INTERPRETATION PHYSIQUE DES COEFFICIENTS D'ELASTICITE

II-1.1.2.a. Module d'Young et coefficient de Poisson

Lorsqu'un solide est soumis à une sollicitation de traction pure F_y dans la direction (0,y), on observe une élongation ΔL selon cette direction F_y (Figure II-1 -1).

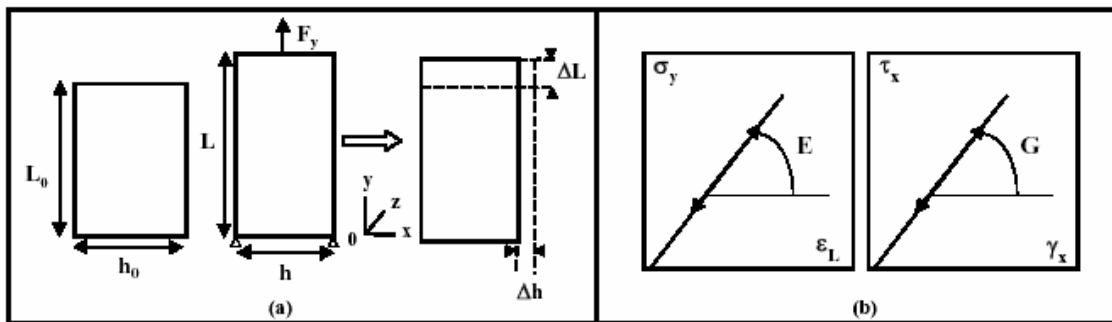


Figure II-1 -1. (a) Schématisation d'un essai de traction pure (b) Courbes contraintes déformations

Le module d'Young est le facteur de proportionnalité entre la contrainte σ_y et la déformation ϵ_y :

$$\epsilon_y = \frac{\Delta L}{L_0} \qquad E = \frac{\sigma_y}{\epsilon_y} = \frac{L_0}{\Delta L} \frac{F_y}{S_0} \qquad (II-1-11)$$

On observe également une contraction transversale ϵ_x selon (0,x) [de même selon(0,z)].

Le coefficient de Poisson caractérise le rapport (en valeur absolue) entre cette contraction latérale et l'élongation longitudinale: $\epsilon_z = \epsilon_x = -\nu \cdot \epsilon$ (II-1-12)

II-1.1.2.b. Module de cisaillement.

Lorsqu'un solide est soumis à une sollicitation de cisaillement pur sous l'effet d'une contrainte τ_{xy} , on observe une modification angulaire des angles droits de directions xy

$$\pi/2 \rightarrow \pi/2 - \gamma_{xy}$$

Le module de cisaillement est le facteur de proportionnalité entre la contrainte τ_{xy}

et la déformation γ_{xy} , $G = \frac{\tau_{xy}}{\gamma_{xy}}$.

La distorsion angulaire, ou glissement γ_{xy} est homogène à un angle .

II-1.1.2.c. Module de compressibilité.

D'autres combinaisons linéaires des constantes d'élasticité présentent un intérêt pratique marqué. C'est le cas du module de rigidité qui relie la déformation volumique d'un solide à la compression hydrostatique (-p) qui lui est appliquée (Figure II-1.2).

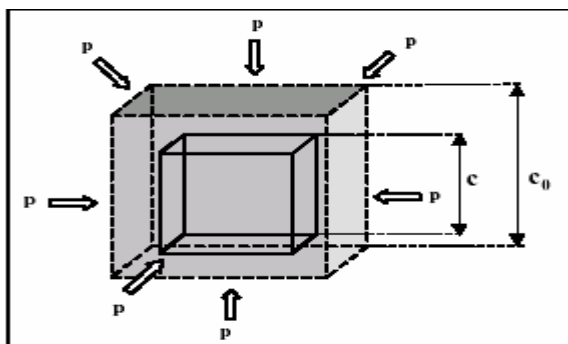


Figure II-1.2 Réduction de volume d'un solide soumis à une pression hydrostatique.

A partir de la loi de Hooke généralisée, on montre que :

$$\varepsilon_i = -\frac{p}{E}(1-2\nu) \quad (\text{II-1-13})$$

$$\theta = \frac{\Delta V}{V} = -\frac{3p}{E}(1-2\nu) \quad (\text{II-1-14})$$

$$-p = \frac{E}{3(1-2\nu)} \cdot \frac{\Delta V}{V} \quad (\text{II-1-15})$$

$E/[3(1-2\nu)]$ est un module caractéristique de la rigidité du solide. Généralement noté K_{cp} , il est souvent abusivement appelé module de compressibilité. Les modules d'Young et de cisaillement sont homogènes à une pression alors que le coefficient de Poisson est sans dimension. Contrairement, par exemple, à la résistance à la rupture, les modules d'élasticité sont des propriétés intrinsèques au matériau : ils ne dépendent que de sa structure atomique[30].

II-1. 1.3 DILATATION THERMIQUE LINEAIRE.

Un barreau isotrope soumis à une variation de température ΔT , s'allonge d'une quantité

$$\Delta L = \alpha L_0 \Delta T: \quad (\text{II-1-16})$$

$$\text{Son élongation unitaire } (\varepsilon = \Delta L/L_0) \quad (\text{II-1-17})$$

$$\text{On a donc pour expression } \varepsilon_{th} = \alpha \cdot \Delta T \quad (\text{II-1-18})$$

Ainsi, le coefficient de dilatation thermique linéaire α peut se définir comme le rapport de l'élongation unitaire à l'accroissement de température.

Le coefficient de dilatation est un paramètre intrinsèque au matériau (dépendance vis-à-vis de la nature chimique donc des forces inter-atomiques).

II-1.1.4 TRANSFERTS THERMIQUES

Dès qu'il existe entre deux corps ou deux parties du même corps une différence de température, celle-ci tend à disparaître spontanément par échanges ou transferts de chaleur. disparaître spontanément par échanges ou transferts de chaleur. Ces échanges thermiques peuvent être assurés par 3 modes différents :

le rayonnement, la convection et la conduction .

Le rayonnement correspond à un transfert d'énergie par émission ou absorption d'ondes électromagnétiques visibles ou non. Il se produit en l'absence de support de matière et reste négligeable tant que la température des solides est peu élevée.

La convection apparaît dès lors qu'il existe des différences de températures entre des fluides ou entre une surface et un fluide. Le transfert de chaleur s'effectue dans ce cas avec déplacement de matière.

Enfin, la conduction caractérise des interactions directes entre particules voisines lors d'un transfert de chaleur avec support matériel mais sans transfert de matière. C'est la présence d'un gradient de température qui régit la propagation d'un flux de chaleur par conduction.

Ces 3 modes de propagation de la chaleur interviennent en même temps et, selon les cas, l'un pourra être prépondérant par rapport aux 2 autres. Dans le cas général, pour un milieu à 3 dimensions, l'équation de transfert de chaleur s'écrit [31]:

$$\frac{\delta T}{\delta x^2} + \frac{\delta T}{\delta y^2} + \frac{\delta T}{\delta z^2} - \frac{\delta T}{a_{th} \delta t} + \frac{p}{\lambda} = 0 \quad (\text{II-1-19})$$

P caractérisant une source de chaleur en volume dépendante du temps. Cette relation fait intervenir de façon plus ou moins explicite les 3 caractéristiques thermiques élémentaires que sont la conductivité thermique (λ_{ct}), la chaleur spécifique (C_p) et la diffusivité thermique (a_{th}).

La capacité calorifique (C) d'un système représente la quantité d'énergie échangée entre celui-ci et son environnement au cours d'une transformation, pour 1 mole de produit pur, dans les conditions thermodynamiques standards.

La chaleur spécifique (ou chaleur massique) est une variable expérimentale correspondant à la quantité de chaleur (Q) nécessaire pour élever la température de l'unité de masse d'une substance de 1°C. Pour une transformation isobare, elle est définie par

$$C_p = \frac{1}{m} (dQ / dT)_p \quad (\text{II-1-20})$$

La chaleur spécifique, comme la conductivité et la diffusivité thermique, est un paramètre intrinsèque au matériau et ne dépend que de sa composition chimique, de l'état physique, de la structure, de la température et de la pression.

II-1.2. ANALYSE THERMO-ELASTIQUE.

La principale hypothèse de cette analyse est que le champ de contraintes est bi-axial et uniforme [32-33],

De plus, le matériau est supposé continu, homogène et isotrope.

$$\text{D'après la loi de Hooke en 2 dimensions : } \varepsilon_{th} = \frac{1}{E} (\sigma_{th} - \nu \sigma_{th}) \quad (\text{II-1-21})$$

$$\text{D'OU } \sigma_{th} = E \cdot \alpha \cdot \Delta T / (1 - \nu) \quad (\text{II-1-22})$$

Dans le cas général on obtient : $\sigma_{th} = E \cdot \alpha \cdot \Delta T \cdot f(\nu)$

$f(\nu)$ est une fonction du coefficient de Poisson dépendant de la géométrie du solide.

Pour être applicable, cette relation suggère que la périphérie du solide passe instantanément de T_i à T_f , ce qui est physiquement impossible puisque les échanges thermiques obéissent à des lois continues et que les propriétés thermiques ont des valeurs finies. Les valeurs des contraintes issues du calcul précédent sont donc supérieures aux contraintes induites par un choc thermique réel, d'où l'introduction d'un facteur de réduction de contrainte noté ψ :

$$\sigma_{th} = \psi \cdot E \cdot \alpha \cdot \Delta T \cdot f(\nu) \quad (\text{II-1-23})$$

II-1.3. MODELISATION DES MATERIAUX HETEROGENES BASES SUR UNE APPROCHE MATHEMATIQUE

D'un point de vue analytique, les approches classiquement utilisées pour prédire le comportement de systèmes multiphasés sont les méthodes variationnelles [34-35], ou auto cohérentes [36-39] .

Les premières définissent un encadrement des propriétés par l'intermédiaire de deux bornes calculées à partir de considérations énergétiques. Quant aux démarches auto-cohérentes, elles ont pour objectif de donner une estimation représentative des propriétés d'un matériau en tenant compte d'un maximum d'informations liées à sa microstructure, sa géométrie ou la répartition spatiale des phases. Basée essentiellement sur les travaux initiés par Eshelby [36, 37] relatifs aux techniques d'homogénéisation, la méthode consiste à déterminer le comportement d'un matériau hétérogène à l'échelle macroscopique en le remplaçant par un matériau homogène fictif de propriétés équivalentes. Dans ce cas, un Volume Élémentaire Représentatif (V.E.R.) doit être défini. La difficulté de la méthode est d'intégrer un nombre optimal de paramètres afin de garantir une bonne

représentativité du modèle vis à vis du matériau réel sans toutefois trop compliquer sa mise en oeuvre.

Les hypothèses communes à chaque modèle ne sont pas toujours très explicites, particulièrement sur la morphologie et la répartition spatiale des phases. On peut toutefois retenir quelques postulats communs :

* le matériau est considéré comme parfaitement isotrope ; les interactions physico-chimiques éventuelles entre les différentes phases sont négligées, c'est à dire que les constituants ont un comportement au sein du matériau identique à celui qu'ils auraient s'ils étaient considérés séparément ; l'adhésion entre les phases est supposée parfaite, assurant ainsi la continuité des contraintes et des déformations (ou la continuité du flux thermique et du gradient de température) aux interfaces.

Les problèmes de conduction thermique étant analogues aux problèmes de conduction électrique, les méthodes de résolution appliquées sont beaucoup plus simples que pour les problèmes d'élasticité. En effet, la prise en compte de 2 constantes indépendantes est nécessaire pour caractériser le comportement élastique linéaire d'un matériau homogène (effet Poisson) tandis qu'une seule suffit en conduction thermique.

II-1.3. Modèles à bornes

* Modèles issus d'arrangements parallèle et série

Les modèles les plus simples considèrent une association en parallèle ou en série des différents constituants. Leurs expressions respectives pour un assemblage de 2 phases sont reportées dans le Tableau II-1 -1.

En élasticité, ils sont plus connus sous le nom de bornes de Voigt [34] et Reuss[38], correspondant respectivement aux modèles à déformations (borne supérieure) et à contraintes (borne inférieure) imposées dans une section droite quelconque du solide. Leur généralisation à n phases, par Hill [39] conduit aux expressions suivantes :

$$A_v = \sum_{i=1}^n A_i \cdot v_i \quad (\text{II-1-24})$$

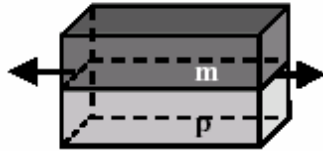
$$\frac{1}{A_v} = \sum_{i=1}^n \frac{v_i}{A_i} \quad (\text{II-1-25})$$

On peut constater que le calcul du coefficient de Poisson effectif d'un assemblage en série des phases tient compte du module d'Young (Tableau II-1-1).

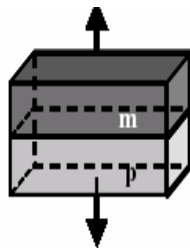
Pour le coefficient de dilatation thermique, le modèle parallèle résulte simplement d'une loi des mélanges entre les phases (Eq. II-1-26) tandis que l'expression pour un assemblage en série, généralisée par Turner[31-40], fait intervenir le module de compressibilité :

$$\alpha_v = \frac{\sum_i^n \alpha_i \nu_i K_i}{\sum_i^n \nu_i K_i} \tag{II-1-26}$$

Assemblage en parallèle [Borne supérieure]



Assemblage en série [Borne inférieure]



Assemblage en parallèle [Borne supérieure]	Assemblage en série [Borne inférieure]
CAS GENERAL	CAS GENERAL
A=E, G, K, λ	A= E,G, K, α, ν, λ
CAS PARTICULIER	
A=ν, α	A=A _m ν _m + A _p ν _p
$\nu_i = \frac{\nu_m \cdot V_m \cdot E_m + \nu_p \cdot V_p \cdot E_p}{E_p \cdot V_m + E_m \cdot V_p}$	$\alpha_i = \frac{\alpha_m \cdot V_m \cdot K_m + \alpha_p \cdot V_p \cdot K_p}{K_p \cdot V_p + K_m \cdot V_m}$

Tableau II-1 1. Expressions analytiques pour des assemblage en parallèle et en série de 2 phases

II-2 NOTION D'ELASTO-PLASTICITE

II-2 1 Introduction et généralité [41]:

La plupart des matériaux structurels ont un comportement initial élastique (réversible, linéaire ou non) mais présentent au-delà d'un certain stade appelé limite élastique ou seuil plastique, des déformations irréversibles ou plastiques.

Les déformations augmentent avec une petite variation de la résistance $\Delta\sigma$ qui peut être soit positive (écrouissage positif); soit nulle (élasto-plasticité parfaite) ou bien négative (écrouissage négatif qui n'existe pas dans les matériaux mais se rencontre par exemple dans le béton). (Fig. II-2 . 1 et II-2. 2)

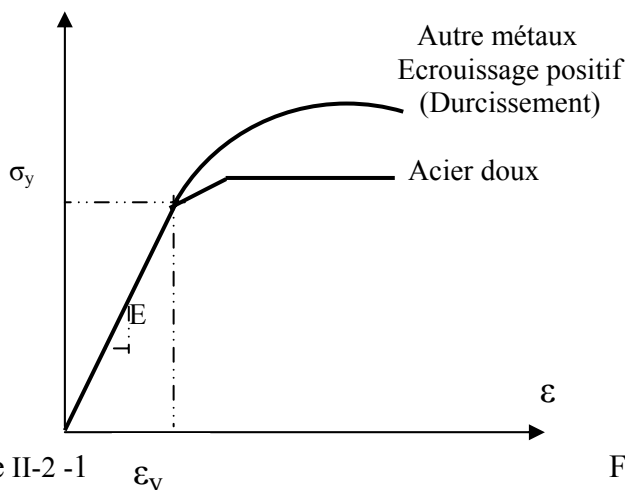


Figure II-2 -1

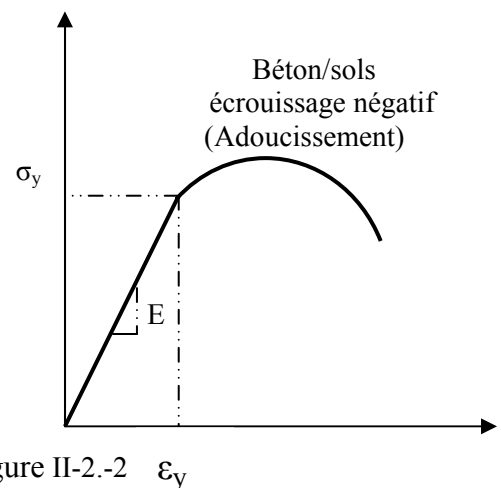


Figure II-2.-2

Si on décharge complètement la structure après plastification, les déformations diminuent en suivant un chemin parallèle au tronçon élastique et les déformations résiduelles persistent (figII-2.3)

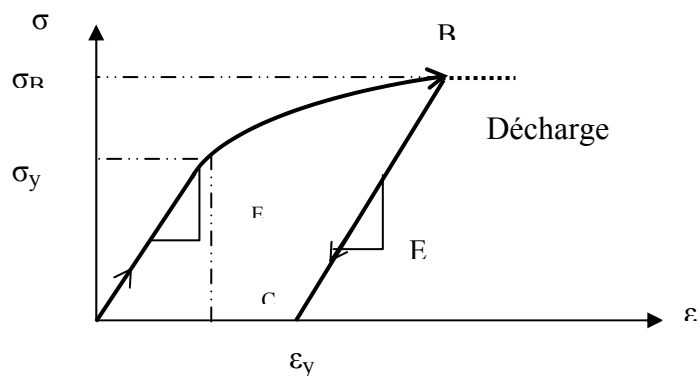


Fig II-2.3

Si on décharge à partir du point B, le comportement sera élastique jusqu'au point C et deviendra élasto-plastique au-delà du point B. La limite élastique change donc avec l'histoire du

chargement à cause de l'écroutissage qui signifie que les déformations sont élastiques et plastiques à la fois (fig. Fig II-2..4).

Si on inverse le chargement, on observe que la limite élastique dans un sens est affectée par plastification antérieure dans l'autre sens : c'est l'effet Bauschinger lié également à l'histoire du chargement.

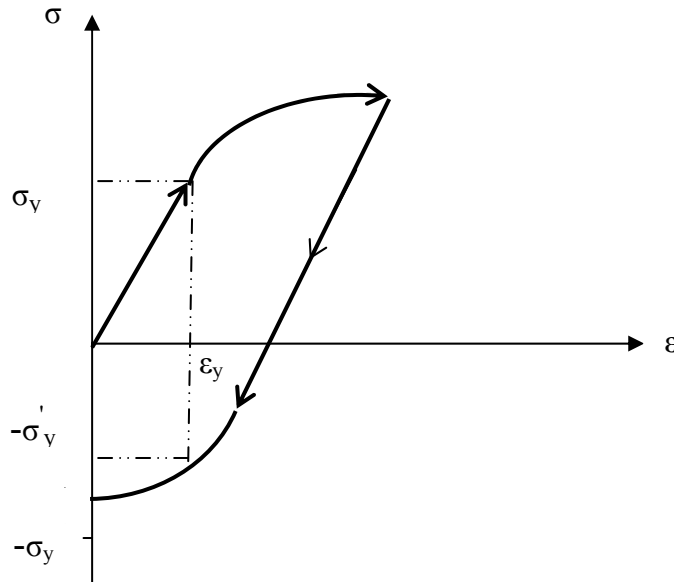


Figure. Fig II-2..4

Pour l'acier doux dont le comportement est pratiquement élasto-plastique parfait, les phénomènes d'écroutissage ne sont pas observés expérimentalement.

Le comportement réel est modélisé soit par la couche élasto-plastique parfaite, soit par celle avec écroutissage (linéaire ou non) et donc un module élasto-plastique tangent E^{ep} linéaire ou non (fig II-25 et II-2 6) .Ce dernier cas est plus général car il peut représenté :

* L'élasto-plasticité parfaite ($E^{ep} = 0$) ;

* Le durcissement ($E^{ep} > 0$) ;

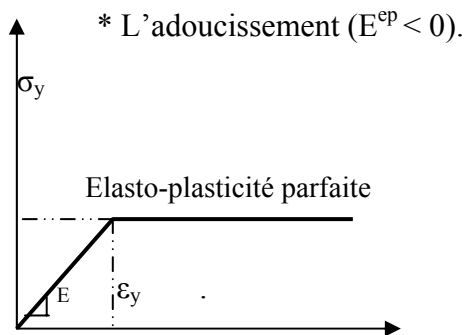


Fig II-2.5.

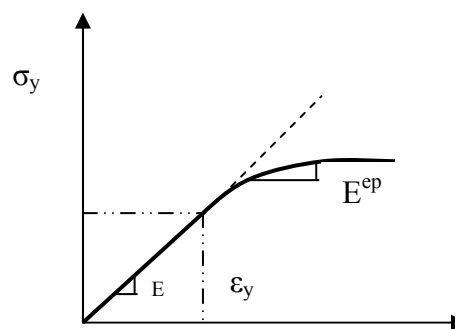


Fig II-2.6

Dans le cas uniaxial, l'élasto-plasticité parfaite signifie qu'au-delà de la limite élastique, le comportement élastique cesse et les déformations sont purement plastique . Dans le cas multiaxial, le problème est plus complexe car les vecteurs de contrainte et de déformation ont chacun six composantes et en général le comportement est élastique et plastique.

Si l'écroutissement est positif (durcissement), la variation des contraintes est purement élastique. S'il est négatif (adoucissement), les contraintes sont élastiques et plastiques à la fois.

La plasticité est une extension logique de l'élasticité. Le critère de limite élastique constitue la condition ou le seuil de plastification.

Remarque :

Le comportement réel est complexe avec écroutissement et l'effet Bauschinger peut être simulé par la superposition de modèles simples dont les comportements sont élasto-plastique parfaits. Ceci n'est pas différent de la réalité des métaux ou la plastification des différents plans de glissement de résistances différentes est à l'origine des phénomènes d'écroutissement et d'effets Bauschinger.

II-2 -2 Théorie de plasticité uniaxiale générale

Avant d'exposer la théorie de la plasticité multiaxiale. Il est préférable de commencer par l'élasto-plasticité uniaxiale parce qu'elle est plus accessible et facilite la généralisation mais surtout certaines grandeurs utilisées en théorie multiaxiale sont étalonnées sur des tests expérimentaux uniaxiaux.

Dans un essai uniaxial comme la traction simple, seule la contrainte principale σ_1 est non nulle : $\sigma_1 = \sigma \neq 0$ et $\sigma_2 = \sigma_3 = 0$. On suppose donc que la courbe σ/ε est connue aux domaines élastique et plastique .

Les différents phénomènes observés en pratique (écroutissement . effet Bauschinger) sont pris en compte en définissant trois notions importantes .

- 1) Critère de la limite élastique ou d'épuisement : qui donne l'état des contraintes au début de l'écoulement plastique .
- 2) Règle d'écroutissement : elle décrit comment évolue le critère d'épuisement pendant l'écoulement plastique .
- 3) Règle d'écoulement : elle lie l'incrément plastique des déformatins aux contraintes .

II-2 -2-1 Critère d'épuisement .

Dans le cas unidimensionnel, le critère d'épuisement est quand $|\sigma|$ atteint $|\sigma_y|$, On peut l'exprimer par : $|\sigma - \sigma_y| = F(\sigma, \sigma_y) = 0$ (II-2 -1)

σ_y étant la limite élastique initiale .

II-2 -2-2 Règle d'écrouissage .

Cette règle doit donner la limite élastique actuelle Y et décrire l'effet Bauschinger éventuel. Les écrouissages les plus utilisés sont de nature isotrope . cinématique ou combinée

a- Ecrouissage isotrope :

On suppose que les conditions d'épuisement en compression et en traction sont affectées de la même manière (fig. II-2 7).

Si on décharge et on inverse le chargement à partir du point B , l'écoulement plastique dans l'autre sens commencera à la contrainte σ_B . il y a donc une symétrie par rapport à l'axe $\sigma = 0$ (le point O).

Le point O est le centre du segment liant les points limites mais celui-ci subit une extension isotrope symétrique (fig II-2. 8).

Dans le cas bidimensionnel, il s'agira d'une courbe délimitant une surface et dans le cas tridimensionnel s'est une surface couvrant un volume .La règle s'exprime par :

$$F(\sigma, Y) = |\sigma - Y| = 0 . \tag{II-2 -2}$$

Y est l'actuelle limite élastique qui dépend de la déformation plastique ϵ^p (fig..9) .d'une manière générale, on écrit :

$$Y = \sigma_y + \int H d\epsilon^p \tag{II-2 -3}$$

Ou H est une caractéristique du matériau qu'on détermine expérimentalement .

Si H est constant : $Y = \sigma_y + H\epsilon^p$.

En élasto-plasticité parfaite $Y = \sigma_y = \text{constante}$ et $H = 0$.

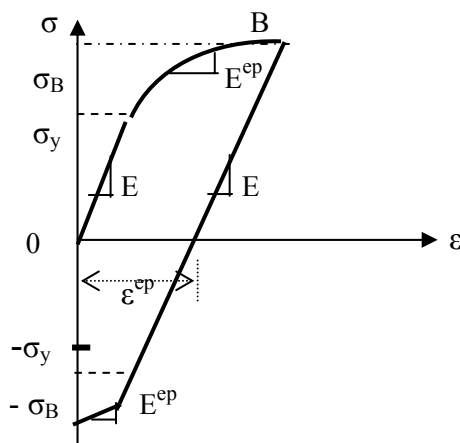


Fig. II-2 -7



Fig. II-2 -8

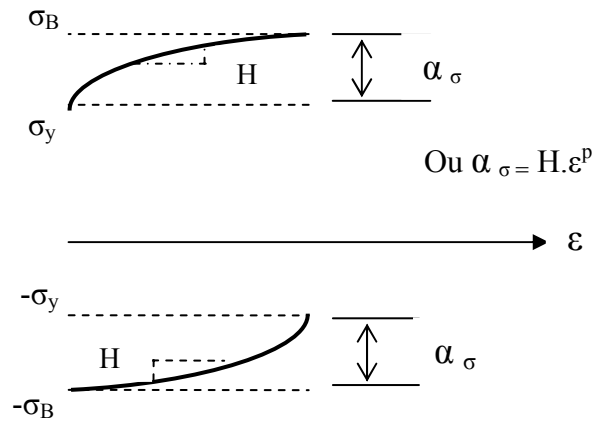


Fig. II-2 -9

b. Ecroissage cinématique :

Dans ce cas, La même marge élastique de $2\sigma_y$ est conservée quand le chargement est inversé (fig. II-2 - 10).

Cela signifie que le segment entre les points limites gade la meme dimension mais subit une translation et son centre se déplace d'une distance (contrainte) α_σ (voire les figures. II-2 -11 et II-2 - 12) .ceci s'exprime par :

$$F(\sigma, \sigma_y) = F(\sigma - \alpha_\sigma, \sigma_y) = F = (\bar{\sigma}, \sigma_y) = |\bar{\sigma} - \sigma_y| = 0. \tag{II-2 -4}$$

Où α_σ est donnée du centre du segment. $\bar{\sigma} = \sigma - \alpha_\sigma$ est appelée contrainte réduite.

L'ordonnée α peu être déterminée avec une des règles d'écrouissage cinématique celle de Prager donne :

$$d\alpha = b \cdot d\epsilon^p \text{ donc } \alpha_\sigma = \int b \cdot d\epsilon^p. \tag{II-2 -5}$$

Dans cette règle, on a un écroissage cinématique linéaire. La constante b est une caractéristique du matériau égale à H si l'écrouissage est purement cinématique (fig. II-2 -12).

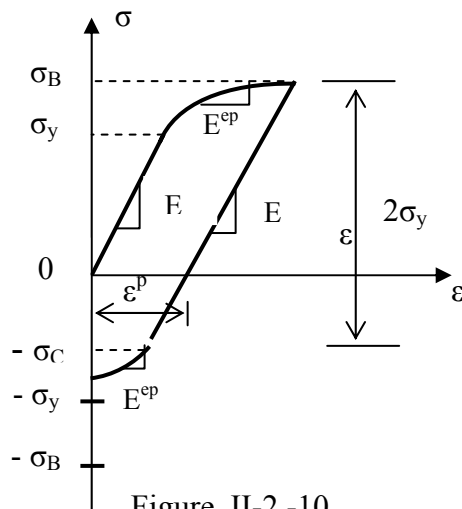


Figure. II-2 -10

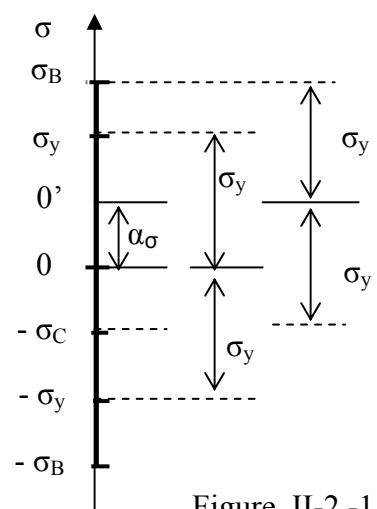
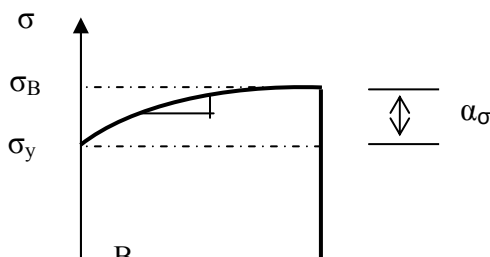
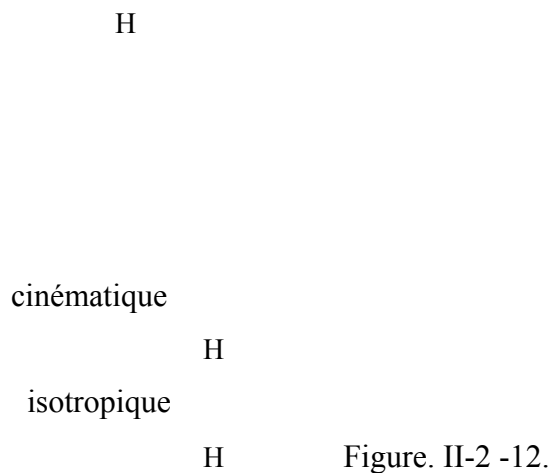


Figure. II-2 -11.





C- Ecrouissage mixte .

Dans l'écrouissage isotrope, l'effet Bauschinger est complètement ignoré. Dans celui cinématique, l'effet est maximal car l'augmentation de la limite élastique par écrouissage dans un sens est totalement perdue dans l'autre sens. Ceci est en contradiction avec les observations expérimentales.

L'écrouissage mixte est une combinaison des deux. Le segment de charge subit une expansion et une translation en même temps.

$$F(\sigma, \alpha_\sigma, y) = F(\bar{\sigma}, \bar{y}) = |\bar{\sigma} - \bar{y}| = 0. \quad (\text{II-2 -6})$$

Avec $\bar{\sigma} = \sigma - \alpha_\sigma$ et $\bar{y} = Y - \alpha_\sigma$

et dans ce cas $b \neq H$.

d-Ecrouissage complexe par modèles multicouches :

D'autres types d'écrouissage ont été proposés afin de tenir compte de l'anisotropie induite. Une des possibilités consiste à obtenir un écrouissage complexe avec plusieurs couches dont l'écrouissage est isotrope, cinématique ou mixte.

Avec les règles d'écrouissage précédentes décrivant l'évolution du critère de plastification F , on aura les règles de charge et décharge suivantes :

$F < 0$: Domaine élastique .

$F = 0$: Plastification .

$F > 0$: Impossible .

Quand $F=0$, il y a chargement si $dF > 0$ et déchargement si $dF < 0$.

II-2 2-3 Règle d'écoulement.

A cause de la dépendance de l'histoire du chargement et de la non unicité de la solution , la loi constitutive élasto-plastique ne peut se formuler que de manière incrémentale. L'incrément total de déformation se compose en générale de deux parties : un incrément élastique $d\varepsilon^e$ et un incrément plastique $d\varepsilon^p$.

$$d\varepsilon = d\varepsilon^e + d\varepsilon^p \quad (\text{II-2 -7})$$

Dans le domaine élastique ou en cas de décharge , la composante plastique est nulle .

L'incrément des contraintes $d\zeta$ correspondant n'est du qu'aux déformations élastique et donc :

$$d\zeta = E \cdot d\varepsilon^e \quad (\text{II-2 -8})$$

On peut lier l'incrément des contraintes à l'incrément totale de déformation par :

$$d\zeta = E^{ep} \cdot d\varepsilon \quad (\text{II-2 --9})$$

On peut également le lier à la déformation plastique par :

$$D\zeta = H \cdot d\varepsilon^p \quad (\text{II-2 -10})$$

E^{ep} est le module élasto-plastique tangent et H un paramètre d'écrouissage qui ne sont pas forcément constants. En élasto-plasticité parfaite $E^{ep} = H = 0$.

En substituant les formules , on trouve :

$$H = \frac{E}{1 - \frac{E^{ep}}{E}} \quad \text{et} \quad E^{ep} = E \left[1 - \frac{E}{E + H} \right] \quad (\text{II-2 -11})$$

$$\text{Ou} \quad \frac{1}{E^{ep}} = \frac{1}{E} + \frac{1}{H} \quad (\text{II-2 -12})$$

La relation (II-2 -9) est appelée règle d'écoulement plastique est la relation incrémentale générale est :

$$d\zeta = E_t \cdot d\varepsilon \quad (\text{II-2 -13})$$

Ou dans le domaine élastique ou en cas de décharge : $E_t = E$.

Dans le domaine plastique (charge après épuisement) : $E_t = E^{ep}$.

En cas de transition du domaine élastique au domaine plastique : $E_t = rE + (1-r) E^{ep}$ avec $0 \leq r \leq 1$.

II-2 -2-4 Algorithme élasto-plastique uniaxial :

La méthode utilisée est incrémentale itérative avec une rigidité constante ou variable. Entre deux itérations successives $i-1$ et i quatre cas peuvent se présenter selon l'état de contraintes :

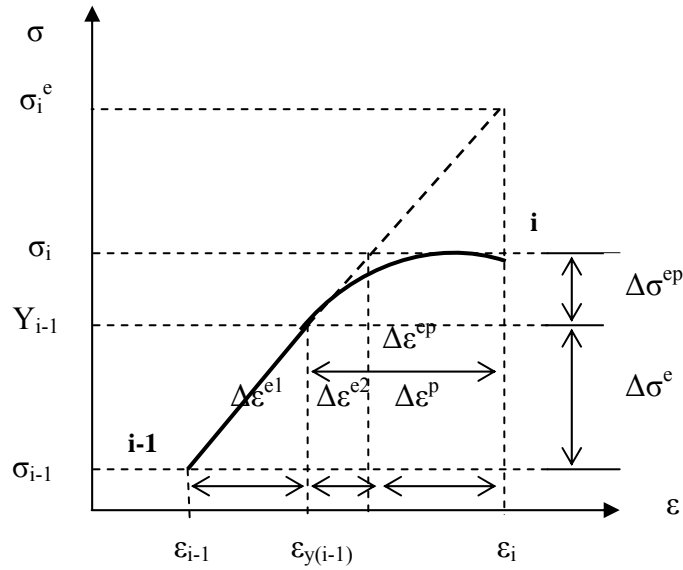
Elastique \rightarrow élastique , alors $E_t = E$.

Elastique \rightarrow plastique , alors $E_t = r E + (1 - r)E^{ep}$.

Plastique \rightarrow plastique , alors $E_t = E^{ep}$.

Plastique \rightarrow élastique , alors $E_t = E$.

Pour la transition du domaine élastique au domaine plastique, on a :



σ_{i-1} et ϵ_{i-1} : contrainte et déformation obtenues à l'itération $i-1$ après convergence.

Y_{i-1} et $\epsilon_{y(i-1)}$: contrainte et déformation de limite élastique à l'itération $i-1$.

σ_i et ϵ_i : contrainte et déformation à l'itération i et qui sont recherchées . σ_i^e : contrainte effective à l'itération i obtenue en supposant un comportement élastique . La variation de déformation se décompose en :

$$\Delta\epsilon = \epsilon_i - \epsilon_{i-1} = \Delta\epsilon^{e1} + \Delta\epsilon^{ep} . \tag{II-2 -14}$$

$\Delta\epsilon^{e1}$ est la partie élastique et $\Delta\epsilon^{ep}$ la partie élasto-plastique qui comprend une partie élastique $\Delta\epsilon^{e2}$ et une partie plastique $\Delta\epsilon^p$.

Donc :
$$\Delta\epsilon = \Delta\epsilon^{e1} + \Delta\epsilon^{e2} + \Delta\epsilon^p . \tag{II-2 -15}$$

Et on peut écrire :
$$\Delta\epsilon^{e1} = r.\Delta\epsilon \quad \text{et} \quad \Delta\epsilon^{ep} = (1-r).\Delta\epsilon . \tag{II-2 -16}$$

La variation des contraintes est :

$$\Delta\sigma = \sigma_i - \sigma_{i-1} = \Delta\sigma^e + \Delta\sigma^{ep} = E_t . \Delta\epsilon . \tag{II-2 -17}$$

$$\Delta\sigma = E . \Delta\epsilon^{e1} + E^{ep} . \Delta\epsilon^{ep} = r.E . \Delta\epsilon + (1-r)E^{ep} . \Delta\epsilon = [r.E + (1-r)E^{ep}] \Delta\epsilon .$$

$$E_t = r.E + (1-r).E^{ep} \tag{II-2 -18}$$

Et
$$\sigma_i^e = \sigma_{i-1} + E . \Delta\epsilon = \sigma_i + E . \Delta\epsilon^p . \tag{II-2 -19}$$

Pour que la contrainte effective σ_i^e soit égale à la contrainte recherchée σ_i il faut annuler $E.\Delta\epsilon^p$ est considéré comme une contrainte initiale causant une force résiduelle ΔF qu'il faut éliminer.

Les forces résiduelles causées par $E.\Delta\epsilon^p$ sont :

$$\Delta F = \sum_e \int_0^\lambda B^T \cdot E \cdot \Delta \varepsilon^P \cdot A \cdot dx = \sum_e E \cdot \Delta \varepsilon^P \cdot A \quad (\text{II-2 -20})$$

Les forces résiduelles sont égales à la première expression si l'effort normal est variable le long de l'élément et se réduisent à la deuxième expression quand l'effort normal est constant.

Le paramètre r est obtenu par des interpolations :

$$r = \frac{\varepsilon_{y(i-1)} - \varepsilon_{i-1}}{\varepsilon_i - \varepsilon_{i-1}} = \frac{Y_{i-1} - \sigma_{i-1}}{\sigma_i^e - \sigma_{i-1}} \quad (\text{II-2 -21})$$

Evidemment :

$$Y_{i-1} = \sigma_y + \int_0^{\varepsilon_{i-1}^P} H \cdot d\varepsilon^P = \sigma_y + \sum_{j=0}^{i-1} H \cdot \Delta \varepsilon_j^P \quad (\text{II-2 -22})$$

Si H est constante alors $Y_{i-1} = \sigma_y + H \cdot \varepsilon_{i-1}^P$

$$\varepsilon_i^P = \varepsilon_{i-1}^P + \Delta \varepsilon_i^P \quad (\text{II-2 -23})$$

$$\Delta \varepsilon^P = \frac{\Delta \sigma_i^{ep}}{H} = \frac{(i-r) \cdot \Delta \varepsilon_i}{H} = \left(\frac{(1-r) \cdot E}{E+H} \right) \Delta \varepsilon_i = (i-r) \left(1 - \frac{E^{ep}}{E} \right) \cdot \Delta \varepsilon_i \quad (\text{II-2 -24})$$

On peut adopter cet algorithme général dans tous les cas et la valeur de r à prendre sera :

$r = 1$ si la transition est élastique	→	élastique
$r = 1$ si la transition est plastique	→	élastique
$r = 0$ si la transition est plastique	→	plastique

L'algorithme est valable dans les cas d'un écrouissage isotrope. En cas d'écrouissage cinématique ou mixte, il faut utiliser les contraintes réduites $\bar{\sigma} = \sigma - \alpha_\sigma$

II-2 -3 Théorie générale de la plasticité multidimensionnelle :

La théorie tridimensionnelle est une généralisation des notions définies ultérieurement dans les cas uniaxial avec utilisation de grandeurs vectorielles, matricielles et tensorielles.

Dans la formulation de modèles mathématique de la relation contrainte déformation pour un matériau en élasto-plasticité, trois exigences sont à satisfaire :

- la relation explicite contrainte déformation avant la plastification c'est-à-dire dans le domaine élastique, fournie par l'expression :

$$\sigma_{ij} = D_{ijkl} \cdot \varepsilon_{km} \quad (\text{II-2 -25})$$

- le critère de plasticité indiquant l'écoulement plastique.
- Une relation contrainte déformation développée au comportement plastique les deux dernières exigences seront développées dans ce qui suit.

II-2 -3-1 Limite élastique et critère d'épuisement :

Le critère d'épuisement détermine le niveau de charge auquel la déformation plastique commence, il peut être formulé en fonction de l'état de contrainte σ et d'autres paramètres physique k liés aux propriétés d'écrouissage du matériau.

$$F(\sigma, k) = 0. \quad (\text{II-2 -26})$$

La combinaison est appelée contrainte effective et le paramètre d'écrouissage k dépend de la déformation plastique effective.

Le critère peut également se formuler en fonction des trois invariants de contraintes I_1, J_2 et J_3 .

$$F(I_1, J_2, J_3, K) = 0. \quad (\text{II-2 -27})$$

Où : I_1 est le premier invariant de tenseur des contraintes σ .

$$I_1 = \sigma_{kk} = \sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3.$$

J_2 est le 2^e invariant du tenseur déviatoire s .

$$J_2 = (s_1^2 + s_2^2 + s_3^2)/2 = 1/2 \cdot S_{ij} \cdot S_{ji}.$$

J_3 est le 3^e invariant du tenseur déviatoire s .

$$J_3 = s_1 \cdot s_2 \cdot s_3 = 1/3 \cdot S_{ij} \cdot S_{jk} \cdot S_{ki} = \text{Det } s.$$

Sachant que le tenseur déviatoire $S_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{\delta_{ij} \cdot \sigma_{kk}}{3} = \sigma - \frac{\delta_{ij} \cdot I_1}{3}$ avec $i, j = x, y, z$

Des observations expérimentales, notamment celle de Bridgman ont montré que la limite élastique des métaux est indépendante de la pression hydrostatique i.e. de l'invariant I_1 . Par conséquent, pour les métaux le critère s'écrit :

$$F(J_2, J_3, k) = 0. \quad (\text{II-2 -28})$$

Le critère de Tresca et Von mises font partie de cette famille.

En élasto-plasticité, il est commode d'exprimer les critères en fonction de l'angle θ (appelé angle de similitude) défini comme suit :

$$\theta = \frac{1}{3} \arcsin \left(-\frac{3J_3 \sqrt{3}}{2\sqrt{J_2}} \right) \quad \text{où } -\pi/6 < \theta < \pi/6 \quad (\text{II-2 -29})$$

Ceci permet le codage de la fonction de plastification en calcul numérique et nécessite la spécification de trois constantes pour chaque critère.

Dans le cas multiaxial, les critères sont présentés par des surfaces appelées surfaces de charge. En élasto-plasticité parfaite, la surface de charge est une surface limite tandis que dans le cas de l'érouissage, elle évolue.

Beaucoup de critères de plastification (d'épuisement) sont exposés dans les ouvrages de mécanique de milieux continus, la plupart présentent un intérêt historique puisqu'ils sont en opposition avec l'expérimentation. Mais parmi les critères qui se rapprochent de l'expérimentation et qui sont usuels, il y a ceux de Tresca et Von mises pour les métaux et ceux de Mohr-coulomb et Drucker-Prager pour les roches et sols.

a- Critère de Tresca.

Il stipule que la plasticité commence quand le maximum des contraintes de cisaillement atteint une certaine valeur c'est-à-dire, on a plastification à une contrainte de cisaillement critique.

Si les contraintes principales sont $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ telles que $\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3$ alors la plastification commence quand :

$$\sigma_1 - \sigma_3 = y(k) . \quad (\text{II-2 -30})$$

Avec y un paramètre matériel déterminé expérimentalement et qui est en fonction de k le paramètre d'érouissage.

Pour la condition première plastification, on a :

$$\max \left[\frac{|\sigma_1 - \sigma_2|}{2}, \frac{|\sigma_2 - \sigma_3|}{2}, \frac{|\sigma_3 - \sigma_1|}{2} \right] = \frac{|\sigma_3 - \sigma_1|}{2} = \frac{\sigma_y}{2} \quad (\text{II-2 -31})$$

σ_y est la contrainte d'épuisement initiale en traction simple .

En fonction des invariants, le critère s'exprime par :

$$F(J_2, \theta) = 2\sqrt{j_2} \cos \theta - \sigma_y = 0 \quad (\text{II-2 -32})$$

En considérant toutes les possibilités de valeurs maximales des contraintes de cisaillement (par exemple $\sigma_2 - \sigma_1$ pour $\sigma_2 \geq \sigma_3 \geq \sigma_1$), le critère de Tresca sera graphiquement représenté dans l'espace des contraintes principales par un prisme hexagonal (Fig. II-2 -14) .

Il est commode de représenter géométriquement la surface de plastification par une projection sur le plan π où $\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3 = 0$, comme sur la figure. II-2 -15.

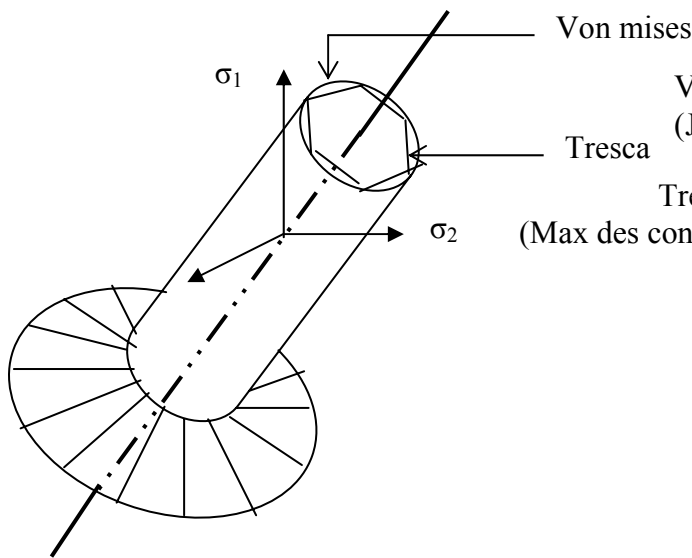


Figure. II-2 -14

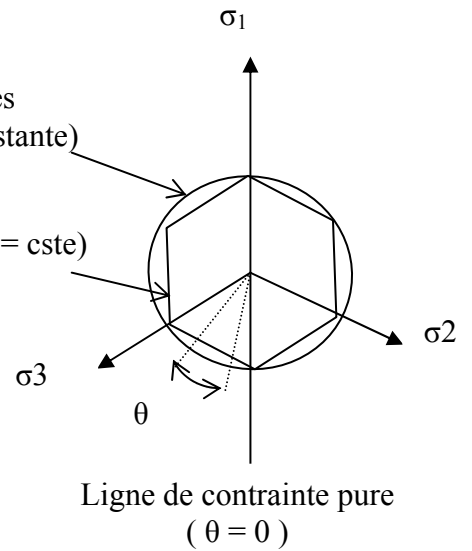


Figure. II-2 - 15

b- Critère de Von mises :

On a plastification quand J_2 atteinte une valeur critique, traduit par :

$$(J_2)^{1/2} = K(k) \tag{.II-2 -33}$$

Si on est dans la condition première de plastification, le critère s'écrit sous forme :

$$F(J_2) = \sqrt{3J_2} - \sigma_Y = 0. \tag{.II-2 -34}$$

La représentation graphique du critère dans l'espace des contraintes principales est un cylindre régulier (fig II-2.14) dont la projection sur le plan π est un cercle (figII-2 -15)

Il y a deux interprétations physique des conditions de plasticité de Von mises, l'une basée sur l'énergie de distorsion ; ainsi Hencky (1924) précise que le critère de Von mises implique que la plasticité commence quand l'énergie de distorsion atteinte une valeur critique. L'autre interprétation est basée sur le cisaillement octaédrique $\tau_{oct} = \sqrt{\frac{2.J_2}{3}}$,

introduit par Naday en 1937 pour lequel on a plastification quand τ_{oct} atteint une valeur critique.

Pour la plupart des métaux, le critère de Von mises est plus conforme avec l'expérimentation que celui de Tresca, mais ce dernier est plus simple dans les applications théorique.

C- Critère de Mohr-coulomb :

Ce critère est une généralisation de celui de Tresca sauf que la contrainte critique de cisaillement n'est plus constante mais dépend de la contrainte normale (influence de la contrainte hydrostatique).

La plastification a lieu quand le rayon du plus grand cercle principale de Mohr est tangent à la courbe enveloppe de Coulomb

$$|\tau| = c - \sigma \cdot \tan(\phi) \quad (\text{II-2 -35})$$

Où : $|\tau|$ est la magnitude de la contrainte de cisaillement.

σ est la contrainte normale.

c et ϕ sont respectivement la cohésion et l'angle interne de frottement

d-Critère de Drucker-Prager :

Ce critère est une extension de celui de Von Mises et de celui de Mohr-Coulomb. L'influence de la contrainte hydrostatique est introduite en incluant un terme additionnel dans l'expression de Von Mises, ce qui donne :

$$F(I_1, J_2) = \mu \cdot I_1 + \sqrt{J_2} - K = 0. \quad (\text{II-2 -36})$$

II-2 -3-2 Règle d'écoulement et potentiel plastique :

Après la première plastification, l'incrément de déformation aura une composante élastique et une autre plastique :

$$d\varepsilon = d\varepsilon^e + d\varepsilon^p \tag{II-2-37}$$

$$d\varepsilon^e = \frac{dS_{ij}}{2\mu} + \left(\frac{1-2\nu}{E} \right) \delta_{ij} \cdot \sigma_{kk} \tag{II-2-38} \quad \text{Où}$$

S_{ij} est le tenseur déviatoire, E et ν sont le module d'Young et coefficient de Poisson.

Pour relier l'incrément de déformation plastique $d\varepsilon^e$ aux contraintes, on définit G une fonction scalaire des contraintes σ appelée potentiel plastique telle que :

$$d\varepsilon^p = d\lambda \frac{\partial G}{\partial \sigma} \tag{II-2-39}$$

Cette relation qui s'appelle règle d'écoulement car elle gouverne l'écoulement plastique après plastification, lie la fonction de charge à la loi constitutive σ - ε .

$d\lambda$ est un facteur scalaire de proportionnalité positif ou nul, il n'est positif qu'en présence d'écoulement plastique.

G est fonction de J_2 et J_3 mais ne peut être déterminée dans sa forme générale. Pour le cas où la fonction potentielle plastique G est égale à la fonction de charge F , on dit que la plasticité est associée ($F = G$) dans ce cas :

$$d\varepsilon^p = d\lambda \frac{\partial F}{\partial \sigma} \tag{II-2-40}$$

Cette équation s'appelle règle de plasticité associée ou règle de normalité parce que le vecteur $d\varepsilon^p$ est normal à la surface de charge (Fig.II-2-16).

La règle de normalité implique la convexité de la surface de charge et l'unicité de la solution aux frontières.

Les observations expérimentales indiquent que la règle de normalité est acceptable pour les métaux mais la question demeure pour le cas des roches et sols.

Ainsi la relation incrémentale contraintes déformations en élasto-plasticité sera :

$$d\varepsilon = \frac{dS_{ij}}{2\mu} + \frac{1-2\nu}{E} \delta_{ij} d\sigma_{kk} + d\lambda \frac{\partial F}{\partial \sigma_{ij}} \tag{II-2-41}$$

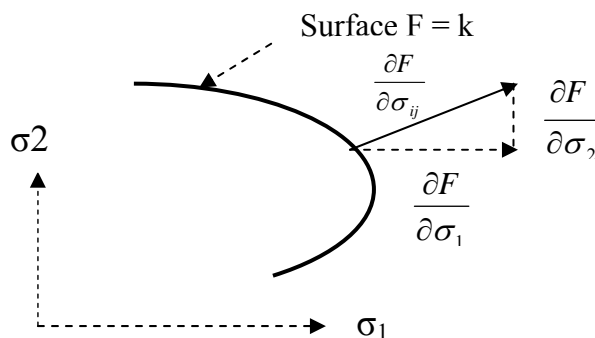


Fig.II-2-16

Pour ce cas particulier où $F = J_2$ alors $\frac{\partial F}{\partial \sigma} = \frac{\partial J_2}{\partial \sigma} = \sigma'$ et donc :

$$d\varepsilon^P = d\lambda \cdot \sigma' \quad (\text{II-2-42})$$

Équation connues sous le nom d'équation de Prandtl Reuss et qui sont très utilisées dans le travail théorique.

II-2-3-3 Relations élasto-plastiques incrémentales :

L'incrément total des déformations est : $d\varepsilon = d\varepsilon^e + d\varepsilon^p$.

L'incrément des contraintes est élastique :

$$d\sigma = D \cdot d\varepsilon^e = D \cdot (d\varepsilon - d\varepsilon^p) . \quad (\text{II-2-43})$$

Où D est la matrice des constants élastiques.

$$\text{Or } d\varepsilon^P = d\lambda \frac{\partial G}{\partial \sigma} \quad \text{donc} \quad d\sigma = D \cdot d\varepsilon - D \cdot \frac{\partial G}{\partial \sigma} d\lambda \quad (\text{II-2-44})$$

Le chargement plastique a lieu si $F = 0$ et $dF = 0$.

On a $F = F(\sigma, \alpha, k) = F(\sigma - \alpha, k)$ donc :

$$dF = \sum \frac{\partial F}{\partial \sigma_i} d\sigma_i + \sum \frac{\partial F}{\partial \alpha_i} d\alpha_i + \frac{\partial F}{\partial k} dk = \left\{ \frac{\partial F}{\partial \sigma} \right\}^T d\sigma + \left\{ \frac{\partial F}{\partial \alpha} \right\}^T d\alpha + \frac{\partial F}{\partial k} dk = 0. \quad (\text{II-2-45})$$

Où k et α sont les paramètres d'écrouissage isotrope et cinématique respectivement.

$$\text{Posons :} \quad A = -\frac{1}{d\lambda} \left[\left\{ \frac{\partial F}{\partial \alpha} \right\}^T d\alpha + \frac{\partial F}{\partial k} dk \right]. \quad (\text{II-2-46})$$

$$\text{Donc :} \quad dF = \left\{ \frac{\partial F}{\partial \sigma} \right\}^T d\sigma - Ad\lambda = 0. \quad (\text{II-2-47})$$

Avec $\left\{ \frac{\partial F}{\partial \sigma} \right\}^T = \left[\frac{\partial F}{\partial \sigma_x}, \frac{\partial F}{\partial \sigma_y}, \frac{\partial F}{\partial \sigma_z}, \frac{\partial F}{\partial \tau_{yz}}, \frac{\partial F}{\partial \tau_{zx}}, \frac{\partial F}{\partial \tau_{xy}} \right]$ le vecteur d'écoulement.

Remplaçant $d\sigma$ par son expression (II-2-44), on aura :

$$\left\{ \frac{\partial F}{\partial \sigma} \right\}^T \left[D \cdot d\varepsilon - D \frac{\partial G}{\partial \sigma} d\lambda \right] - Ad\lambda = 0. \quad (\text{II-2-48})$$

$$\text{D'où :} \quad d\lambda = \frac{\left\{ \frac{\partial F}{\partial \sigma} \right\}^T D}{\left\{ \frac{\partial F}{\partial \sigma} \right\}^T D \frac{\partial G}{\partial \sigma} + A} d\varepsilon. \quad (\text{II-2-49})$$

En remplaçant dans (II-2-44), on obtient :

$$d\sigma = \left[D - \frac{D \frac{\partial G}{\partial \sigma} \left\{ \frac{\partial F}{\partial \sigma} \right\}^T D}{\left\{ \frac{\partial F}{\partial \sigma} \right\}^T D \frac{\partial G}{\partial \sigma} + A} \right] d\varepsilon = D^{ep} . d\varepsilon \quad (\text{II-2-50})$$

D^{ep} est la généralisation du module E^{ep} de l'élasto-plasticité uniaxiale. C'est la matrice élasto-plastique quelles que soit les règles d'écroissage.

En élasto-plasticité parfaite $A=0$ mais $D^{ep} \neq 0$ alors qu'en élasto-plasticité parfaite uniaxiale E^{ep} est nul.

En élasto-plasticité non associée ($F \neq G$), D^{ep} est dissymétrique.

Calculons A et exprimons D^{ep} pour un écroissage simple :

Un écroissage simple et un écroissage soit isotrope, soit cinématique mais pas mixte, on a donc soit $dk = 0$ ou $d\alpha = 0$.

D'après le travail plastique $dk = \sigma^T . d\varepsilon^p$ et selon la règle de Prager $d\alpha = b . d\varepsilon^p$, donc :

$$A = -\frac{1}{d\lambda} \left[\left\{ \frac{\partial F}{\partial \alpha} \right\}^T d\alpha + \frac{\partial F}{\partial k} dk \right] = -\frac{1}{d\lambda} \left[b \left\{ \frac{\partial F}{\partial \alpha} \right\}^T + \frac{\partial F}{\partial k} \sigma^T \right] d\varepsilon^p. \quad (\text{II-2-51})$$

Or selon la règle de plasticité ((II-2-39) qui dit $d\varepsilon^p = d\lambda \frac{\partial G}{\partial \sigma}$, on aura :

$$A = - \left[b \left\{ \frac{\partial F}{\partial \alpha} \right\}^T \frac{\partial G}{\partial \sigma} + \frac{\partial F}{\partial k} \sigma^T \frac{\partial G}{\partial \sigma} \right] \quad (\text{II-2-52})$$

$$\text{Et ainsi : } D^{ep} = D - \frac{D \frac{\partial G}{\partial \sigma} \left\{ \frac{\partial G}{\partial \sigma} \right\}^T D}{\left\{ \frac{\partial F}{\partial \sigma} \right\}^T D \frac{\partial G}{\partial \sigma} - b \left\{ \frac{\partial F}{\partial \alpha} \right\}^T \frac{\partial G}{\partial \sigma} - \frac{\partial F}{\partial k} \sigma^T \frac{\partial G}{\partial \sigma}} \quad (\text{II-2-53})$$

Où D^{ep} est la matrice élasto-plastique pour un écroissage simple,

c'est-à-dire $\frac{\partial F}{\partial \alpha} = 0$ ou $\frac{\partial F}{\partial k} = 0$.

DEUXIEME PARTIE :

SIMULATION DES
ESSAIS THERMO-MECANIKES

III-SIMULATION DES ESSAIS MECANIKUES

III -1 Méthodes des éléments finis :

Est une méthode numérique permet de décrire le comportement d'une structure au point de sa résistance, la méthode dite des éléments fins a été proposée pour la première fois dans les années quarante .

Comme la méthode exige la résolution d'importants systèmes d'équations il n'a pas été possible de l'utiliser de façon économique pendant 20ans environ, avant que l'on ait réussi à construire des ordinateurs dotés de mémoires à haute capacité et de vitesse de calcul considérables.

L'application de cette méthode s'est révélée très efficace en analyse linéaire élastique des structures en état des contraintes et des déformations planes.

En analyse non linéaire élasto plastique, on trouve peut d'auteurs qui tiennent compte de la plasticité et du chargement cyclique.

III --2 Présentation de CASTEM 2001.

CASTEM2001 (ou CASTEM plus simplement) est un logiciel de calcul des structures et plus généralement de résolution d'équations aux dérivées partielles par la méthode des élément finis. Il a été développé au Département de Mécanique et de Technologie (DMT) du Commissariat à l'Energie Atomique (CEA).

Ce logiciel de calcul présente un système complet intégrant non seulement des fonctions de calculs proprement dites mais également des fonctions de construction de modèle (pré-processeur) et de traitement des résultats (post-processeur) .

Il traite de problèmes :

- De mécanique en statique et dynamique avec des comportement en
 - Elasticité linéaire classique,
 - Non-linéaire du type d'élasto-visco-plasticité,et d'élasto- plasticité
- De thermique,
- De thermomécanique couplés,

La principale particularité de **CASTEM 2001**, est d'être extrêmement adaptable aux multiples applications propres à chaque problème et a la manière propre pour chaque utilisateur .

III - -3 le langage **GIBIANE**: CASTEM utilise un langage informatique particulier : le langage **GIBIANE** permet de communiquer avec le programme. La syntaxe est basée sur l'utilisation de directives, d'opérateurs et de procédures s'appliquant à des opérands ,ces directives écrites en langue française.

a- Les directives :c'est le premier mot qui doit être suivi du mot de l'opérande

la syntaxe est : **DIRECTIVE OPERANDES**

Par exemple, dans **TRACE MAILLAGE** : **TRACE** est la directive de traçage et **MAILLAGE** est l'opérande que l'on veut visualiser.

b- Les opérateurs : c'est le premier mot de l'égalité qui doit être suivi du mot de l'opérande

la syntaxe est : **RESULTATS = OPERATEUR OPERANDES**

Par exemple, dans **LIGNE = DROITE P1 P2** :

LIGNE sera l'objet construit en reliant **P1** et **P2** par une droite.

DROITE est l'opérateur qui s'applique sur les opérands **P1** et **P2** et le résultat s'appelle **LIGNE**.

c- Les procédures (équivalent aux sousroutines en FORTRAN) :

Les procédures peuvent utiliser, l'une des syntaxes précédentes. suivant leur définition, ce sont des opérateurs de niveau supérieur, appelant une série d'opérateurs élémentaires. Elles sont définies par l'utilisateur et elles permettent de répondre à des besoins divers :

- regroupement de plusieurs opérateurs,
- problèmes complexe ou répétitifs.

Pour notre programme on utilise les directives trace pour visualiser les champ de contraintes et les déplacements et déformations

Par les opérateurs **Rigi** calcul des matrice de rigidité

Sigma calcul des matrice contrainte par rapport aux déplacement

Thêta calcul des matrice contrainte thermique engendre par le champ de température

Remarque on doit soustraire Thêta de Sigma

Le déplacement est obtenu par l'opérateur **reso** de **rigi** et **cl** et mod.

Epsi calcul des déformation par rapport aux déplacement

Exco pour extraire un champ d' un autre champ soit des contraintes soit des déformations.

Tres et vom pour avoir des contraintes équivalentes soit de Tresca soit de vom mises.

Extr pour extraire une ou les composantes d'un champ.

Mess pour donner les résultats affichés sur écran ou imprimés

III --4 Programme de calcul :

Il s'agit d'un programme de calcul pour un système multicouche à comportement thermo élasto plastique en mode bidimensionnel et tridimensionnel.

La loi de comportement du matériau a été décrite par les courbes de traction expérimentale.

L'objet de ce calcul est d'étudier un système pour les essais suivants :

- flexion 4 points (élastique et élasto plastique);

Le programme permet d'obtenir :

- Les déplacements (U_X , U_Y , U_Z) ;
- Les contraintes totales (σ_X , σ_Y , σ_Z , σ_{XY} , σ_{XZ} , σ_{YZ});
- Les contraintes équivalentes de **Von Mises** et de **Tresca** ;
- Les déformations (ϵ_X , ϵ_Y , ϵ_Z) ;
- La déformation inélastique totale (ϵ_{pse})

les caractéristique du calcul

l'éprouvette est soumise a une température égale 1000 ° C et bloquée à la face inférieure à 850°C et elle est soumise à une charge totale de 60N . l'éprouvette en essai 4 points , deux pour les appuis distant de 15mm et éloignées de l'extrémité de la plaque de 12,5mm , pour les deux autres appuis ce sont les points d' appuis des forces verticale de 30N, chacune éloignées des extrémité de la plaque de 7.5mm

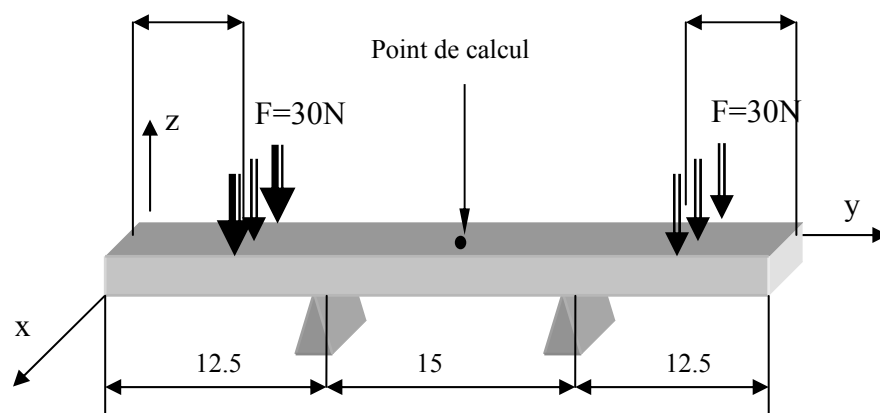
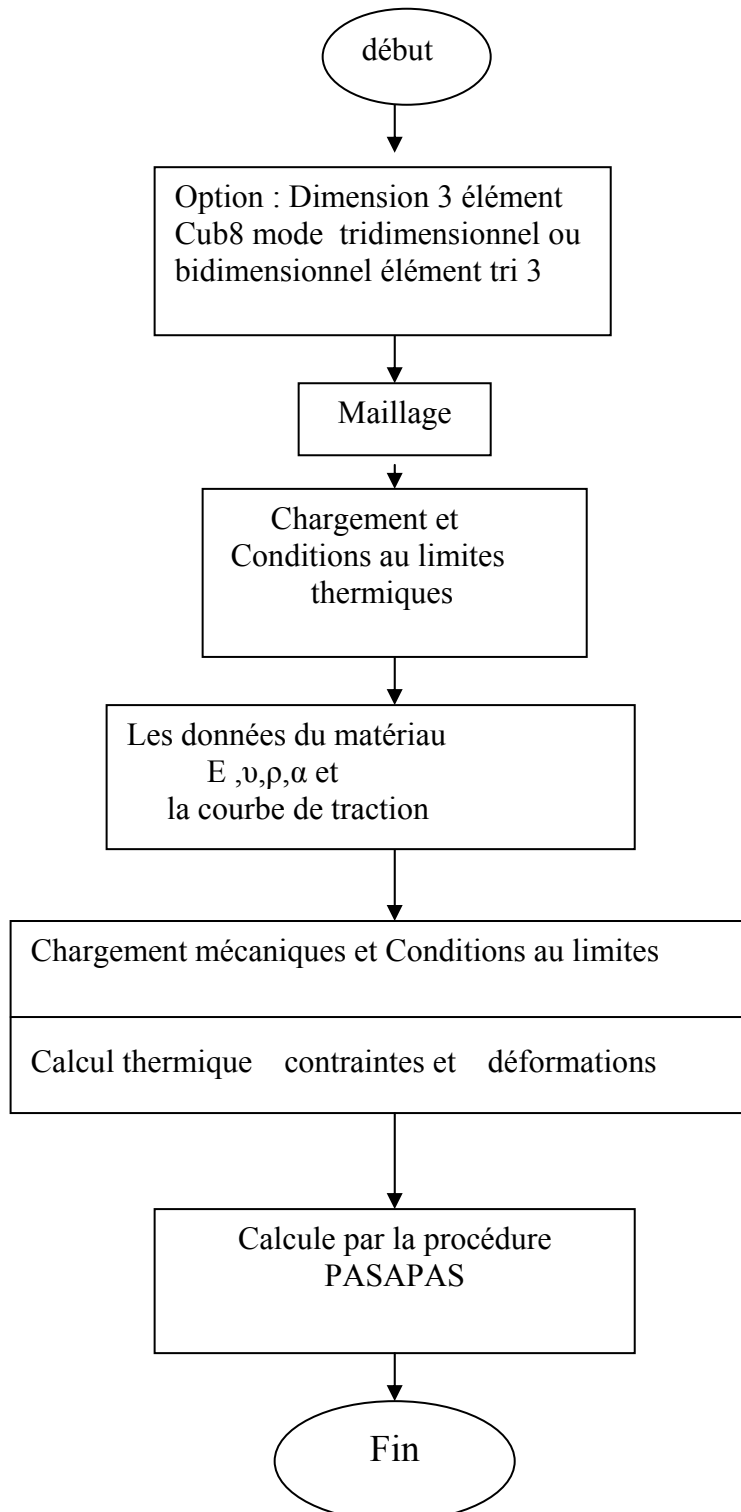
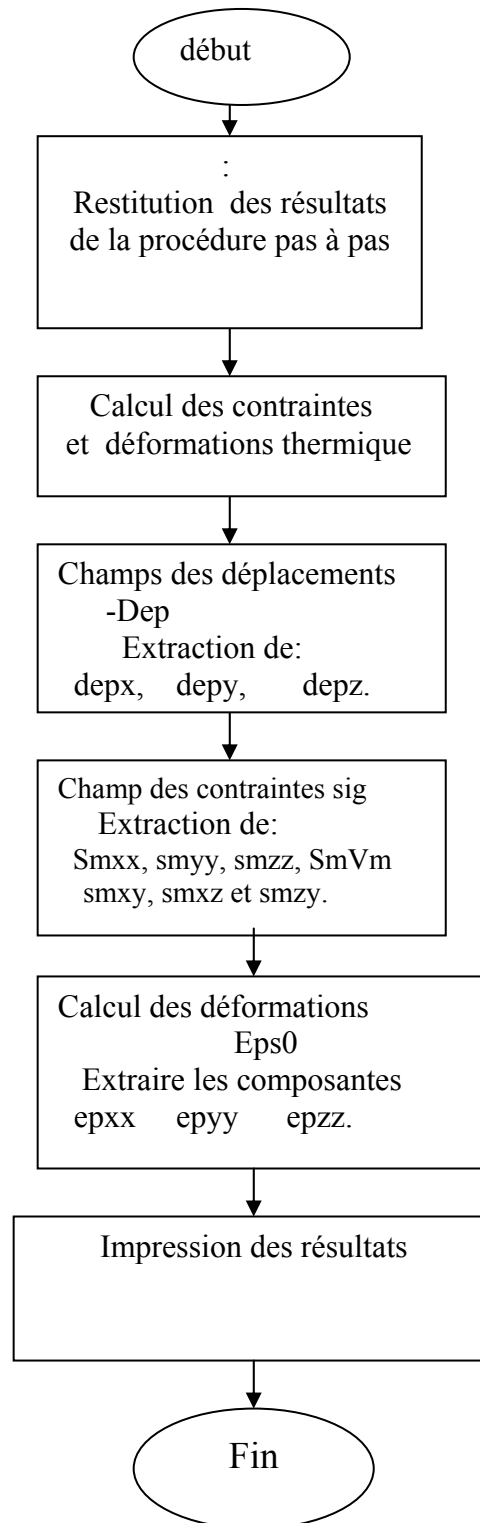


Figure III-1

III --4-1-Organigramme du programme principal :



III --4-2 Organigramme du programme post-traitement :



III --4-3 -Exploitation du programme :

1- **La directive OPTION** permet de déclarer les principaux paramètres du programme, par exemple la dimension de l'espace, le type d'éléments géométriques utilisé.

On travaille en trois dimensions (**DIME3**), avec un choix d'éléments géométriques appropriés à notre problème (**CUB 8**), Et dans le programme à deux dimensions le choix d'éléments géométriques appropriés sont tri3 (triangulaire à trois nœuds)

2- Maillage :

L'objet du maillage est de discrétiser géométriquement le domaine d'analyse de manière à pouvoir ultérieurement associer une formulation éléments finis au support géométrique.

Concrètement cette discrétisation s'effectue par la création d'objets de type maillage (points, lignes, surfaces, volumes) à l'aide des opérateurs géométriques :

- Construction des points.
- Construction des lignes à partir des points.
- Construction des surfaces à partir des lignes.
- Construction des volumes à partir des surfaces.

3- Géométrie : Afin de mener à bien notre mission nous avons modélisé une éprouvette utilisée lors des essais réels. Ces éprouvettes sont des plaquettes de (superalliage à base de $\text{Ni}+\text{Al}_2\text{O}_3+\text{ZrO}_2$) cas tri couches et des éprouvettes de ($\text{ZrO}_2+\text{ZrO}_2$) cas bicouches de 40 mm de longueur, 4 mm de largeur et 0.5 mm d'épaisseur. La couche d'alumine peut atteindre 2 micromètres et celle de ZrO_2 100 micromètres. D'autres simulations sont réalisées en 2D. Nous nous sommes donc rapproché plus de la réalité géométrique du système en modélisant pour la première fois ces éprouvettes en 3D car au vu des résultats à deux dimensions ces derniers sont loin des réalités expérimentales.

4- Construction de la géométrie. Comme nous vous l'avons explicité dans la première partie, **CASTEM2001** ne propose pas de pré processeur. De plus il est impossible de créer la géométrie directement. Ainsi nous avons dans un premier temps définie tous les points, puis toutes les droites reliant ces différents points. Et à partir des lignes nous avons créés des contours dont nous nous sommes servis pour construire les surfaces, une fois les surfaces définies, nous avons translatée la première de 0.4 mm et la deuxième de 0.1 mm et la troisième de 0.002 mm selon l'axe Oz.

Ainsi nous avons obtenus notre volume, constitués des trois volumes indépendants sous forme d'un parallélépipède aux dimensions souhaitées.

Cette méthode de création de volume avec des surfaces indépendantes, auraient pas été solidaires et le volume ne sera construit. Puis nous avons éliminé les nœuds communs à ces

surfaces et aux volumes. Cette élimination, faite en utilisant l'opérateur **ELIM**, permet de détruire tous les nœuds doubles, constitués de deux nœuds très proches des surfaces créés indépendamment pour ne laisser qu'un seul nœud aux surfaces et aux volumes solidaires. Cette méthode nous permet de nommer certaines surfaces et droites pour pouvoir leur appliquer des conditions limites et des forces par la suite.

Le schéma descriptif de la construction du système tri couches et bicouches

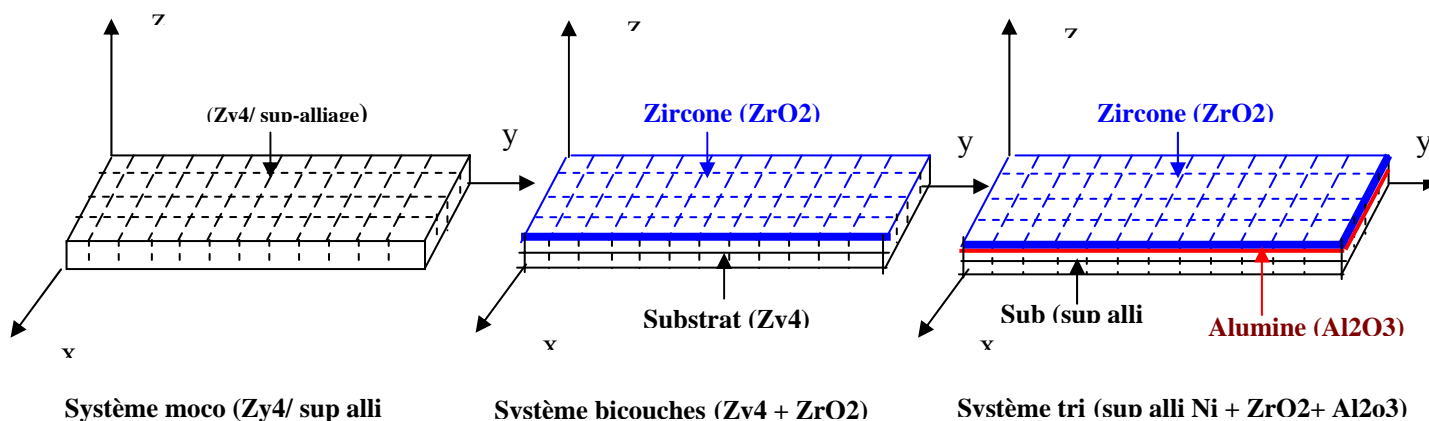


Figure III-2

5- Les caractéristiques mécaniques du matériau :

En plus des constantes élastiques (Module de Young et coefficient de Poisson), il faut préciser la limite d'élasticité, la courbe contraintes déformations, et la masse volumique, tableau (5.1)

Matériaux	ν	E (MPa)	ρ (Kg/cm ³)	α 10 ⁻⁶ (K ⁻¹)
Zircaloy-4 Zy-4/	0.3	98.000	6.0-6.5	5.85
Superalliage à bas Ni	0.3	180.000	--	5.85
Alumine Al ₂ O ₃	0.25	390.000	3.9	0.1
Zircon ZrO ₂	0.25	192.000	5.8-6.1	8.5

Tableau1 : Caractéristiques des matériaux [43-44] .

Systèmes	Constituants	Epaisseurs (mm)
Monocouche	Zircaloy-4 (Zy-4)/ Superalliage à bas Ni	0.400
bicouches	Zircaloy-4 (Zy-4)	0.400
	Zircone (ZrO ₂)	0.002
tricouches	Superalliage à bas Ni	0.400
	Alumine (Al ₂ O ₃)	0.002
	Zircone (ZrO ₂)	0.100

Tableau2 Caractéristiques géométriques de nos éprouvettes [43]

III-5 Résultats

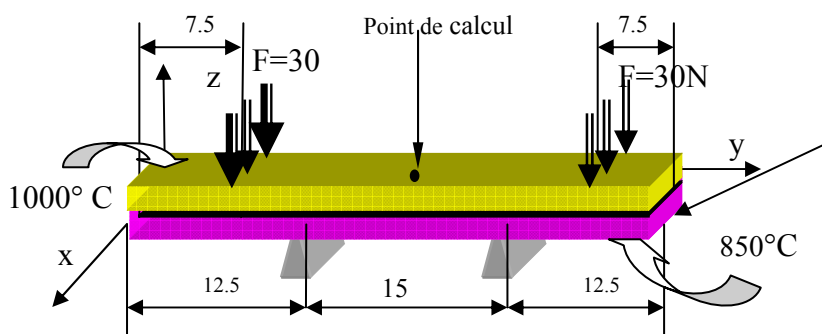
Les essais de flexion 4 points sont réalisés ou on ne considère que la partie centrale où l'on admet en première approximation que le champ de contrainte est uniforme. On se place au point d'appui central de l'éprouvette car c'est en général à cet endroit que naissent les premières fissures, ou le champ de contrainte est maximum.

Dans une première considération nous étudions la loi de comportement élasto-plastique des systèmes multicouches

(superalliage à base de nickel ;Ni+Al₂O₃+ZrO₂) et (Zy4 +ZrO₂) avec chargement mécanique, puis pour le chargement purement thermique .

* chargement mécanique nous aurons les résultats pour

A. système tri couche (super alliage à base de Ni)



-métal nu(super alliage à base de Ni)

1. -superalliage +alumine
2. superalliage +alumine +la zircone

B- système bicouche (zircaloy)

1. -métal nu
2. -l'alliage zircaloy +la zircone

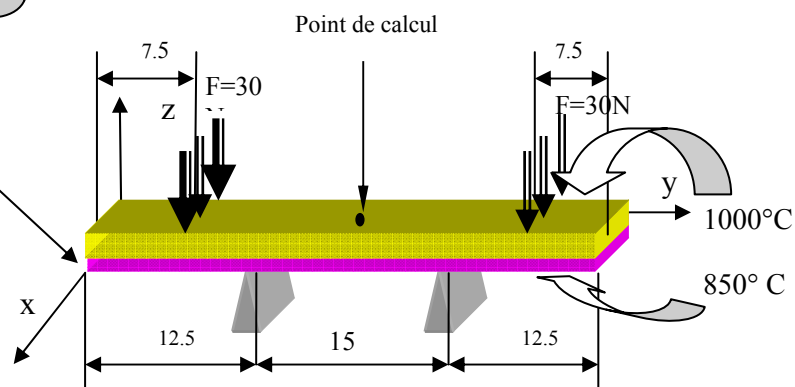


Figure III-3

* chargement thermique pour les deux systèmes (transfert thermique par conduction 1000° C 850° C)

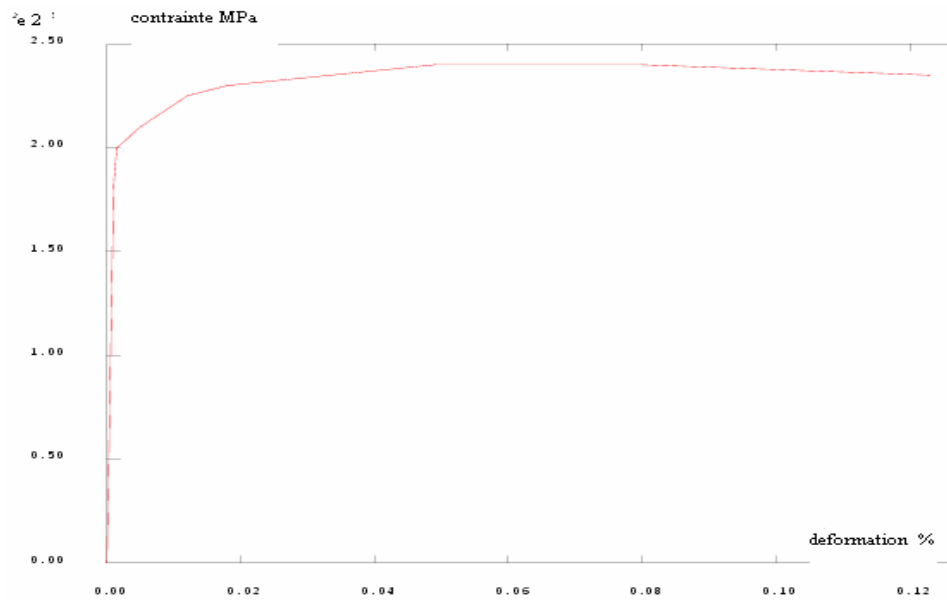


Figure III-4 Courbe de traction de l'alliage a base de NI(contrainte MPa –déformation %) [43]

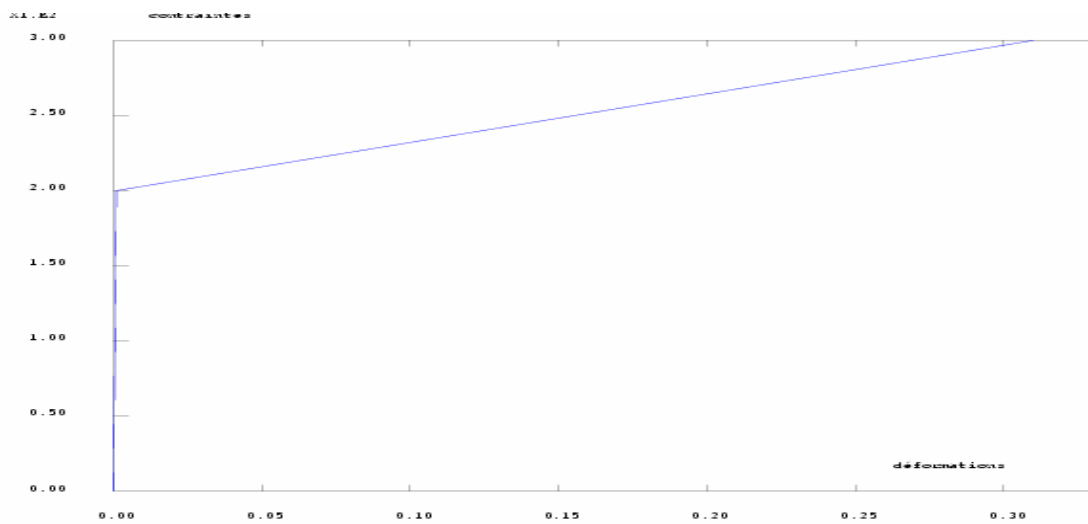


Figure III-5 Courbe de traction de l'oxyde (contrainte MPa –déformation %) [43]

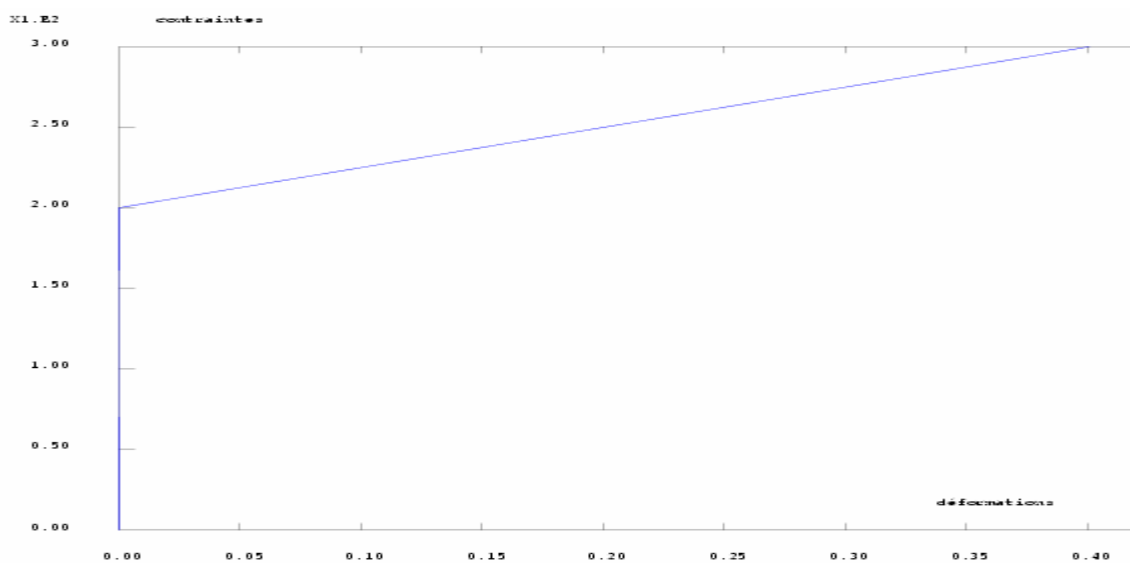


Figure III-6 COURBE DE TRACTION DE LA ZIRCONE (contrainte MPa –déformation %) [43]

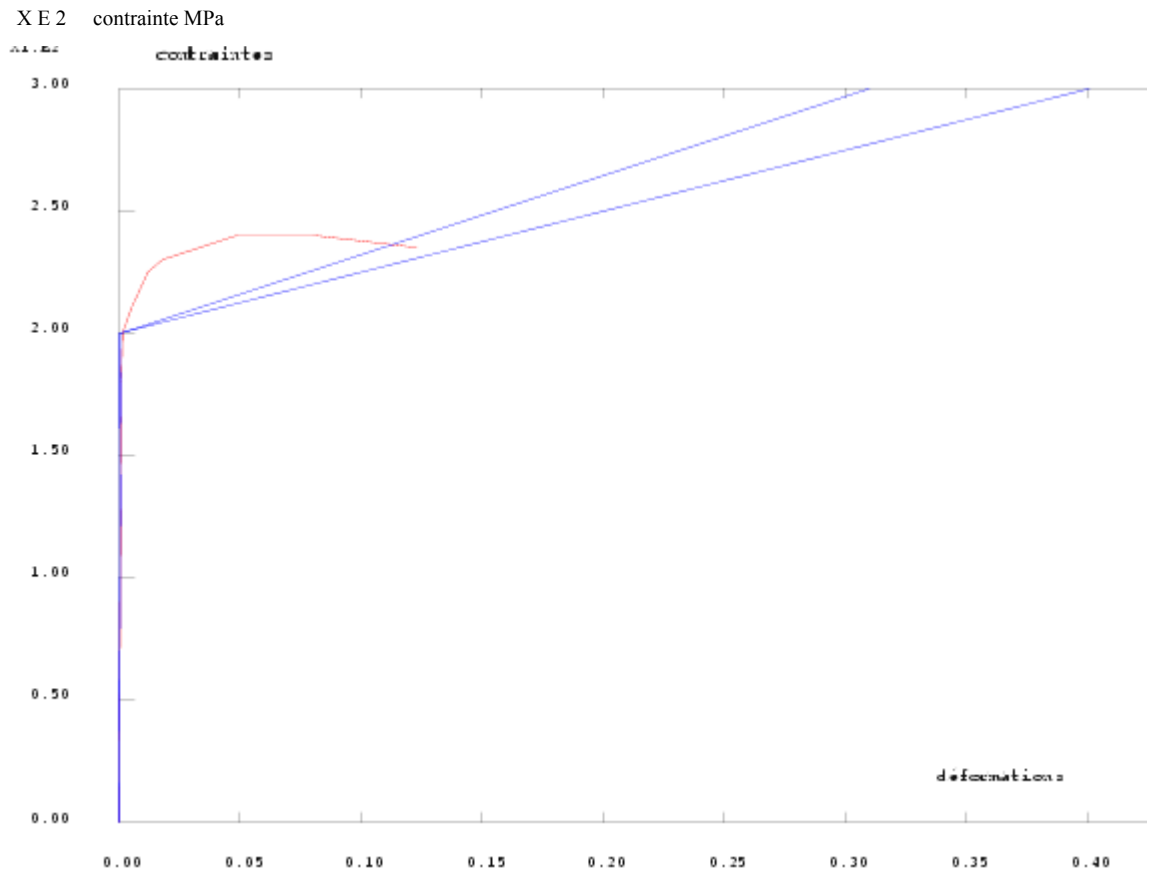


Figure III-7 COURBE DES TROIS CONSTITUANTS (contrainte MPa –déformation %) [43]

Résultats de la simulation

du système tricouche

l'alliage + l'oxyde + la zircone

résultats de l'éprouvette monocouche de l'alliage à base de Ni
contraintes de Von Mises

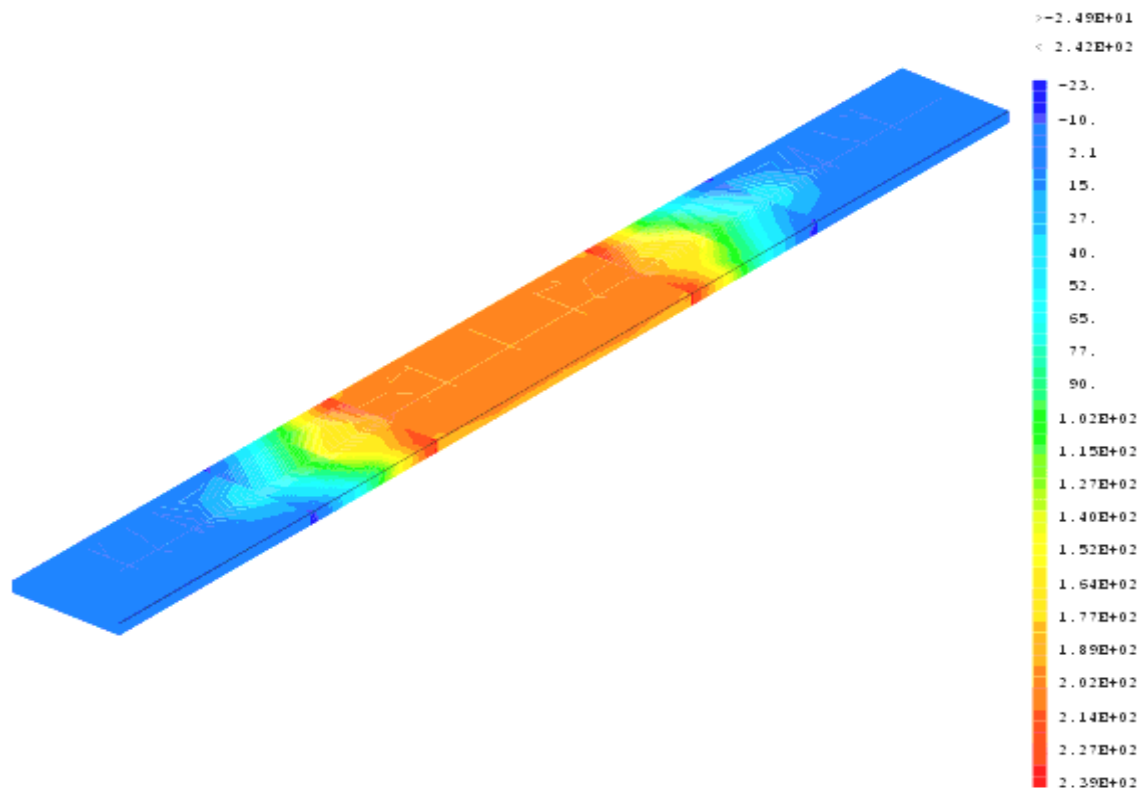


Figure III-8 **Champ des contraintes de Von Mises du au chargement mécanique de 60 N (biforces)**

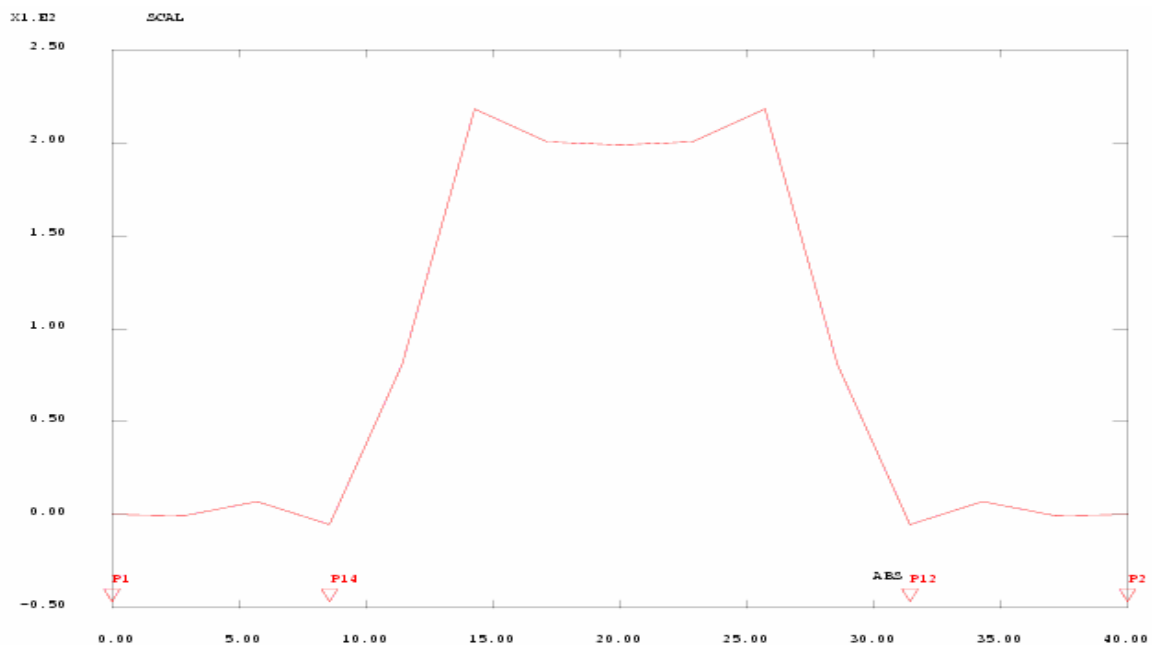


Figure III-9 **Courbe des contraintes Von Mises le long de l'éprouvette le long de la droite sur la face supérieure**

Les valeurs max sont aux points de chargement et sont égale a 225MPa puis décroît a une valeur égale de 205MPa

* Les résultats pour le critère de Tresca et contrainte totale sont en annexe

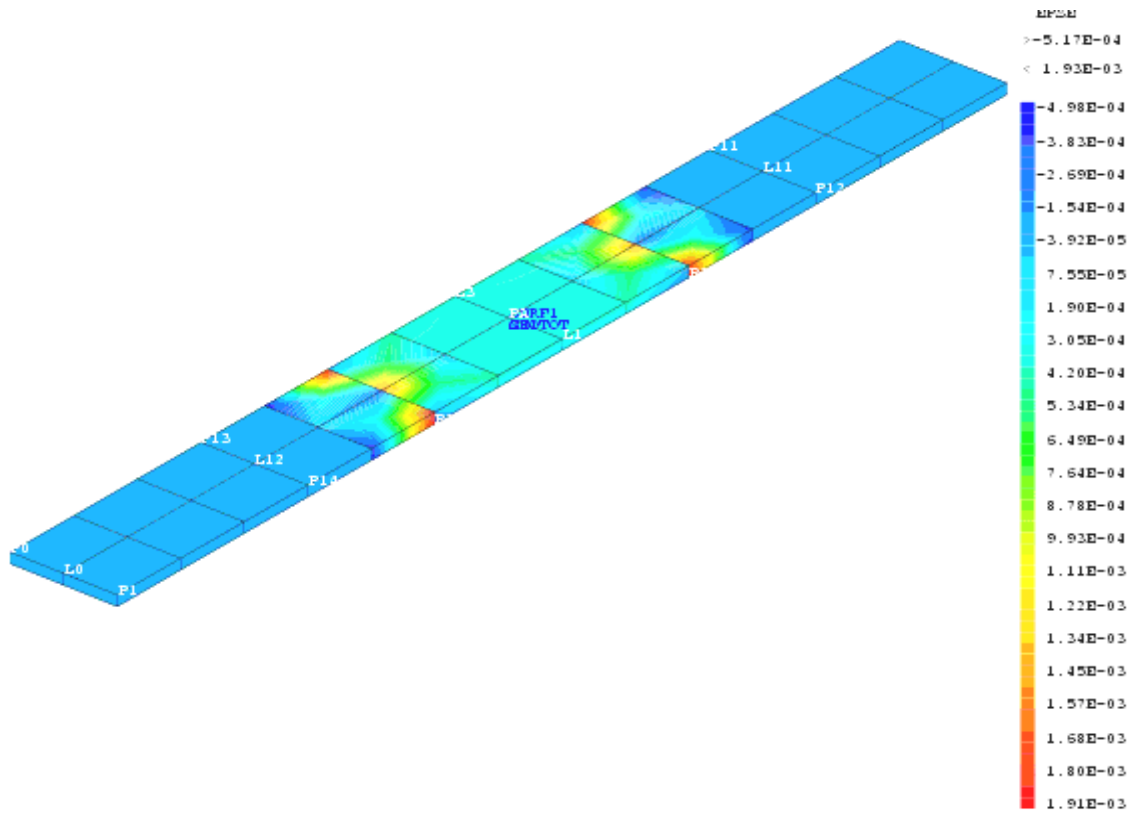


Figure III-10 Champ de déformations inélastiques dues au chargement MECANIQUE DE 60 N

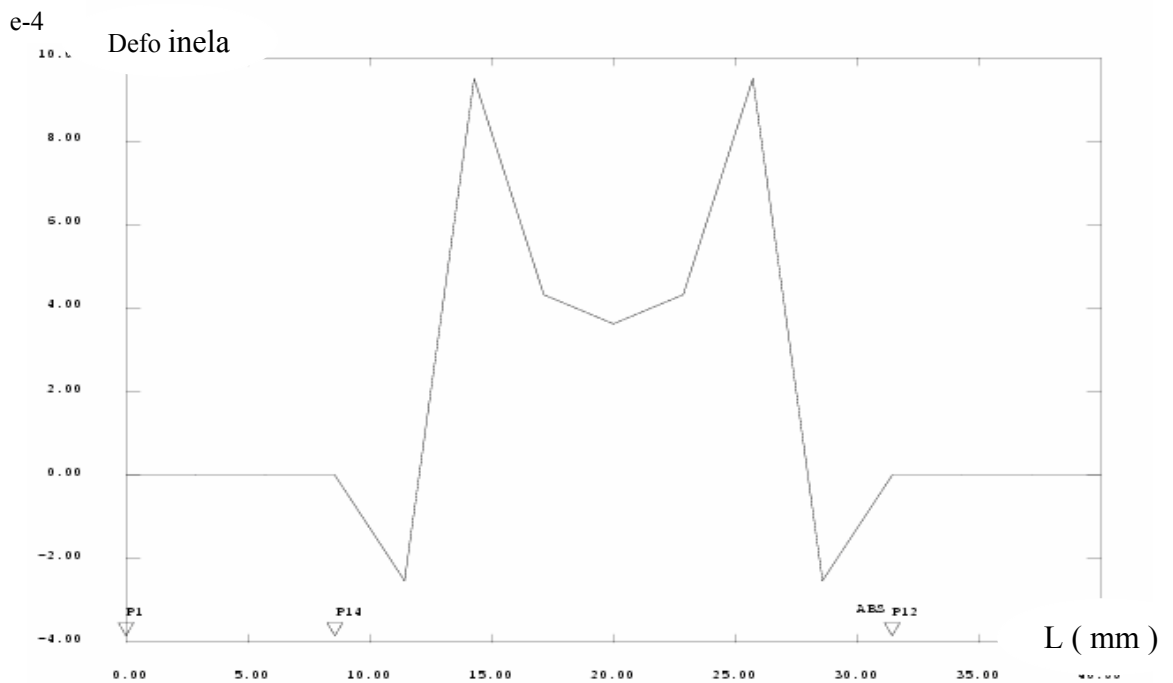


Figure III-11 Courbe des déformation inélastique le long de l'éprouvette

sur la surface supérieure de l'éprouvette $E_{pse} \max = 9.8 \text{ e-4}$ puis décrois a une valeur = 4 e-4 au centre de la plaque

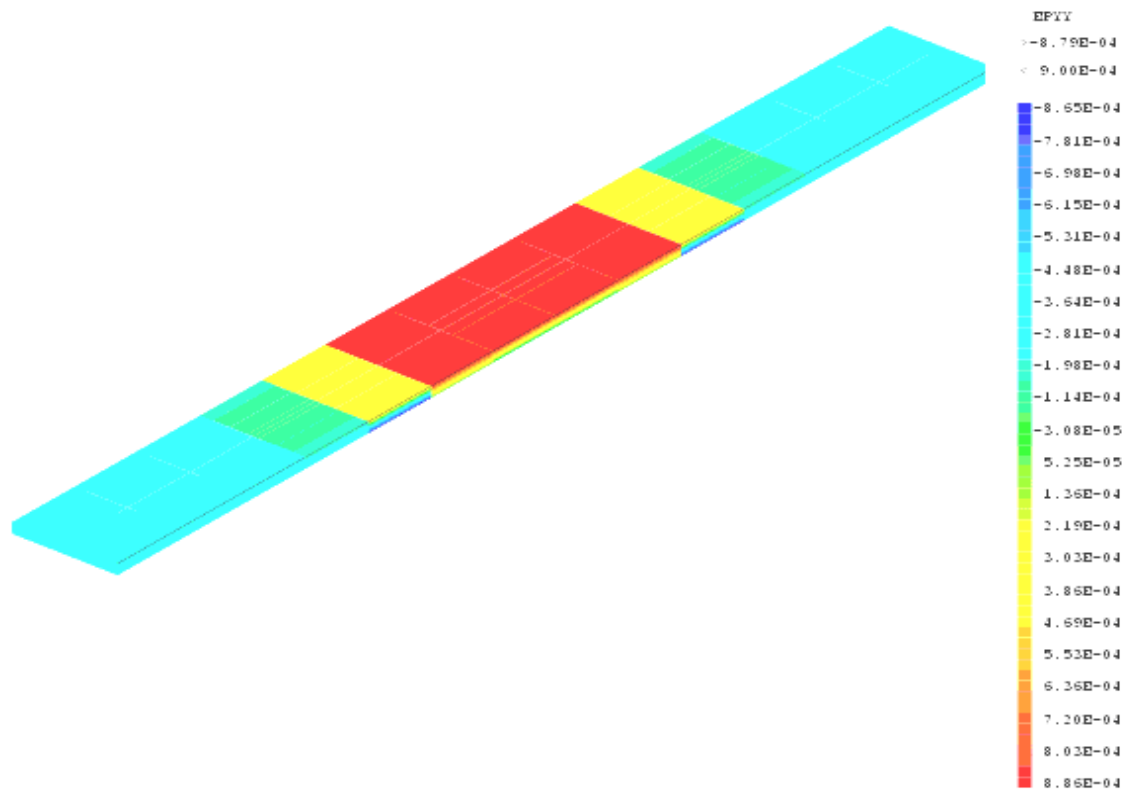
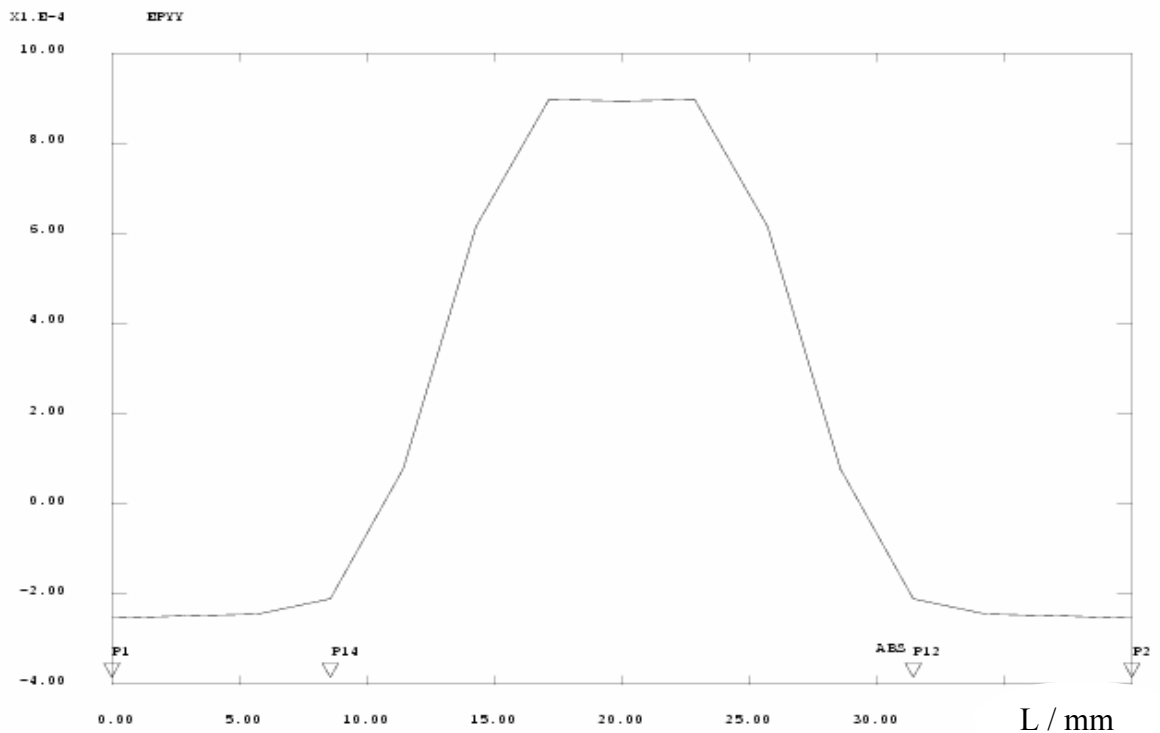


Figure III-12 **Champ des déformations suivant la directions y pendant le chargement de 60**



N
Figure III-13 **Courbe des déformation le long de l'éprouvette selon la direction y sur la surface supérieure de l'éprouvette ,**

les valeurs max sont localisées entre les point d'appuis avec $epyy_{max} = 9. e-4$

* Les résultats pour les autres direction sont en annexe

résultats de L'éprouvette bicouche

Champ des contraintes de Von Mises de L'éprouvette bicouche

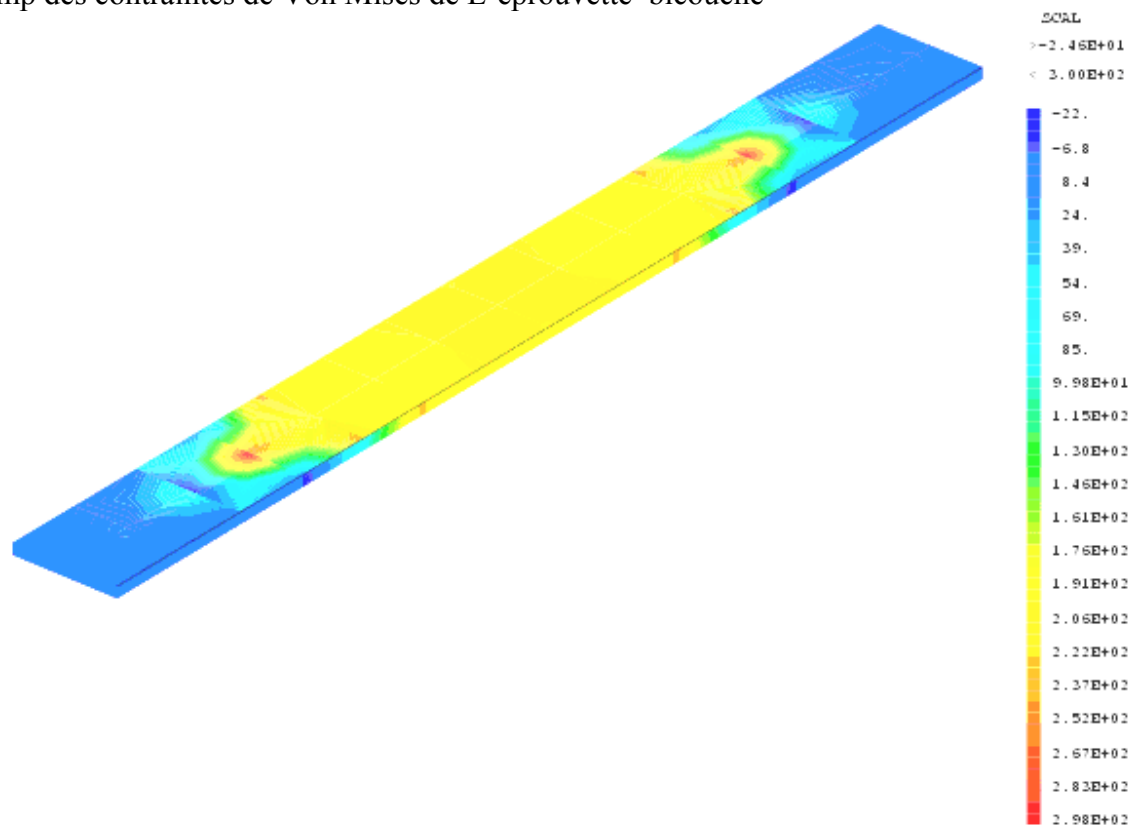


Figure III-14 **Champ des contraintes de Von Mises dues au chargement mécanique de 60N**

toutes les valeurs max sont entre les points d'appuis au dessous de la couche de l'oxyde(entre le vert et le jaune)

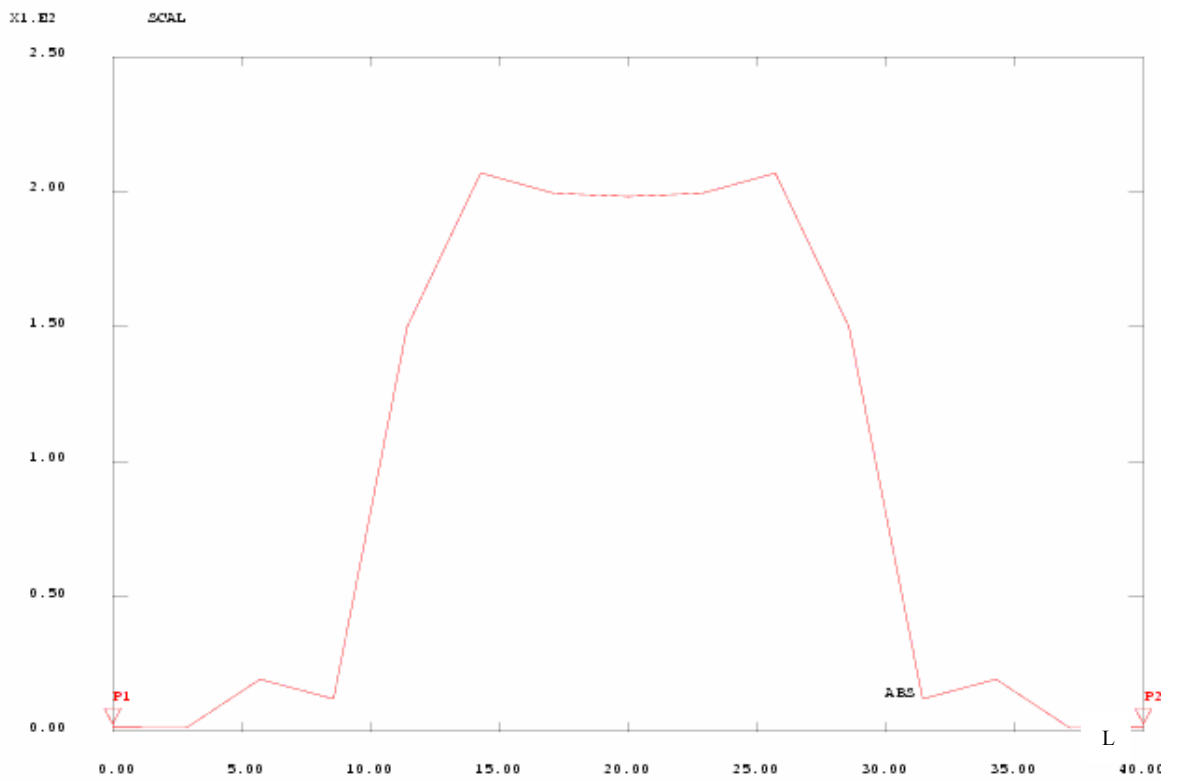


Figure III-16 Courbes des contraintes de Von Mises le long de l'éprouvette sur la ligne de l'oxyde, VM max=200MPa

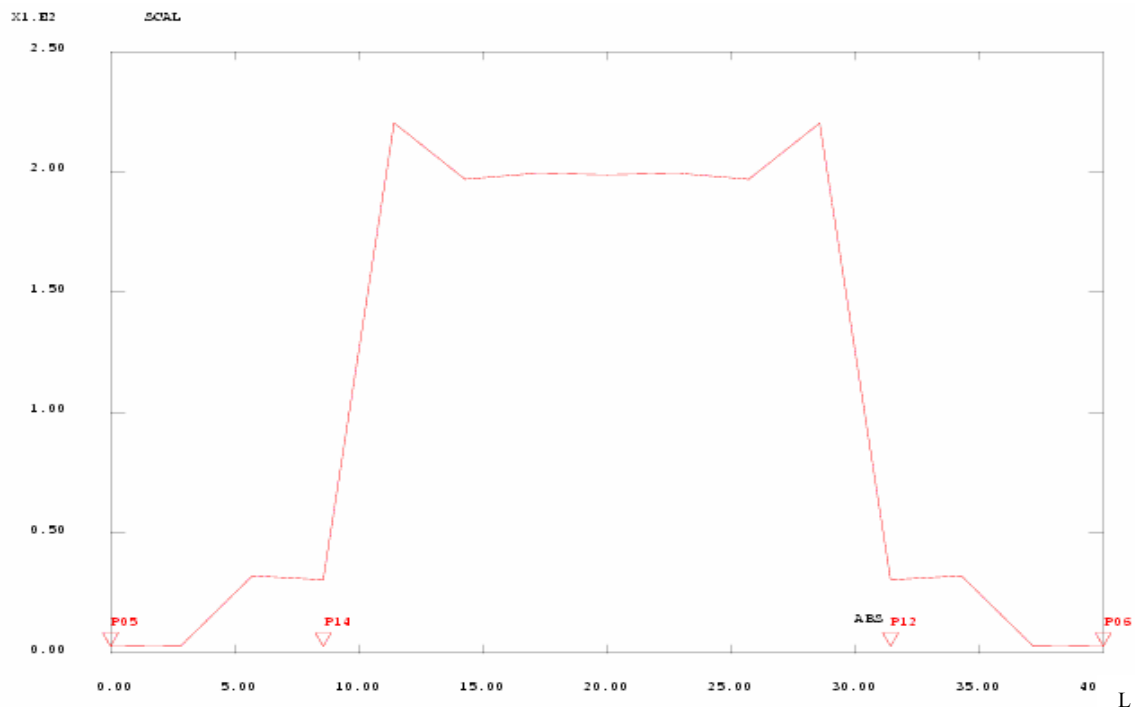


Figure III-17 Courbes des contraintes de Von Mises le long de l'éprouvette sur la ligne entre l'oxyde et l'alliage

la valeur augmente de presque 20MPa entre le point de chargement et le point d'appui de la plaque

* Les résultats pour le critère de tressa et contrainte totale sont en annexe

Le champ des déformations inélastique du chargement mécanique (60 N)

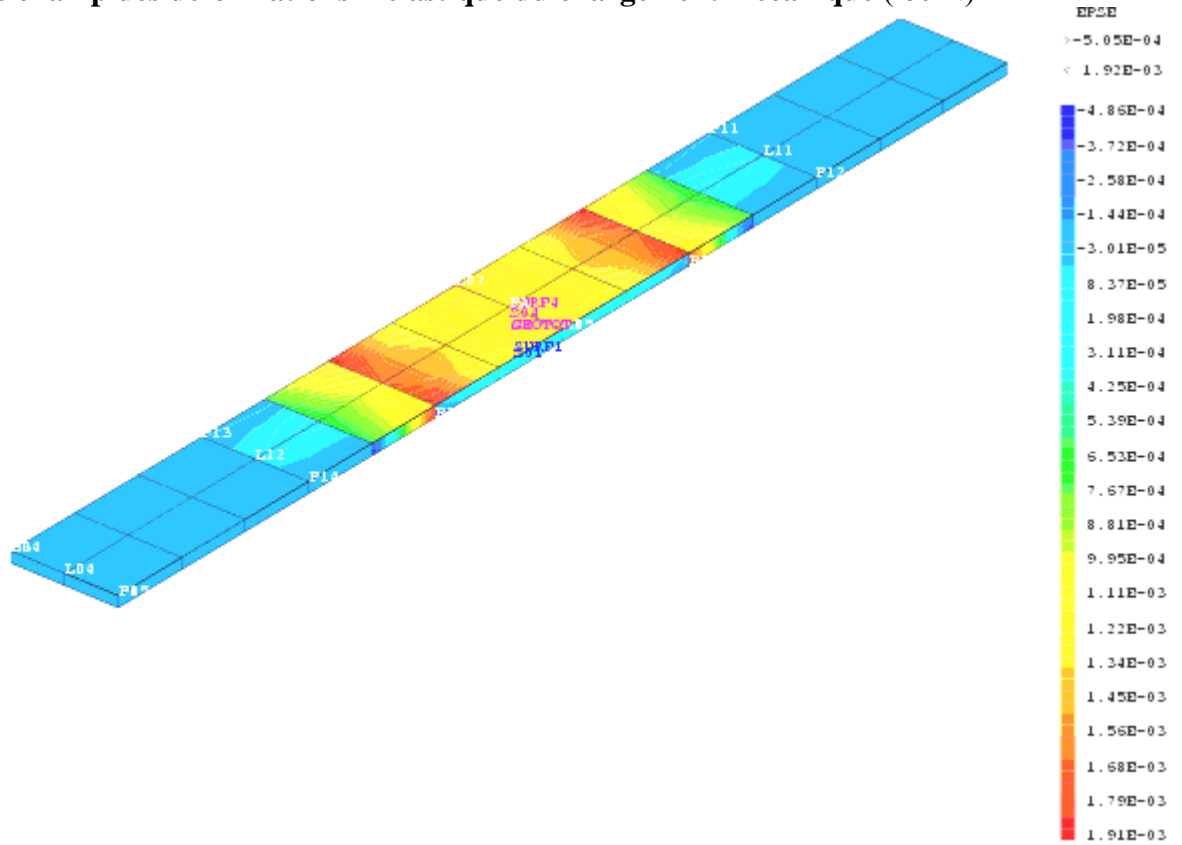


Figure III-18 Le champ des déformations inélastique

toutes les déformations inélastique sont localisées entre les points d'appuis des chargements

Courbes des déformations inélastiques

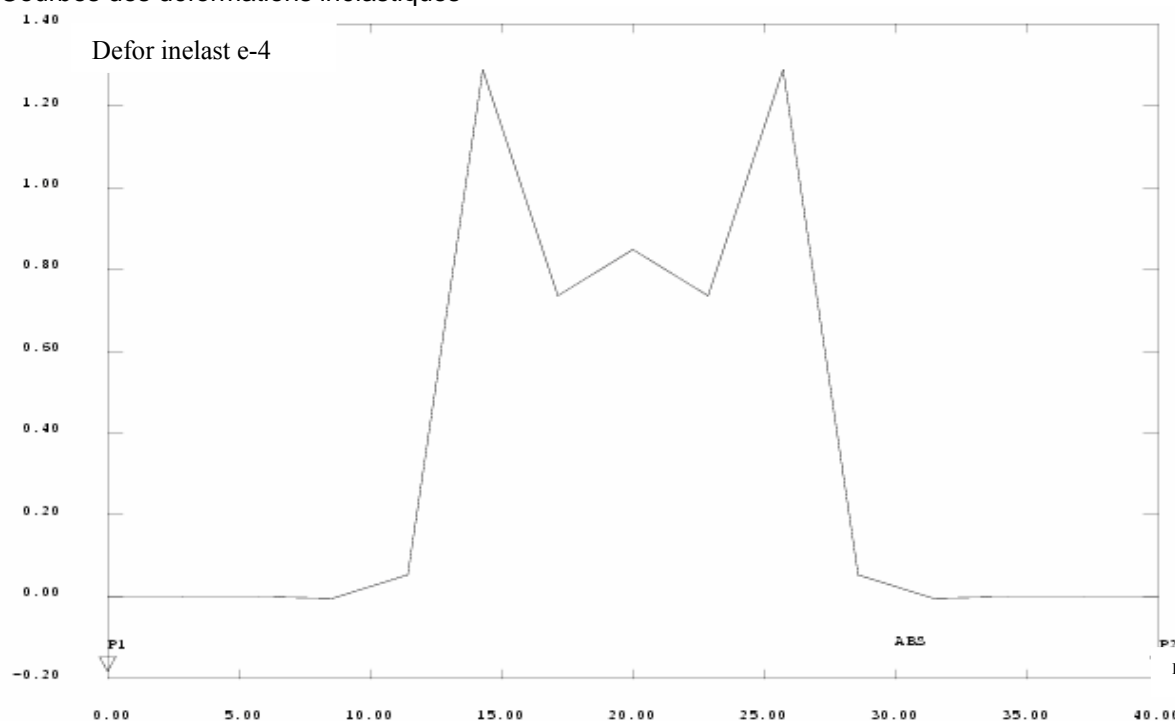


Figure III-19 Courbe des déformation inélastique le long de l'éprouvette sur la couche d'oxyde

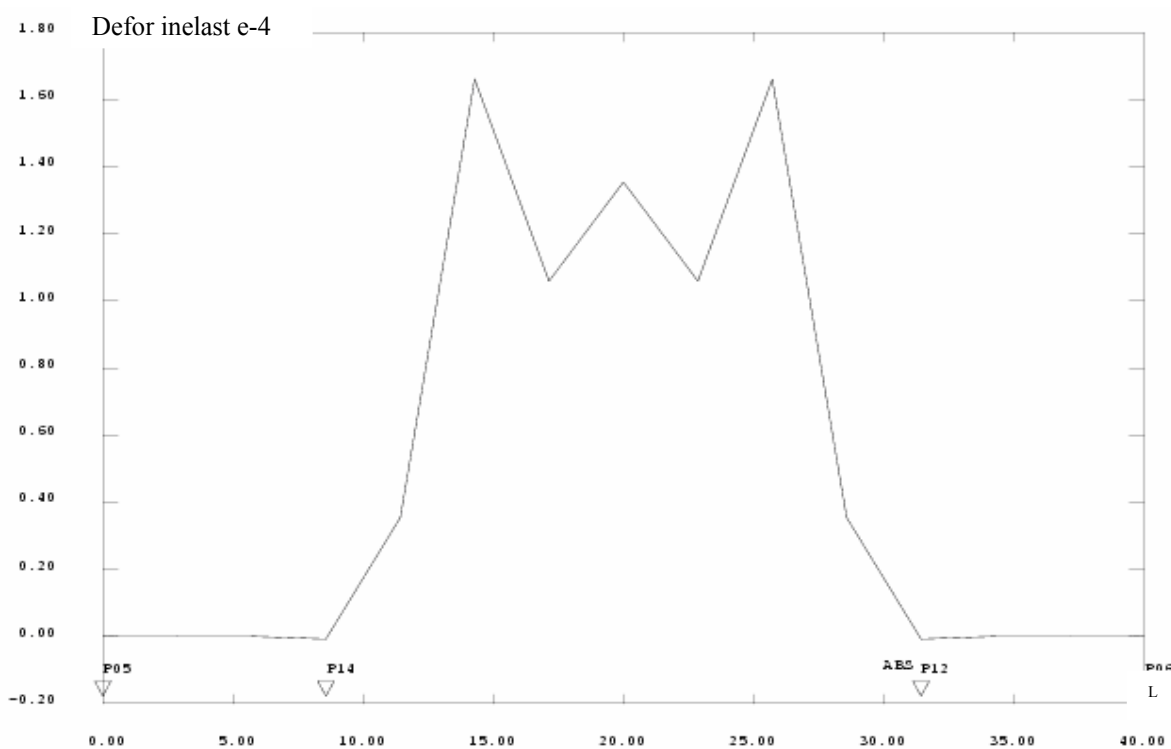


Figure III-20 Courbe des déformation inélastique le long de l'éprouvette a l'interface de l'oxyde et l'alliage

Les valeurs maximales égales a $1.30 \text{ e-}4$ sont aux points d'appuis puis une décroissance au point pour $y=18$ pour une valeur $\text{epse}=0.85 \text{ e-}4$ puis une croissance au point centrale de la plaque avec une valeur $=1 \text{ e-}4$ (1^{ère} courbe), $\text{epse max}=1.70 \text{ e-}4$ pour $y=13$, et $\text{epse}=1.1 \text{ e-}4$ pour $y=18$ et enfin pour $y=20$ $\text{epse}=1.4 \text{ e-}4$ (2^{ème} courbe)

les déformations pendant le chargement mécanique DE 60 N
suivant la direction y

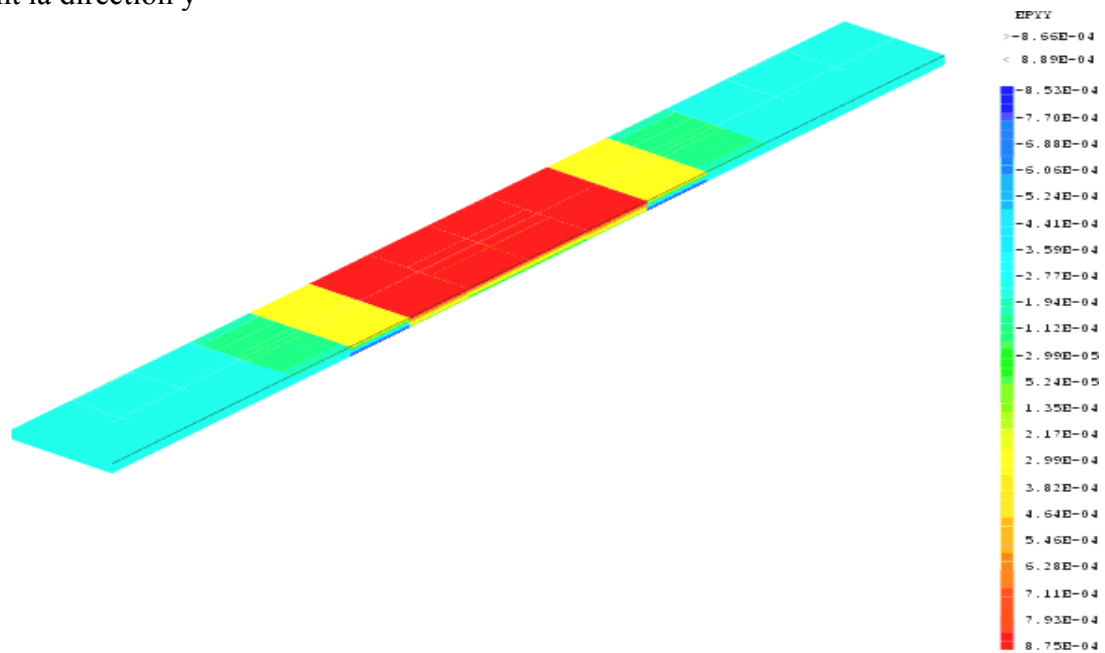


Figure III-21 **Le champ des déformations pendant le chargement**

les grandes déformations sont localisées entre les points d'appuis ($\epsilon_{yy} = 8.84 \cdot 10^{-4}$) puis décroissance 'aux points de chargements ($\epsilon_{yy} = 3 \cdot 10^{-4}$) puis des valeurs presque nulles a l'extrémité de la plaque

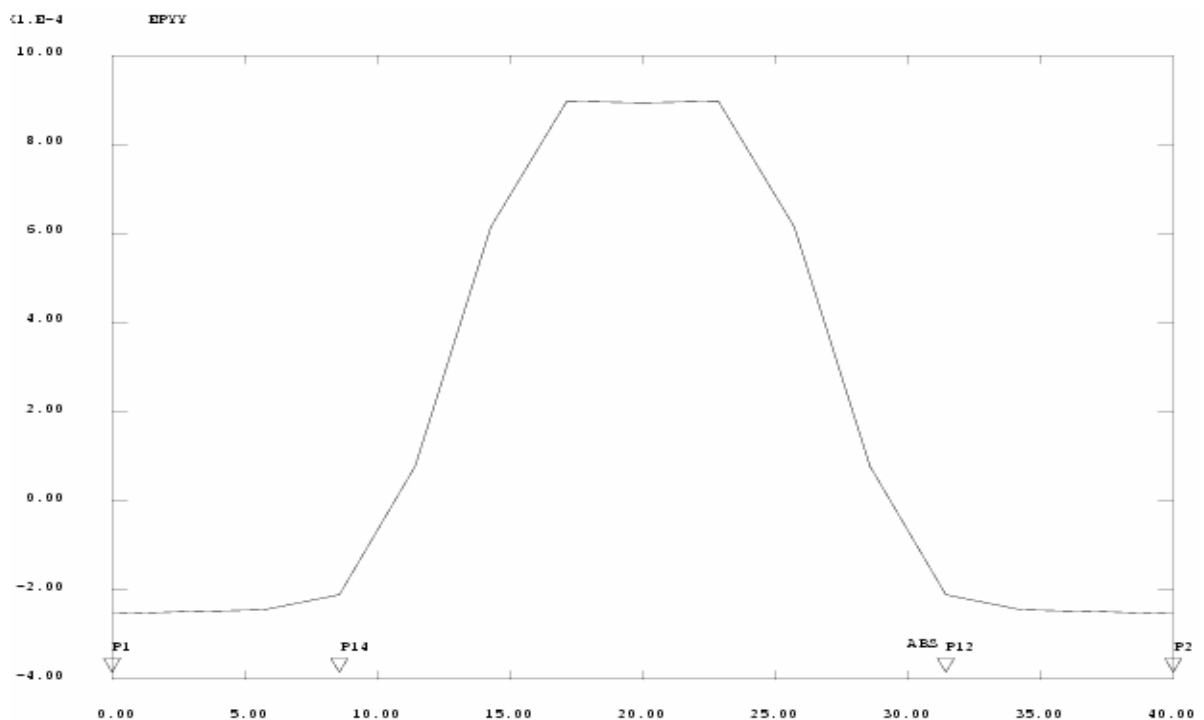


Figure III-22 **Courbe des déformation suivant la direction y le long de l'éprouvette a l'interface de l'oxyde et l'alliage**

De l'extrémité jusqu'au point de chargement la valeur = $-2.5 \cdot 10^{-4}$ puis une croissance a une valeur max = $9 \cdot 10^{-4}$ au point $y = 17$, les valeurs sont symétriques /au centre de la plaque

*les résultats pour les autres direction sont en annexe

résultats de L'éprouvette tricouche
 Champ des contraintes de Von Mises

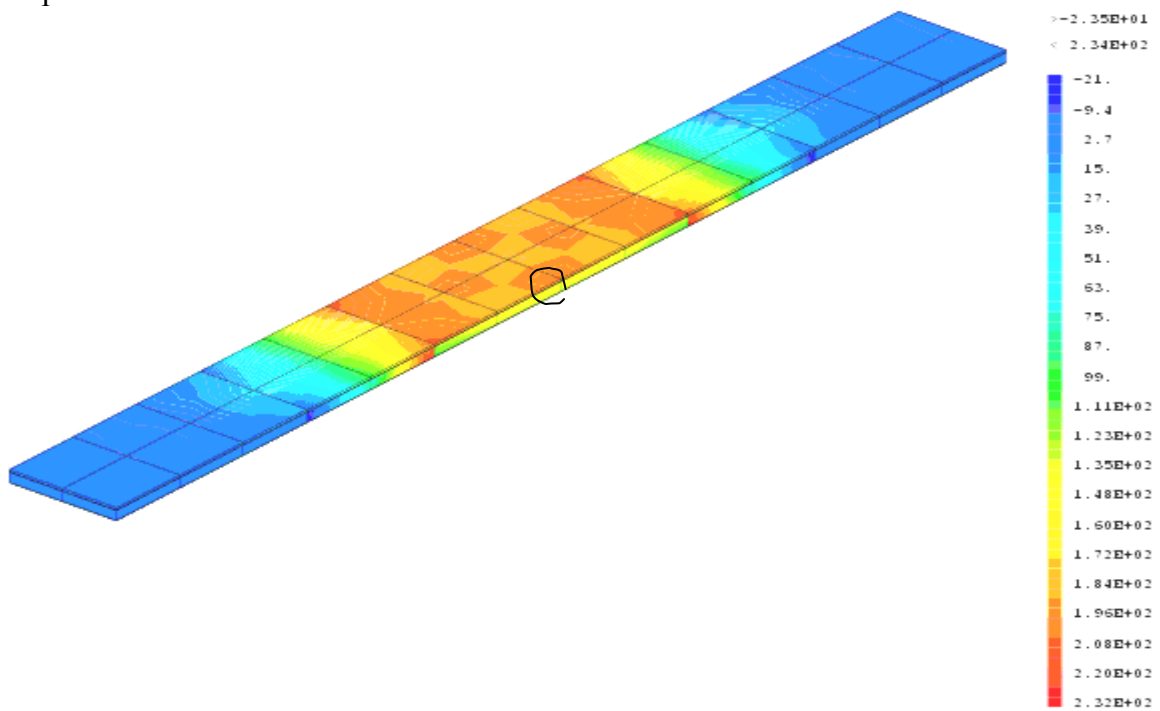


Figure III-23 Le champ des contraintes de Von Mises

toutes les valeurs sont presque localisées entre les points d'appuis des chargements
 les valeurs sont décroissantes du haut vers le bas de la plaque avec des valeurs max au niveau de la couche d'oxyde (en rouge) $vm\ max = 200MPa$

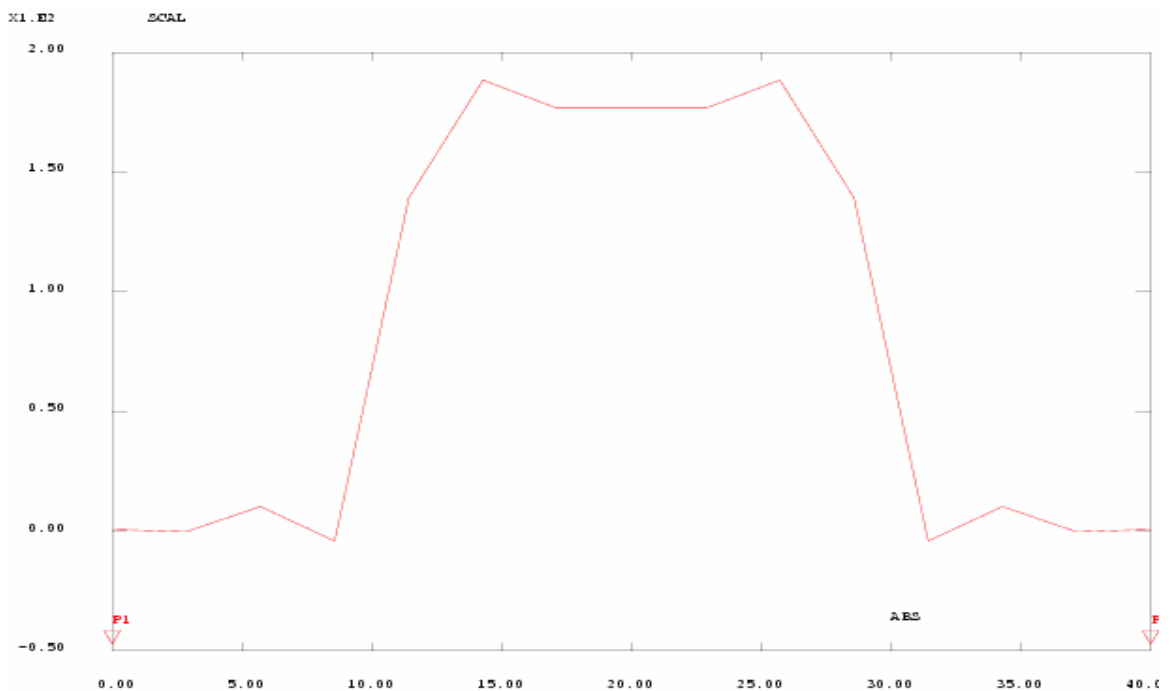


Figure III-24 contrainte de Von Mises le long de l'éprouvette du segment entre l'alliage et l'oxyde

les valeurs max sont égales à 195 MPa aux points d'appuis et une valeur de 180 MPa au centre de la plaque

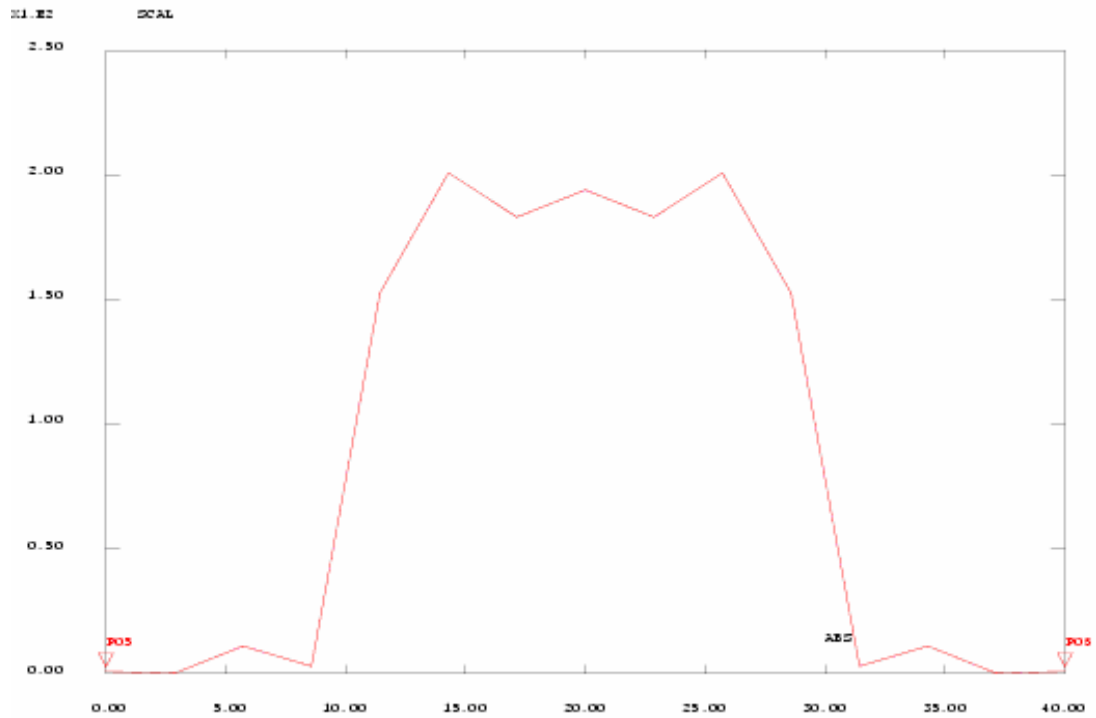


Figure III-25 **contrainte de Von Mises le long de l'éprouvette du segment entre l'oxyde et la zircone**

les valeurs max approches 200 MPa aux point de chargement , au centre de la plaque la valeur est égale a 180MPa

Les champs des DEFORMATION INELASTIQUE

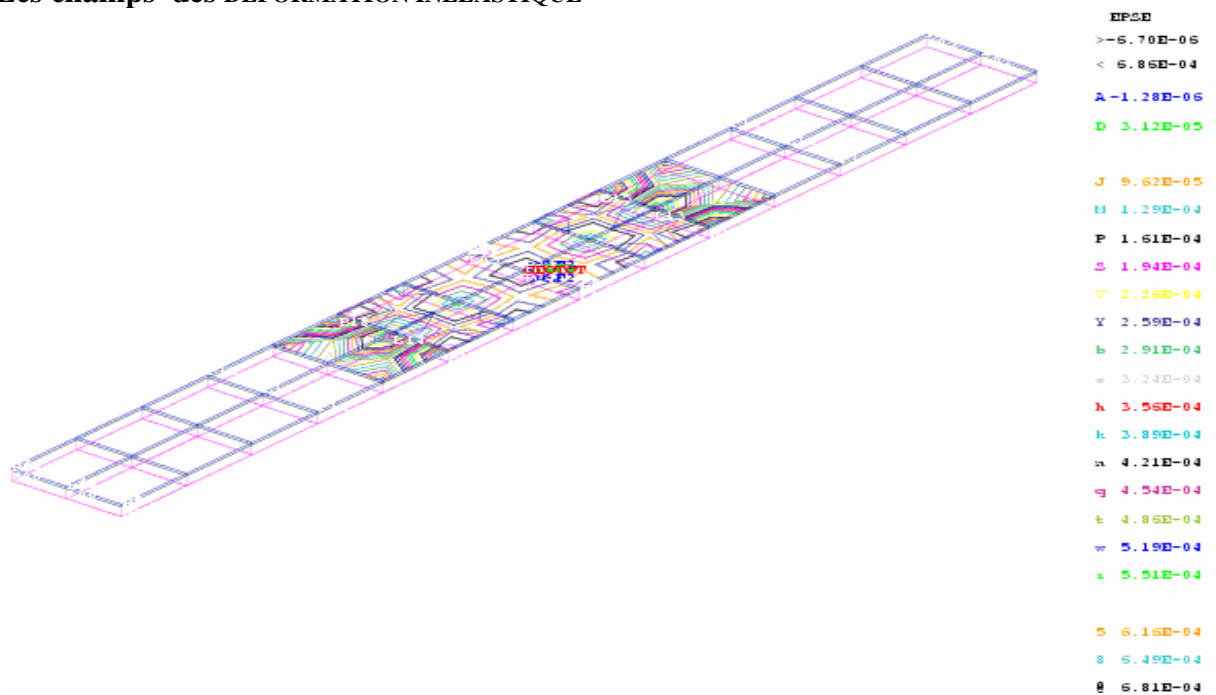


Figure III-26 **Les champs des Déformation inélastique**

sont visualisées par des valeurs en lignes
toutes les déformations sont seulement sur la couche d'oxyde et entre les point de chargement

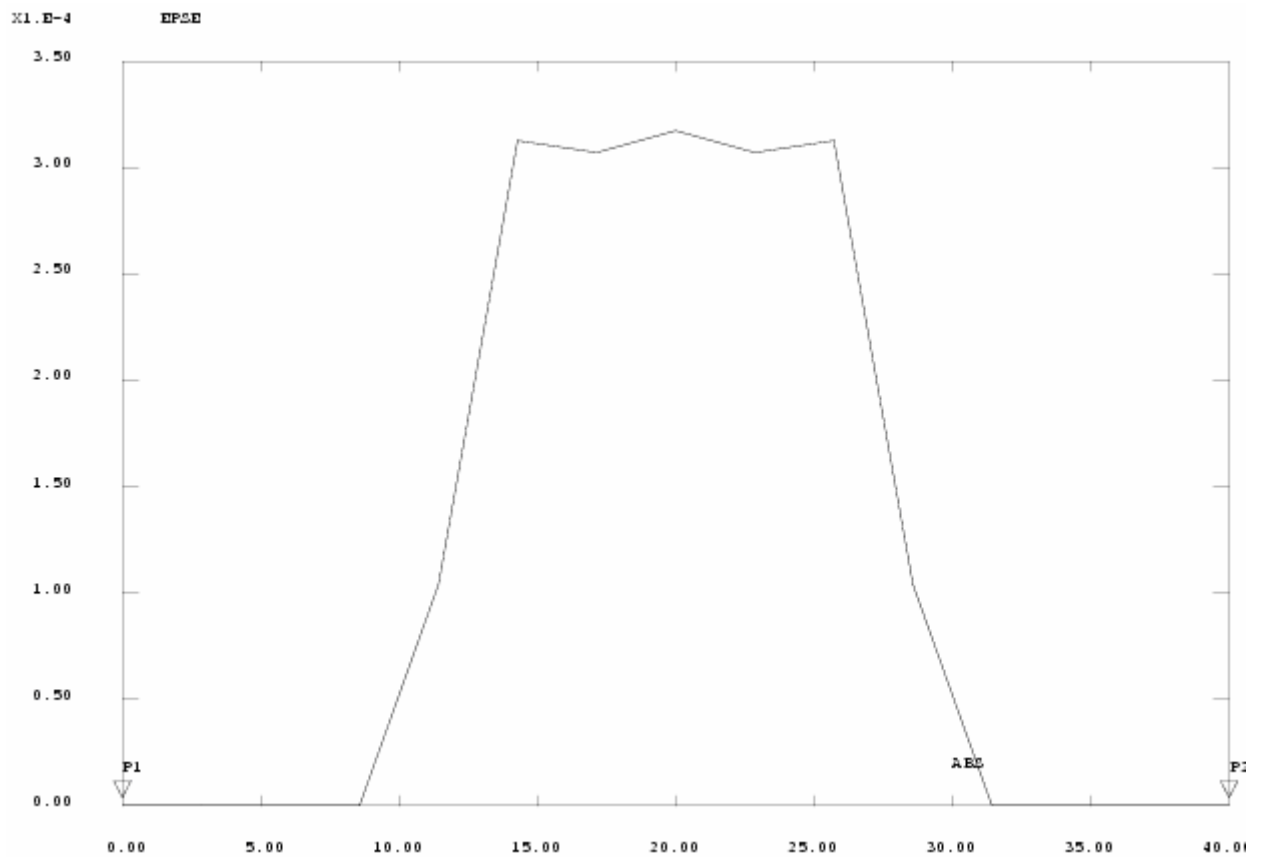
Courbes des déformations inélastiques

Figure III-27 Courbes des Déformation inélastique le long du segment entre l'alliage et l'oxyde (epse max= 3.25 e-4)

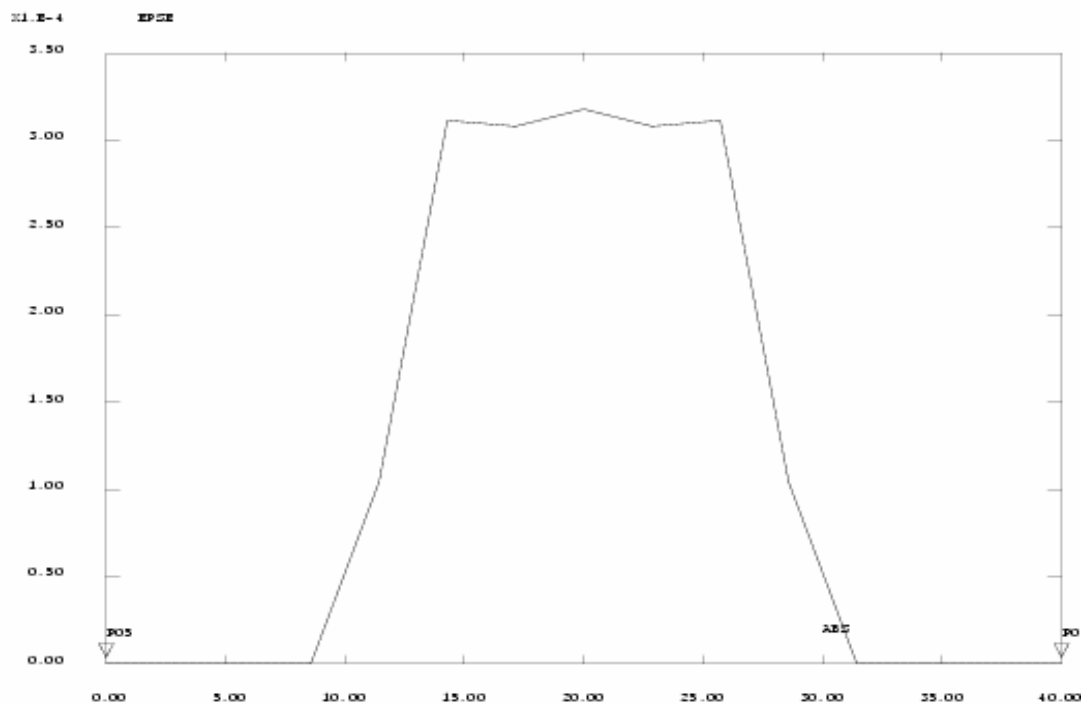


Figure III-28 Courbes des Déformation inélastique le long du segment entre l'oxyde et la zirconium (epse max=3.0 e-4)

DEFORMATIONS PENDANT LE CHARGEMENT MECANIQUE

SUIVANT LA DIRECTION Y

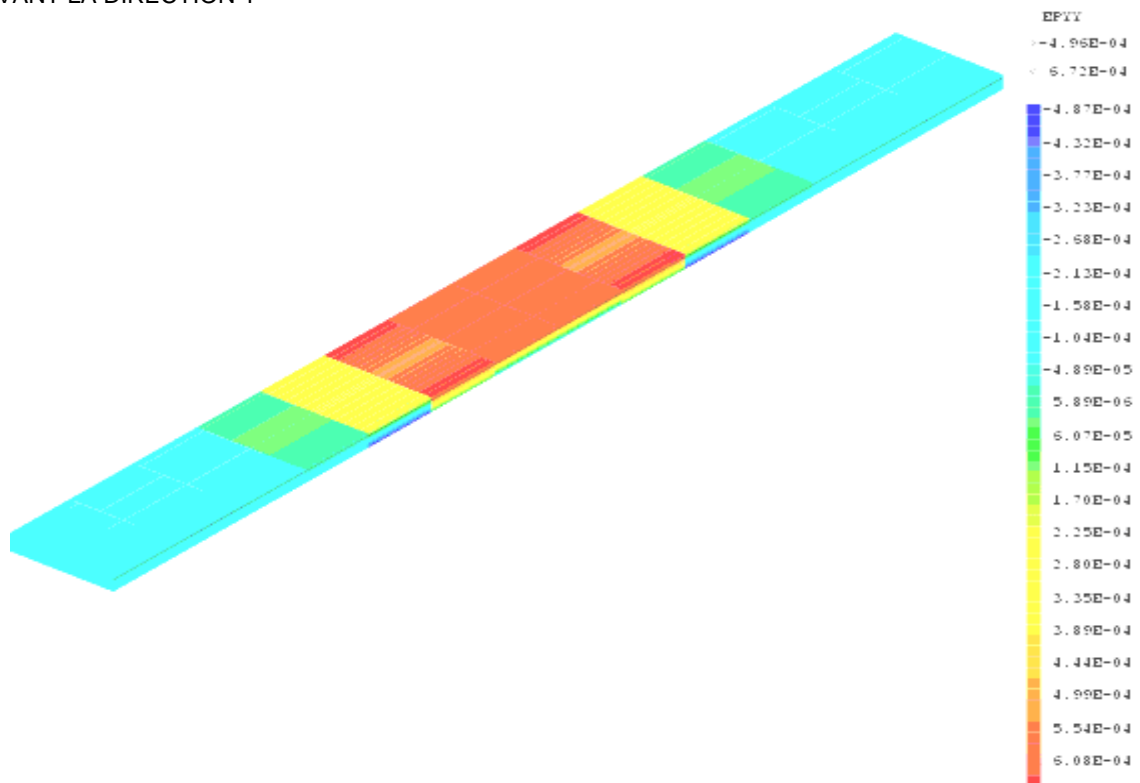


Figure III-29 Les déformations pendant le chargement entre l'oxyde et l'alliage

Toutes les déformations sont localisées entre les points de chargements avec $epyy_{max} = 6.11 \times 10^{-4}$

Courbes des déformations pendant le chargement

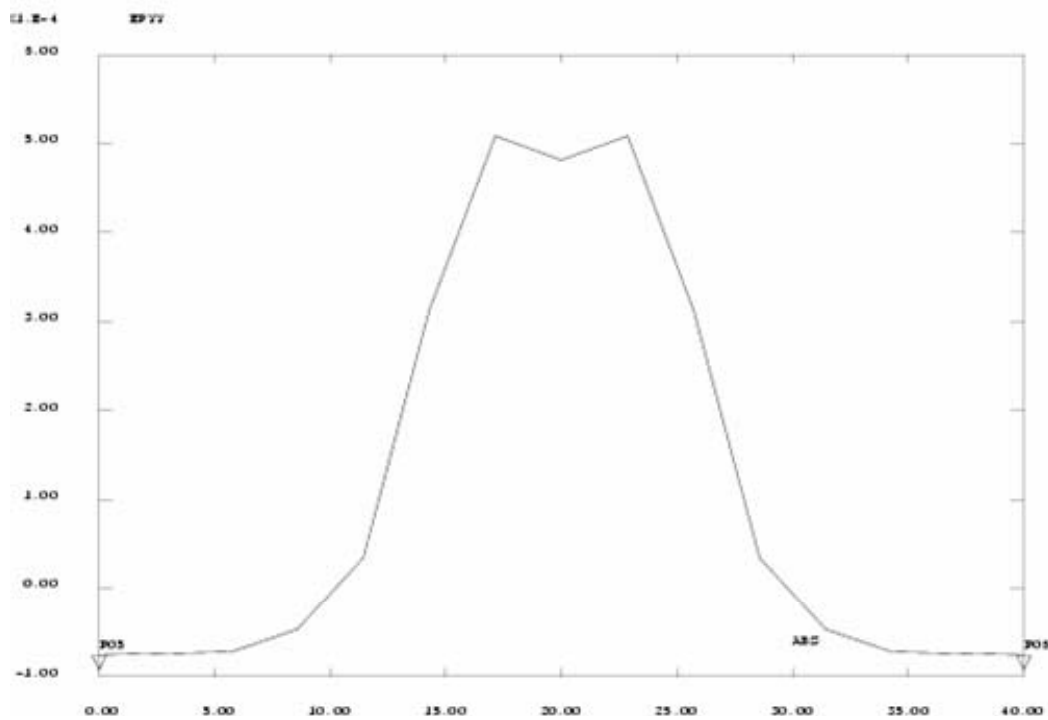


Figure III-30 Courbes des déformations pendant le chargement Suivant la direction y entre l'oxyde et la zircone $epyy_{max} = 5.2 \times 10^{-4}$

*Les résultats pour les autres direction sont en annexe

La Partie

Resultats de la simulation

du systeme bicouche

le zircaloy avec la zircone

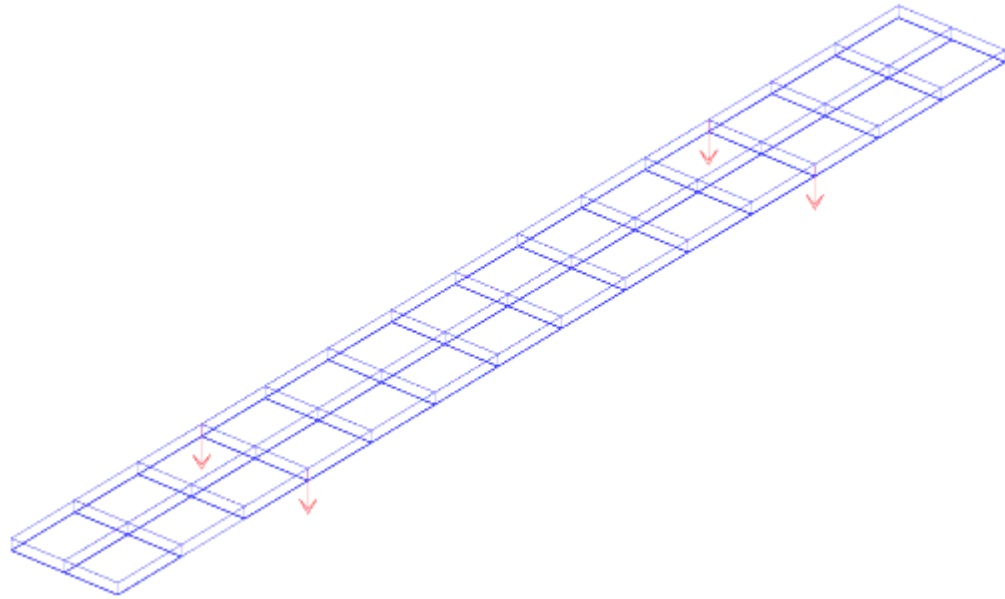


Figure III-31 L'EPROUVETTE DU MONOCOUCHE DE ZY4 AVEC CHARGEMENT MECANIQUE EN BIFORCES ($f_1=f_2=30N$) SUR UNE DISTANCE DE 7.5 ET 32.5mm DE L'EXTREMITÉ

L'épaisseur de la couche de $Z_{\gamma}4 = 0.4mm$ et la couche de la zircone $= 0.10mm$

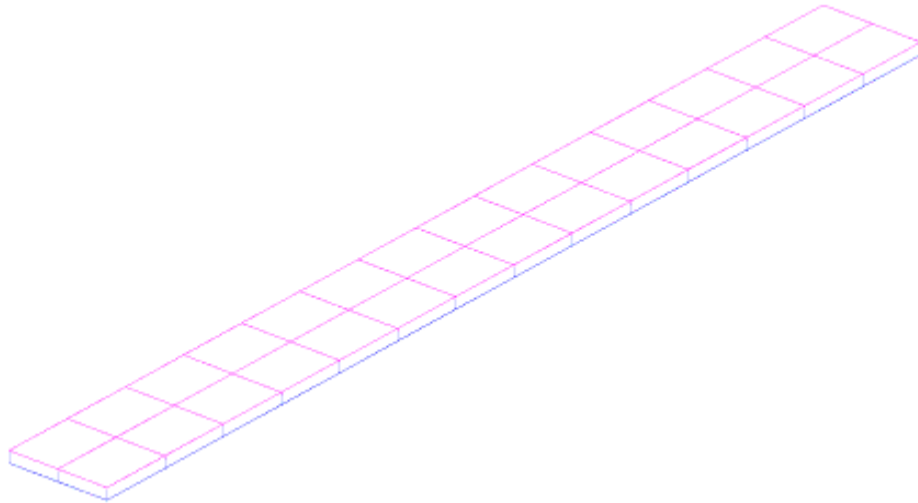


Figure III-32 L'EPROUVETTE Bicouche DE ZY4+ZIRCONE

COURBE DE TRACTION DE ZY4

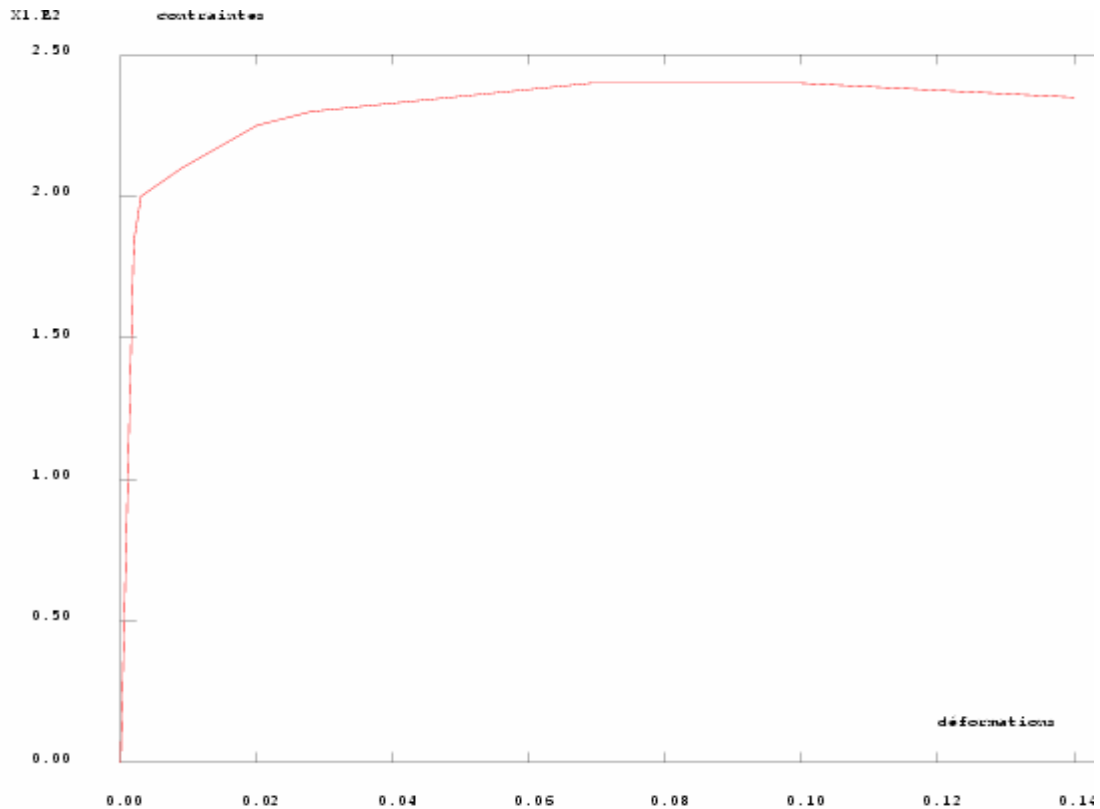


Figure III-34 COURBE DE TRACTION DE Z_Y4 (contrainte MPa –déformation %)

COURBE DE TRACTION DE LA ZIRCONE

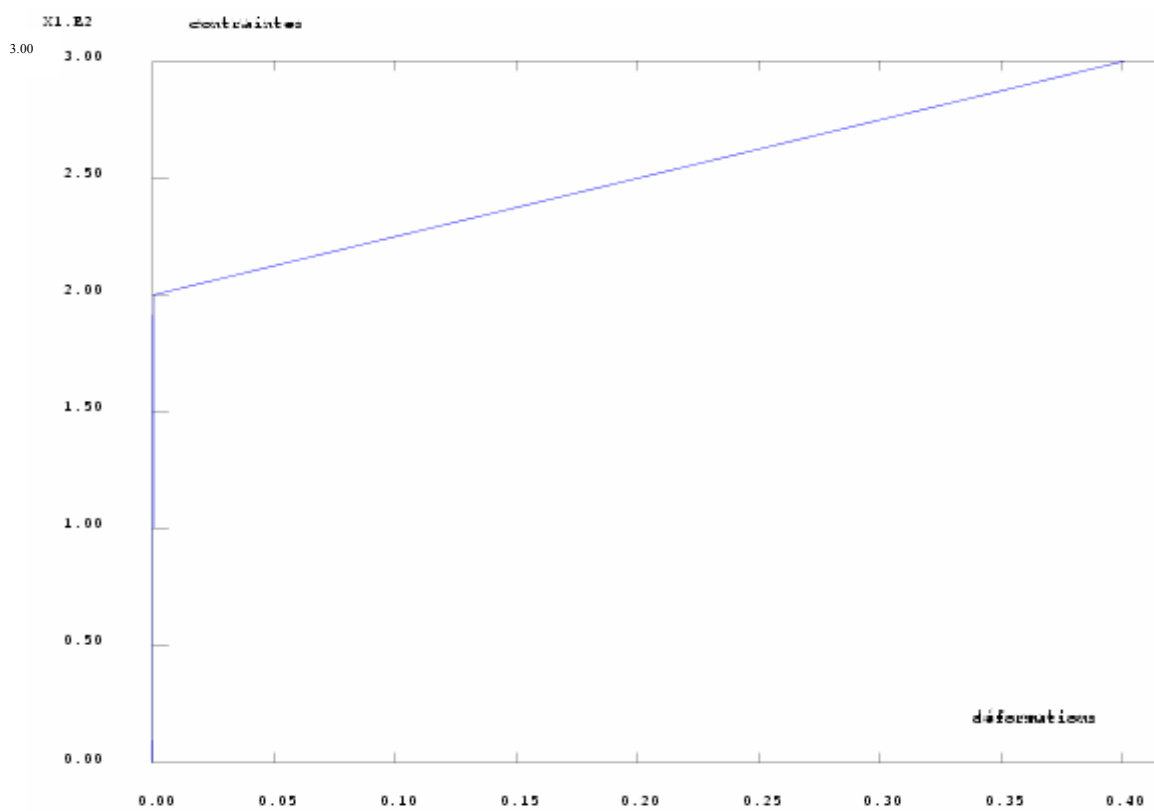


Figure III-35 COURBE DE TRACTION DE LA ZIRCONE (contrainte MPa –déformation %)

Résultats L'ÉPROUVETTE DU MONOCOUCHE DE ZY4
 contraintes de Von Mises dues aux chargement mécanique de 60N

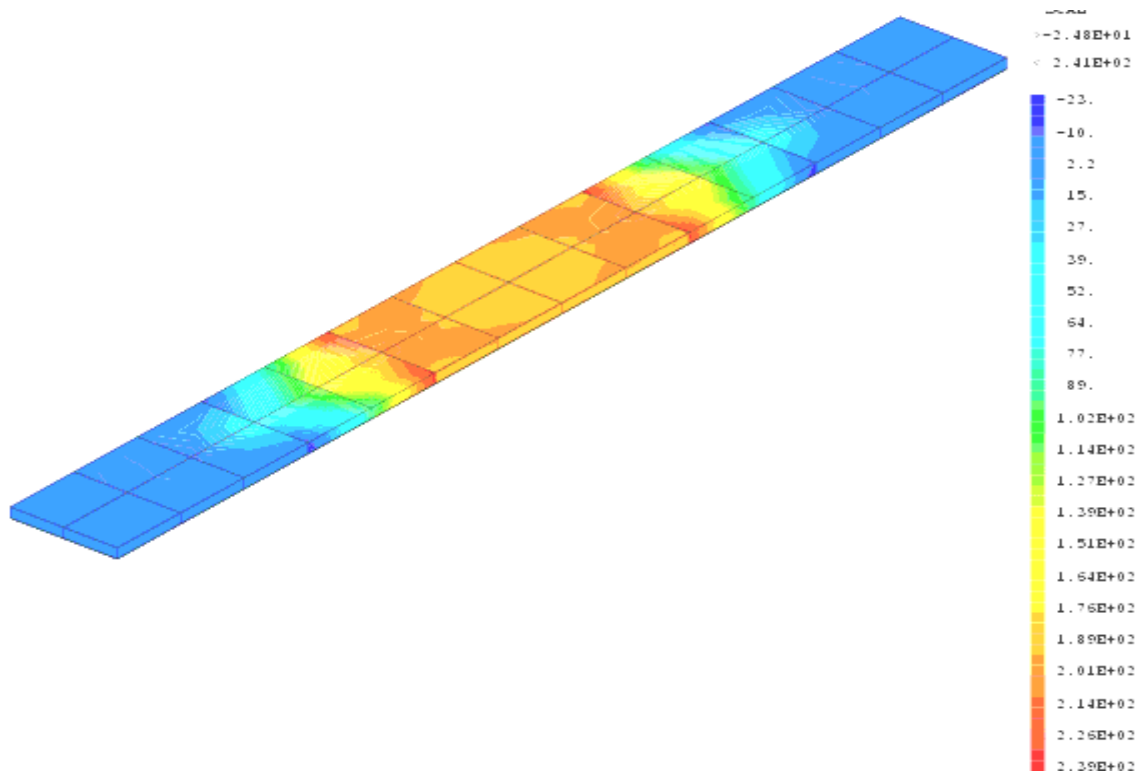


Figure III-36 Champ des contraintes de Von Mises

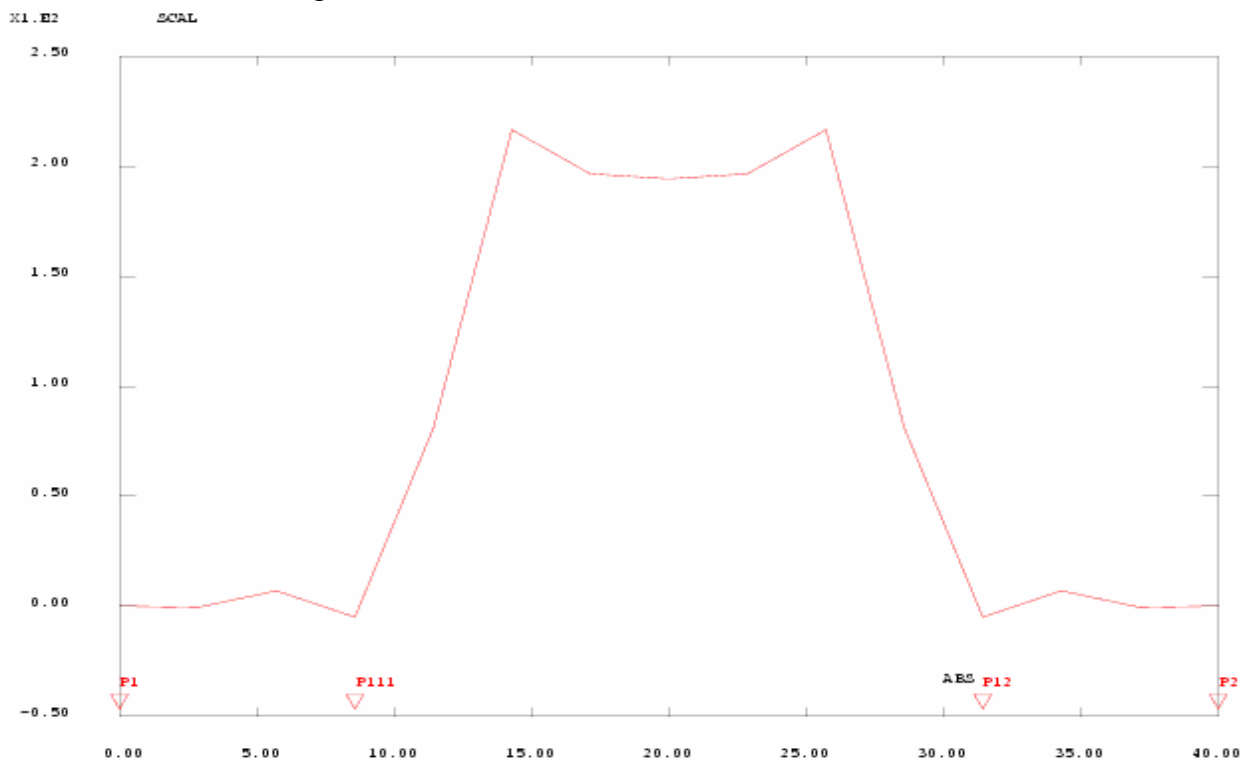


Figure III-37 Courbes des contraintes de Von Mises dues aux chargement mécanique le long de l'éprouvette

les valeurs sont supérieure a 215 MPa aux points de chargement et elle est de 200 MPa aux a l'entoure du point central

* Les résultats pour le critère de tressa et contrainte totale sont en annexe

Déformations inélastique

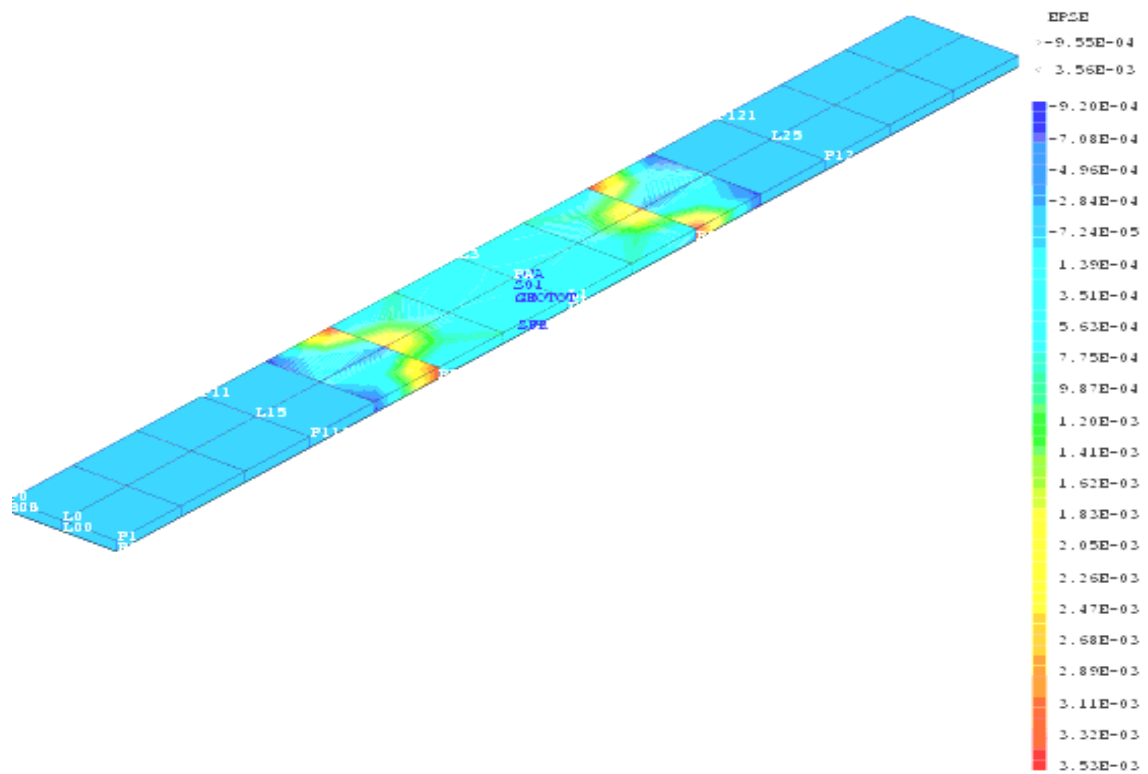


Figure III-38 Champ des déformations inélastique

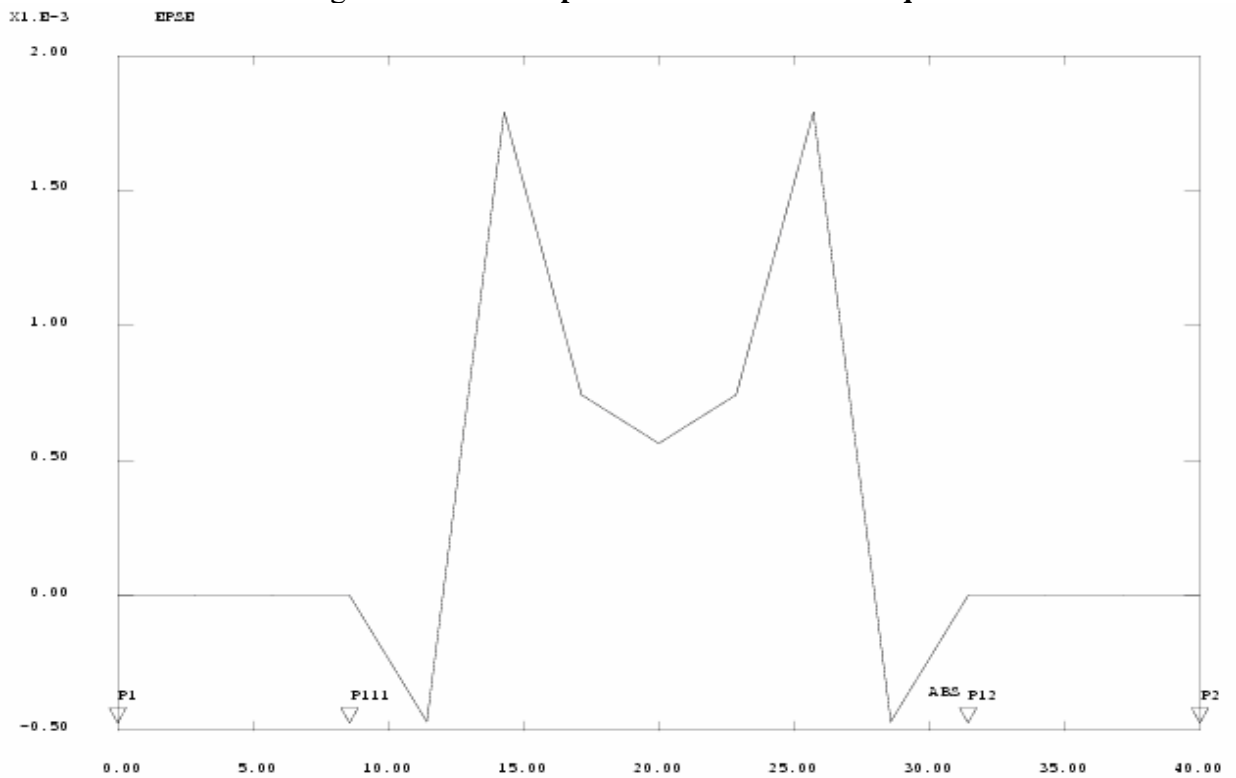


Figure III-39 Courbes déformations inélastique le long de l'éprouvette (%-mm)

aucune déformation jusqu'au point $y=11.5$ avec des déformation négative $epse = -0.50 e-3$ puis des déformation max aux points d'appuis avec $epse=1.60 e-3$ puis une décroissance 'au centre de la plaque avec $epse=0.60 e-3$

Déformation pendant le chargement

Suivant la direction y

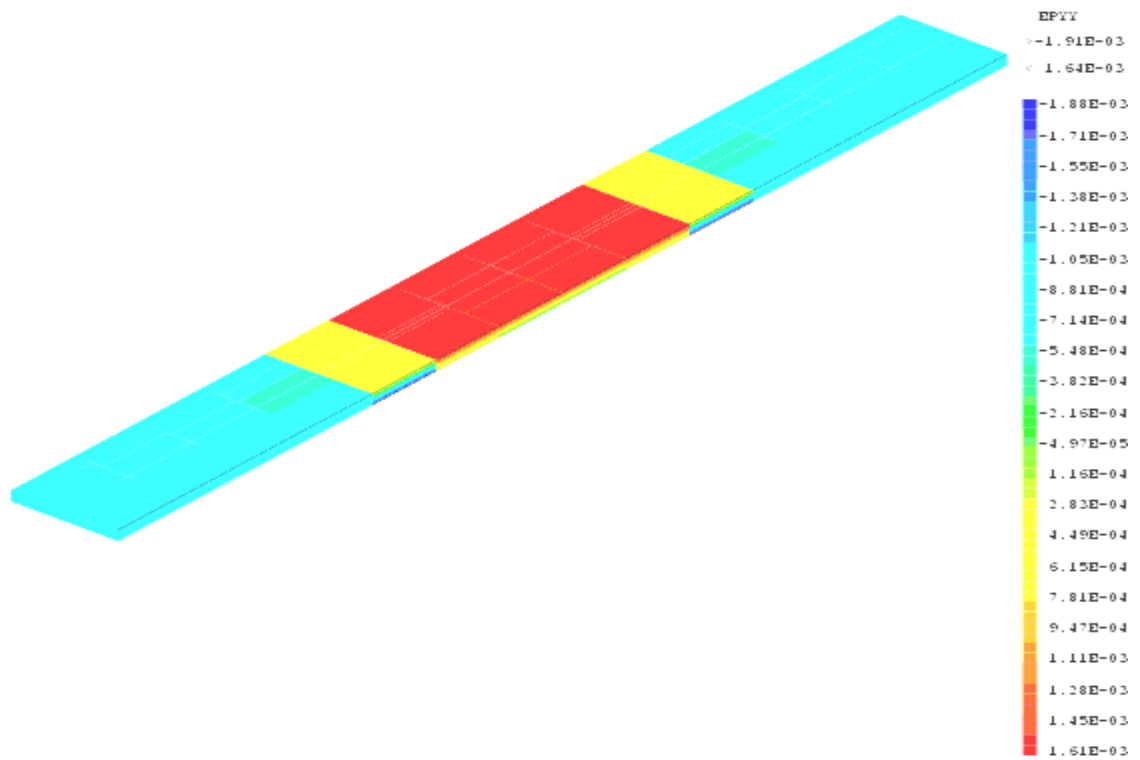


Figure III-40 **Champ des déformations** suivant la direction y

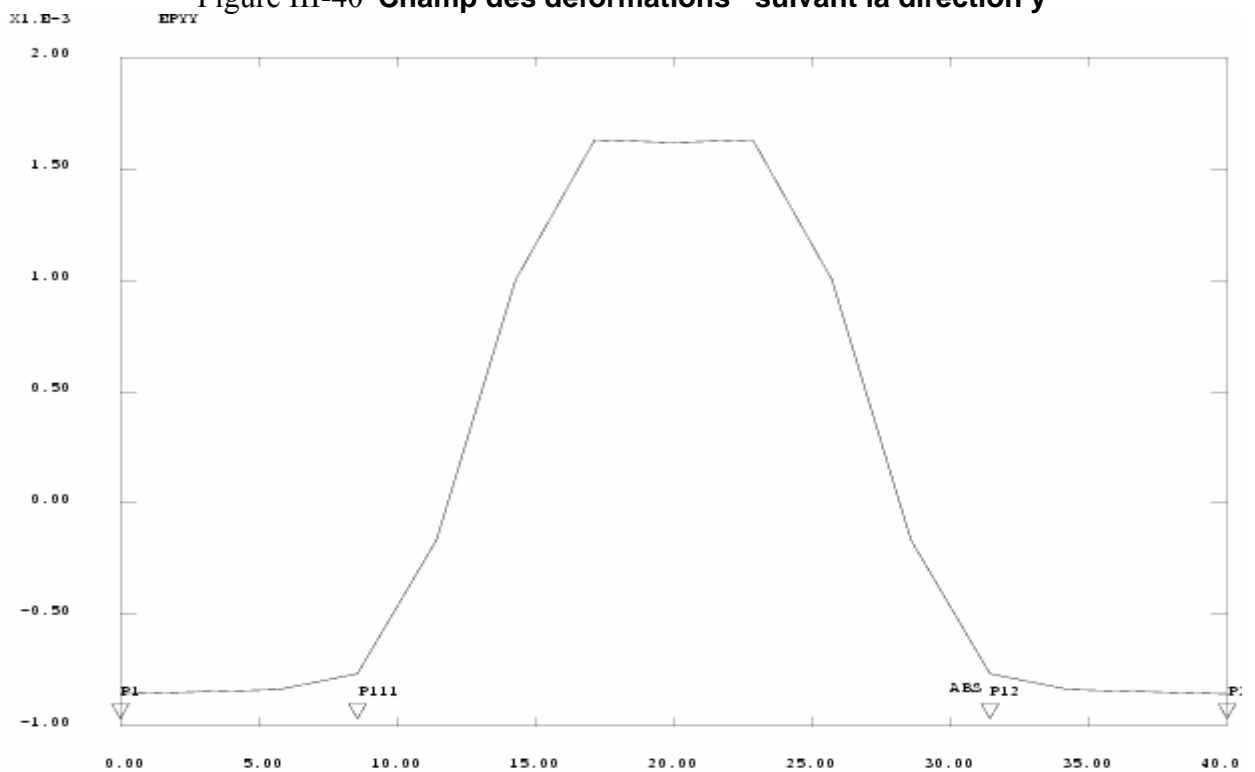


Figure III-41 **Courbes déformations** le long de l'éprouvette

toutes les déformations max sont près du centre de la plaque avec $epyy = 1.7 \text{ e-}3$ et des déformations négatives $epyy = -0.9 \text{ e-}3$ de l'extrémité jusqu'aux points de chargement

Les résultats pour les autres direction sont en annexe

RESULTATS DE L'EPROUVETTE Bicouche DE ZY4+ZIRCONÉ
 Les contraintes de Von Mises dues aux chargement mécanique de 60N

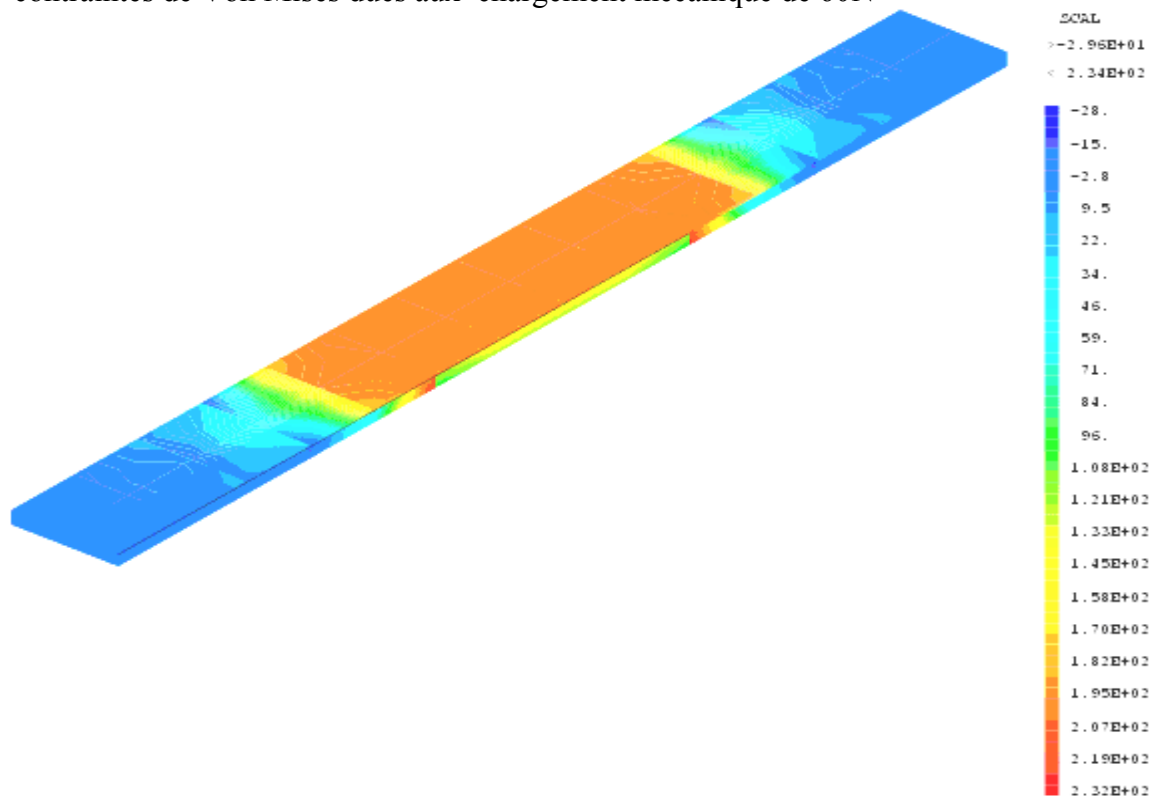


Figure III-42 **champ des contraintes de Von Mises**

les valeurs sont de l'ordre de 200MPa sur la couche de zircone et avec des valeur de l'ordre de 145 MPa sur la couche inférieure

COURBE DES CONTRAINTES DE VON MISES

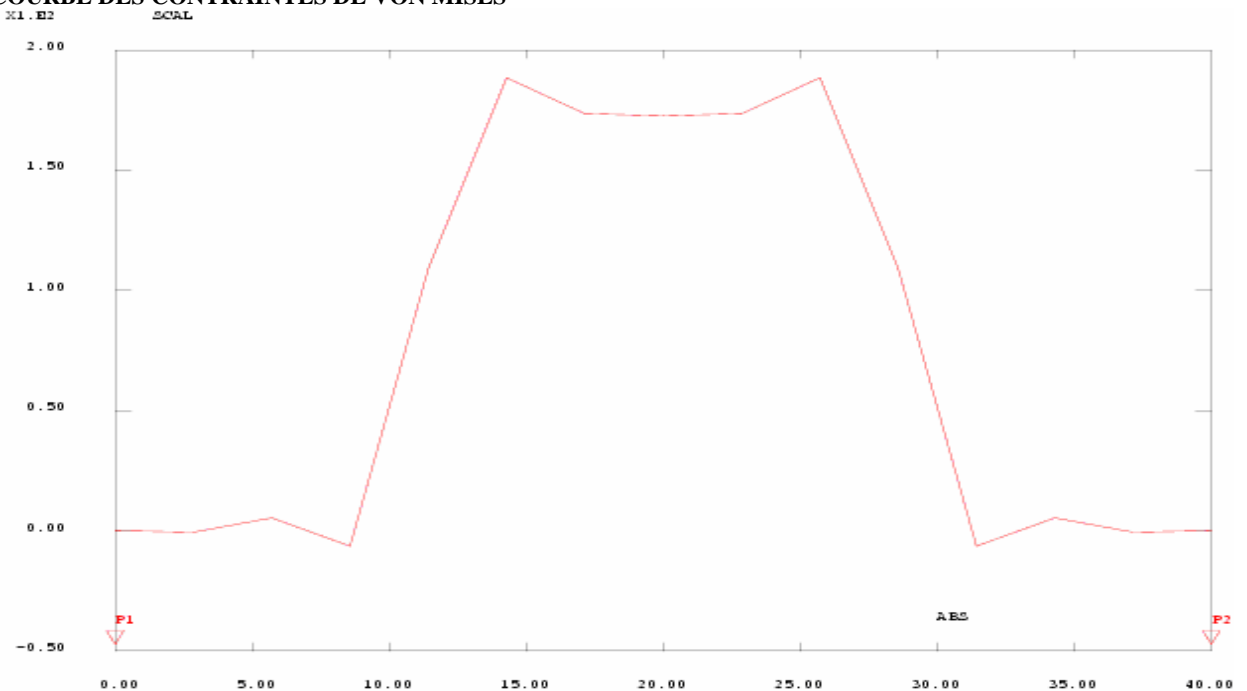


Figure III-43 **CONTRAINTES DE VON MISES LE LONG DE LA DROITE ENTRE ZY4 ET ZIRCONÉ**

les valeurs sont croissantes a partir des points de chargement jusqu'au pts d'appuis la valeur max est égale 195 MPa puis une petite décroissance a une valeur de 170MPa au pts y= 17et sur la partie centrale de la plaque

**DEFORMATIONS PENDANT LE CHARGEMENT
SUIVANT LA DIRECTION y**

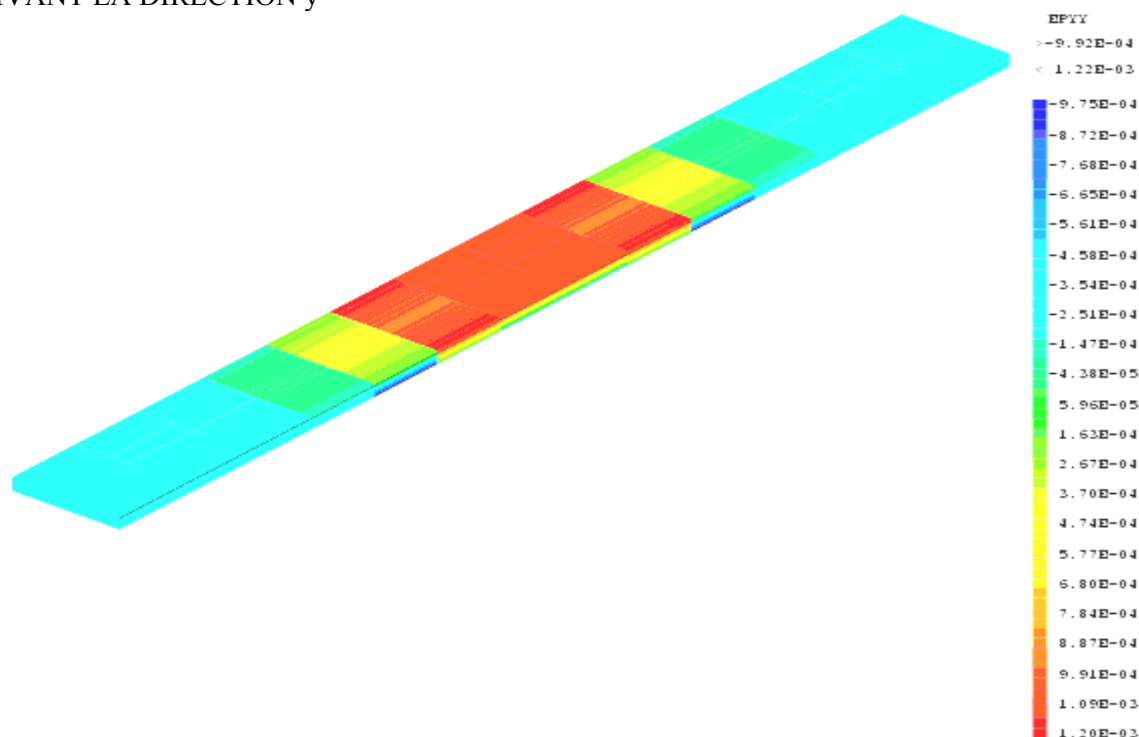


Figure III-44 Champ des déformations suivant la direction y

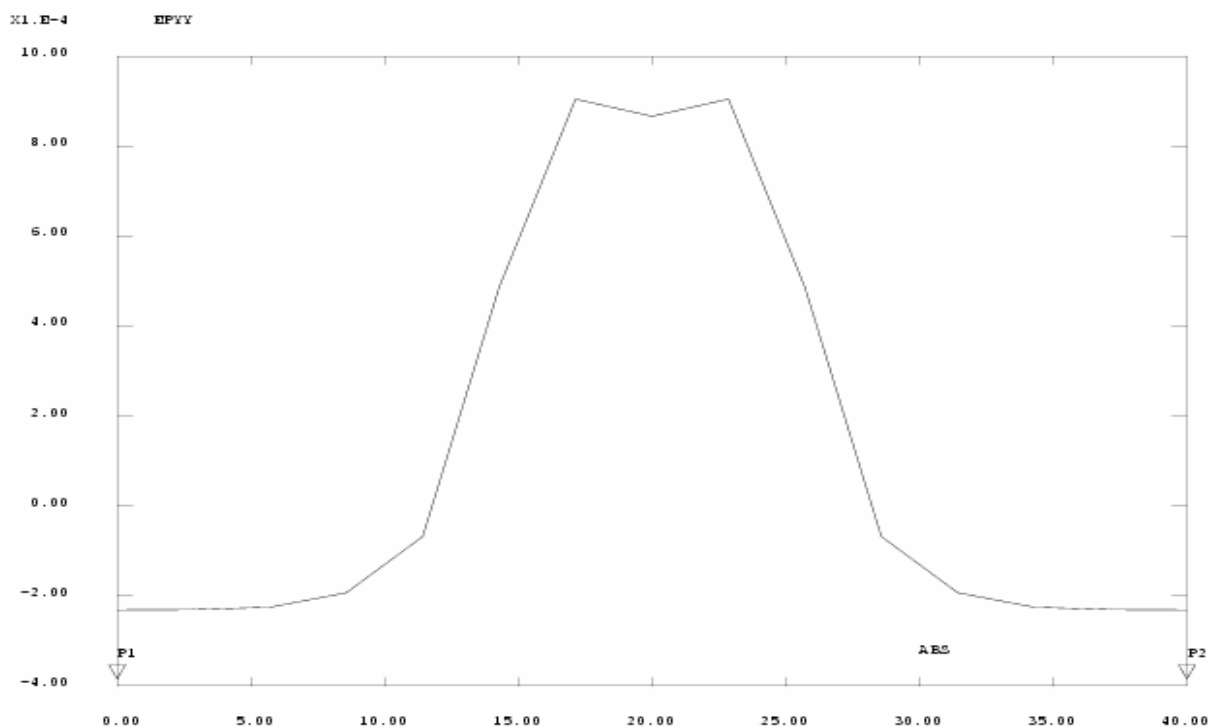


Figure III-45 Courbe des déformations le long de l'éprouvette sur la droite entre ZY4 et la Zirconie

les valeurs des déformations sont négatives $epyy = -2.25 \text{ e-}4$ de l'extrémité jusqu'au points des chargement puis une croissance à une valeurs max $epyy = 9 \text{ e-}4$ aux a l'entoure de la zone centrale de la plaque

*es résultats pour les autres direction sont en annexe

DEFORMATION INELASTIQUE DU AU CHARGEMENT BIFORCES DE 60 N

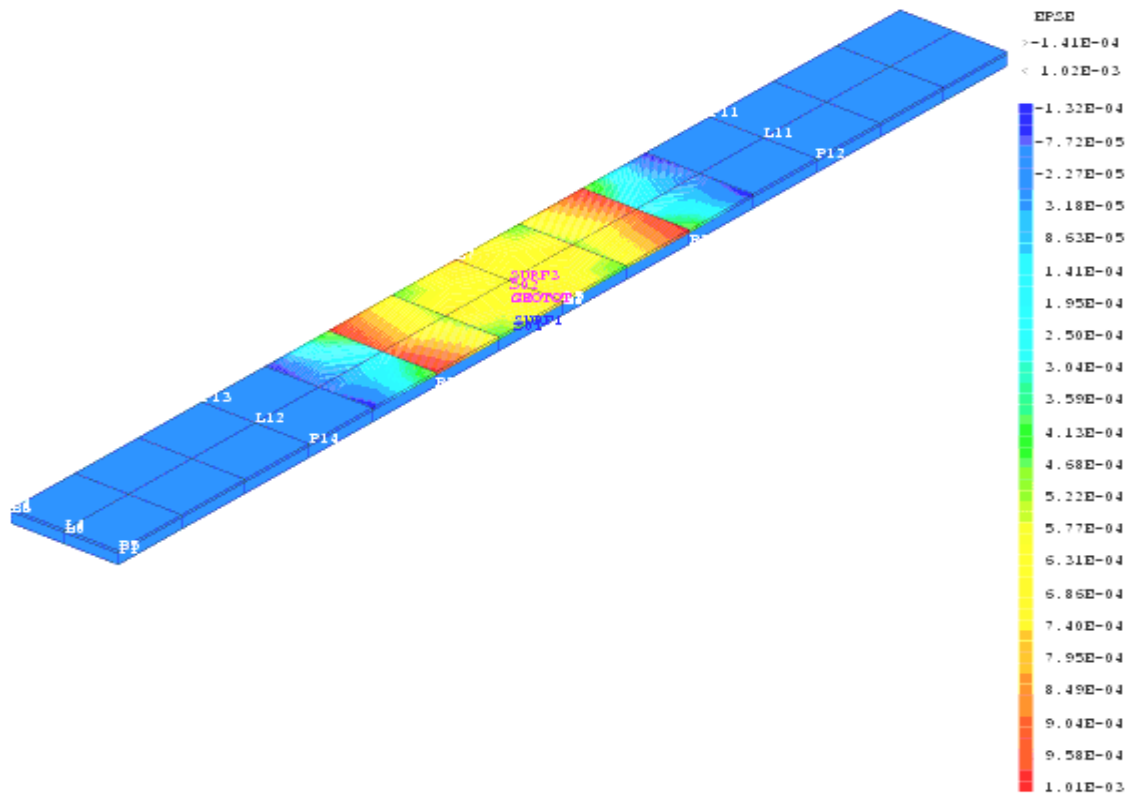


Figure III-46 Champ des déformations inélastiques

COURBE DES DEFORMATIONS INELASTIQUE APRES RELACHE

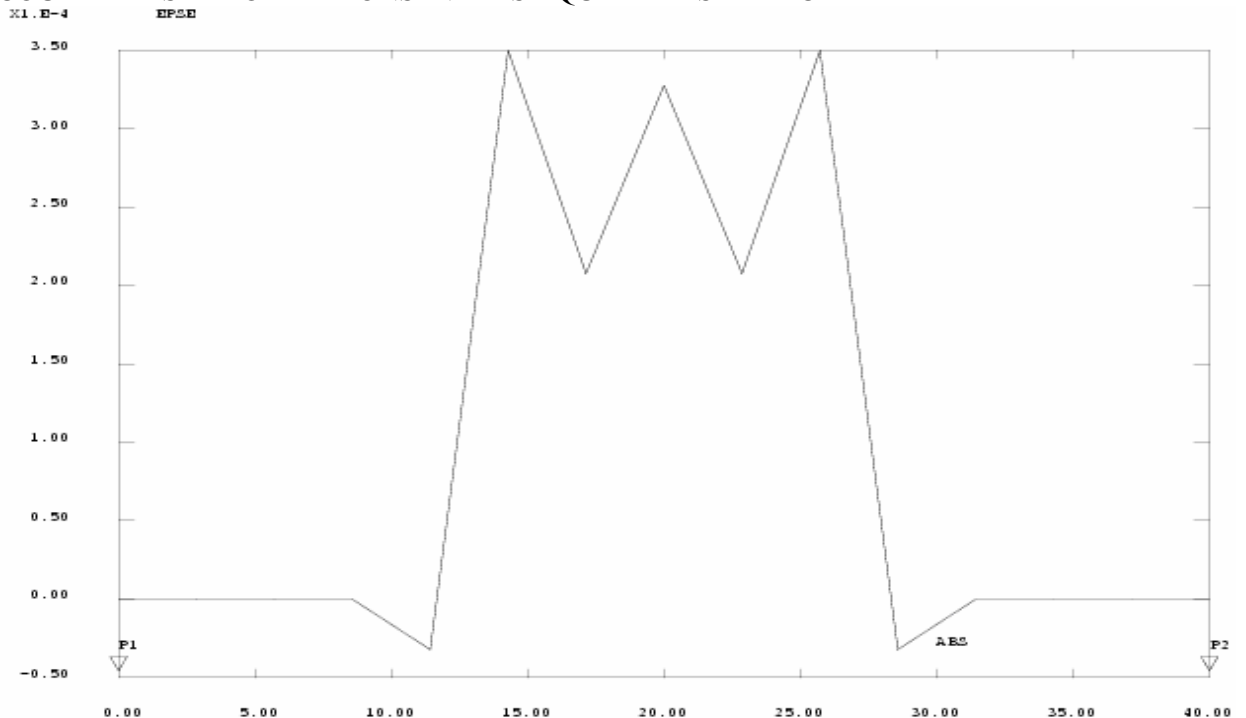


Figure III-47 Courbe des déformations inélastiques le long de l'éprouvette sur la droite entre ZY4 et la Zircone

Les valeurs max $epse_{max} = 3.50 \cdot 10^{-4}$ sont aux points d'appuis de la plaque et des déformations $epse = -0.4 \cdot 10^{-4}$ près des points de chargement, au point centrale $epse = 3.32 \cdot 10^{-4}$ $epse = 2.2 \cdot 10^{-4}$ aux points $y = 17.5$ et $y = 22.5$

La partie
étude comparative des résultats
des simulation 2D et 3D

Dans cette partie on a fait une étude comparative des résultats des simulation 2D et 3D pour des éprouvettes de même épaisseur (1.4 +0.4 +0. 002) et même longueur de 40mm pour l'essai 4 point (avec coordonnées des points 7.5-12.5-27.5-32.5 –mm-)

Le système est tricouches (l'alliage + l'oxyde+ zircone)

Le chargement mécanique (biforces de 60N, $f_1=f_2=30$ N)

les résultats de la simulation 2D et 3D

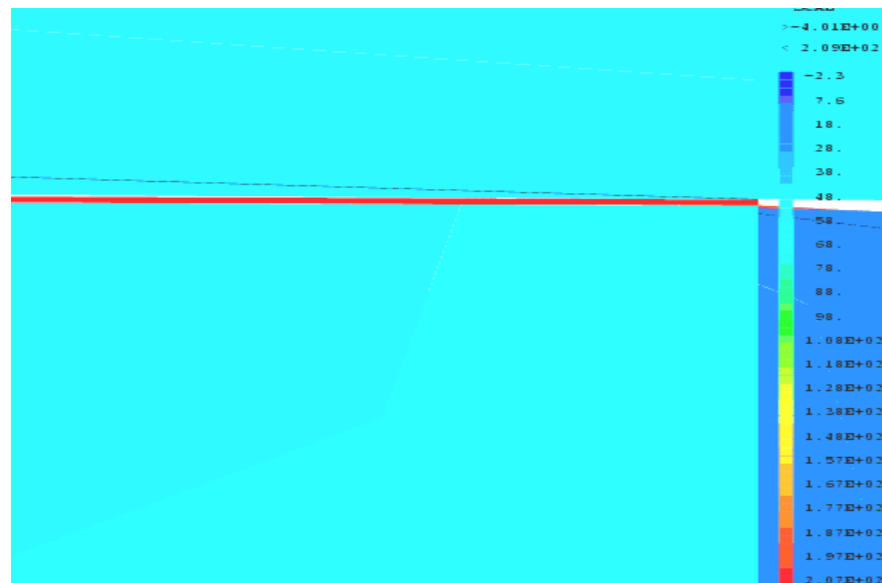


Figure III-48 Champ de contraintes équivalente de Von mises 3D Agrandissement de la vue de face

En 3D la valeur est de l'ordre de 125 MPa les valeurs max sont sur la fine couche d'oxyde

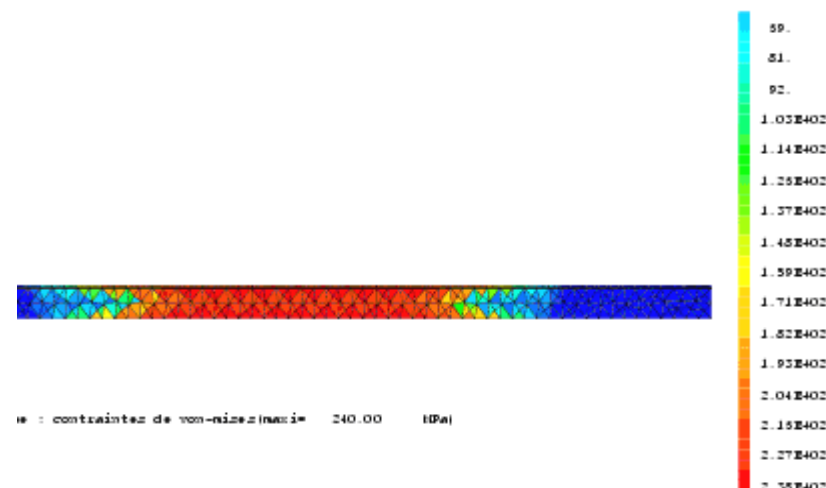


Figure III-49 Champ de contraintes équivalente de Von Mises pour 2D

- la valeur des contraintes équivalente de Von mises en 2D est de l'ordre 240 MPa tandis qu'en 3D la valeur est de l'ordre de 125 MPa

les courbes des contraintes équivalente de Von Mises

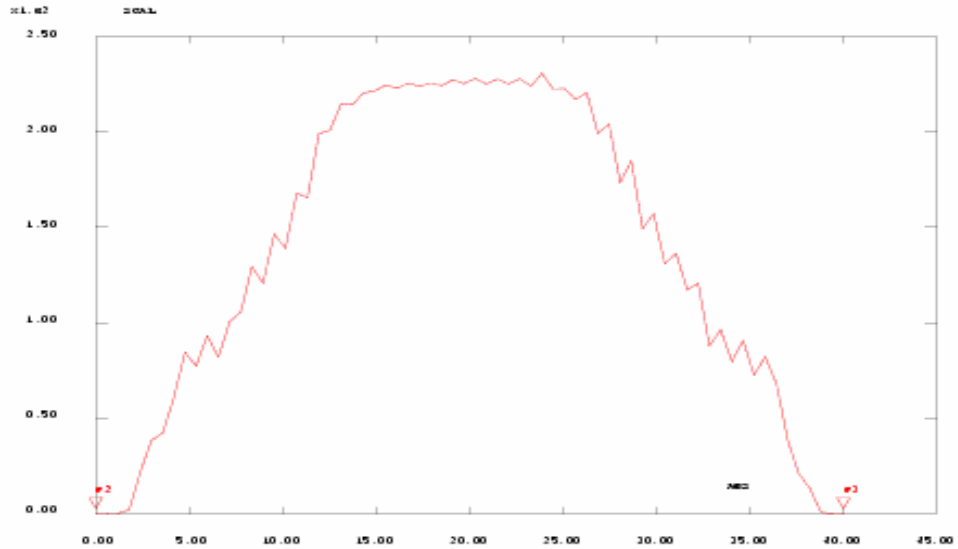


Figure III-50 - courbe des contraintes équivalente de Von mises le long de la droite entre l'oxyde et la zircone en 2D

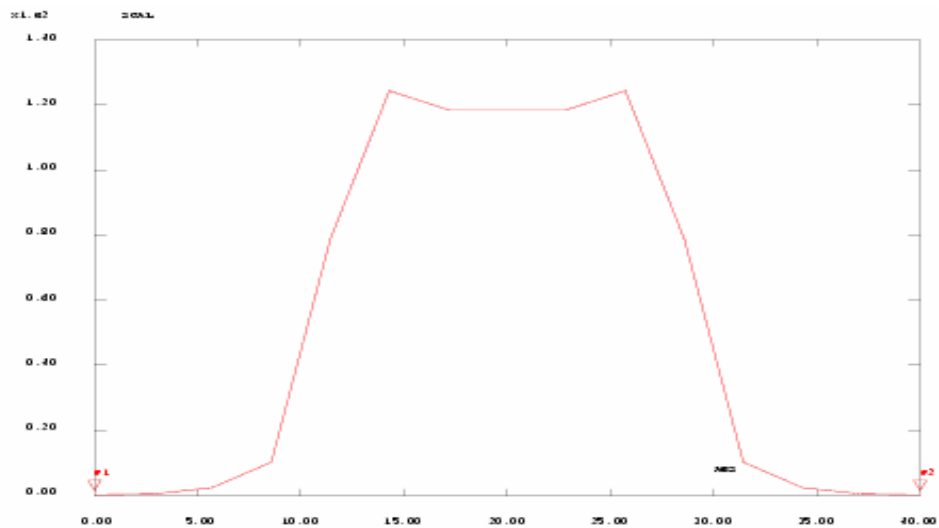


Figure III-51 courbes des contraintes équivalente de Von mises le long de la droite entre l'oxyde et la zircone – en3D

* la valeur en 2D est de l'ordre 215MPa tandis qu'en3D la valeur est de l'ordre de 125 MPa

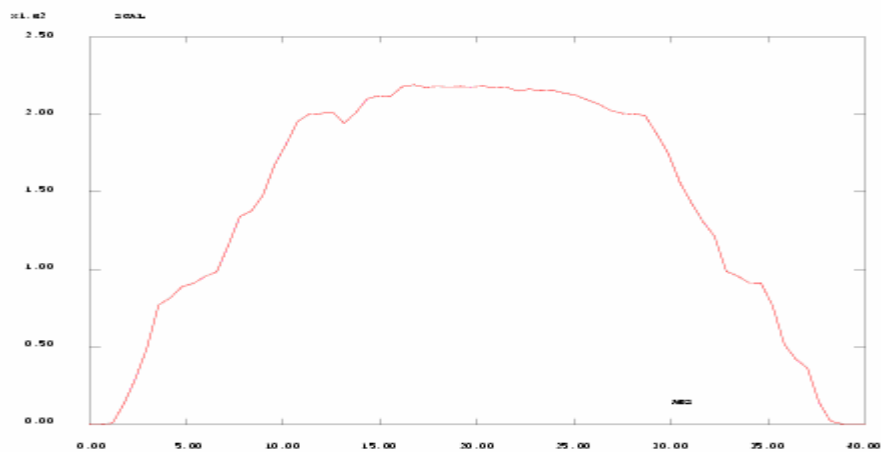


Figure III-52 - courbes des contraintes équivalente de Von mises le long de la droite entre l'oxyde et l'alliage en 2D

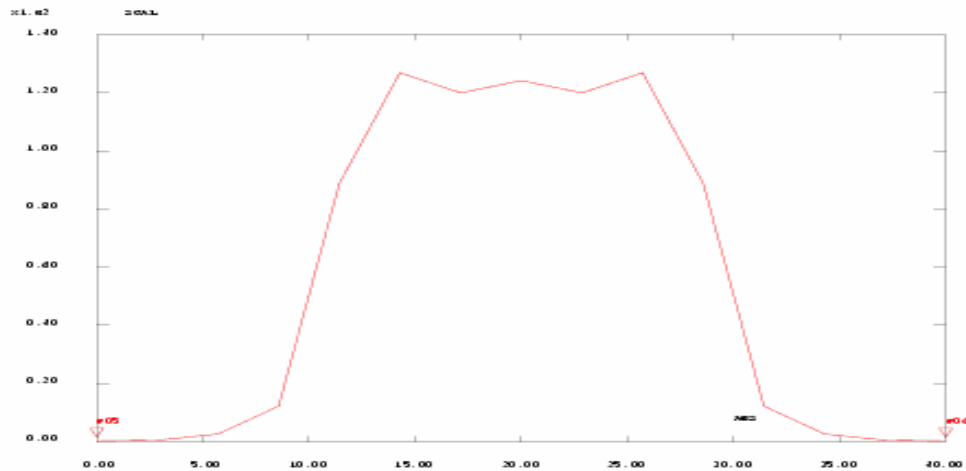


Figure III-53 courbes des contraintes équivalente de Von mises le long de la droite entre l'oxyde et l'alliage en3D

la valeur en 2D est de l'ordre 215MPa tandis qu'en3D la valeur est de l'ordre de 125 MPa

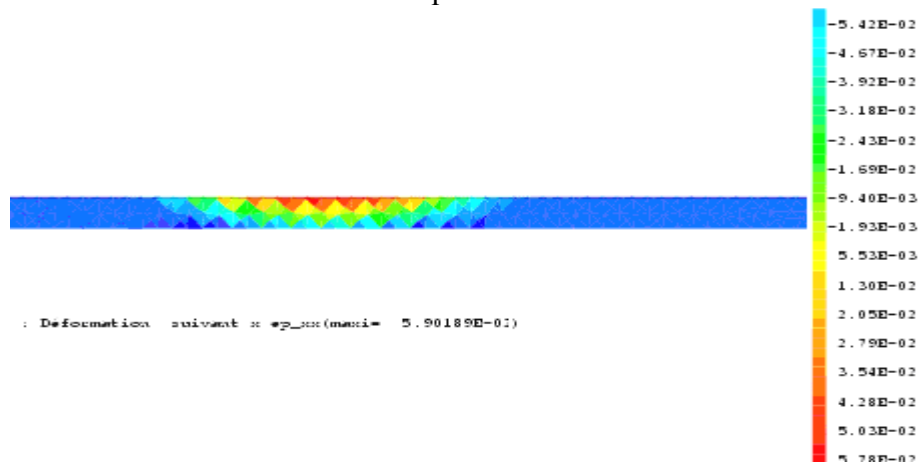


Figure III-54 les champ de déformations du au chargement mécanique en 2D

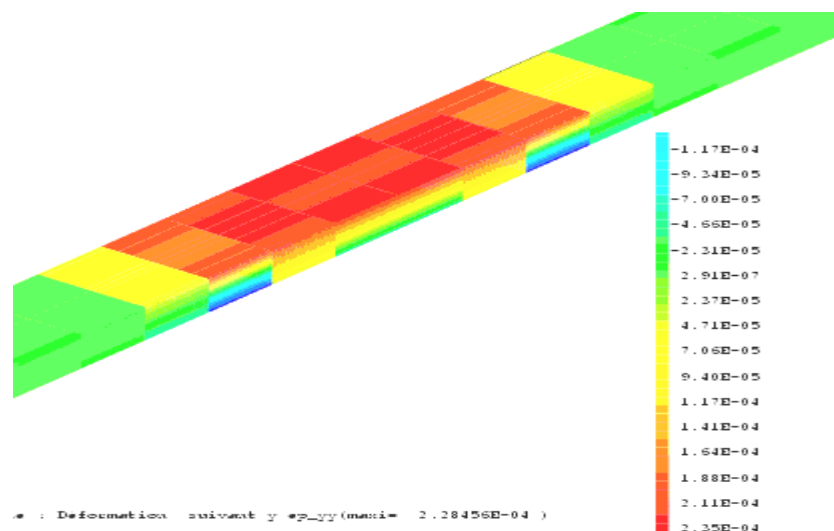


Figure III-55 champ de déformations du au chargement mécanique en 3D

pour les déformation du au chargement mécanique les valeurs sont très éloignées .
 pour les valeurs en 2D (EPxx 5.90 E-2) comparativement avec celle du 3D (EPyy2.282 E-4)

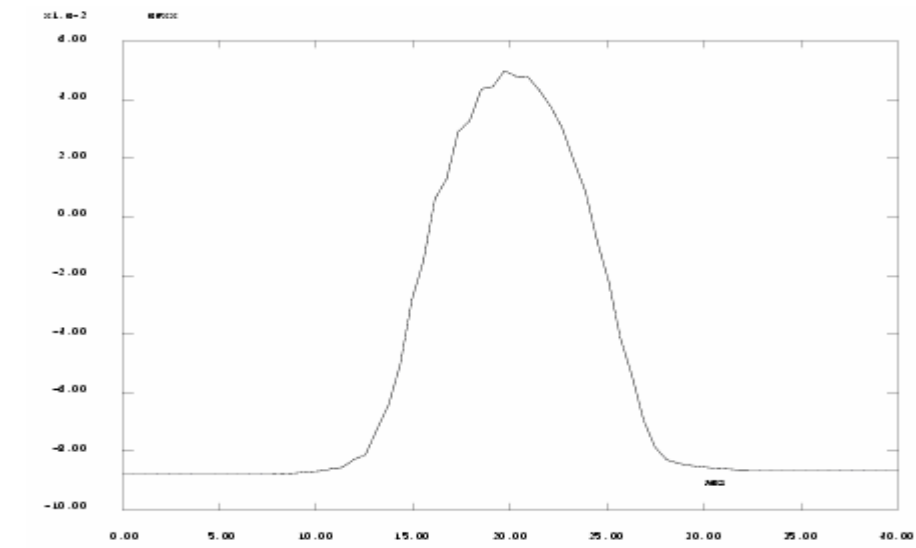


Figure III-56 - courbe des déformations pendant le chargement -en 2D

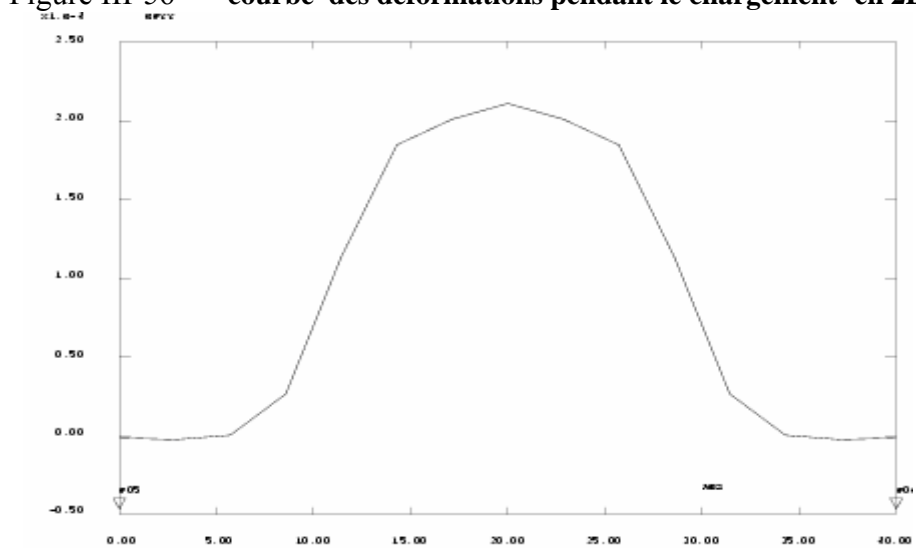


Figure III-57 - courbe des déformations pendant le chargement -en 2D

les valeurs en 2D (EPxx 5.11 E-2) et les valeurs 3 D (EPyy 2. 2 E-4)) les valeurs sont très éloignées .
des courbes des déformations le long de droite entre l'oxyde et la zircone

* Le champ des déformations inélastique en 2 D

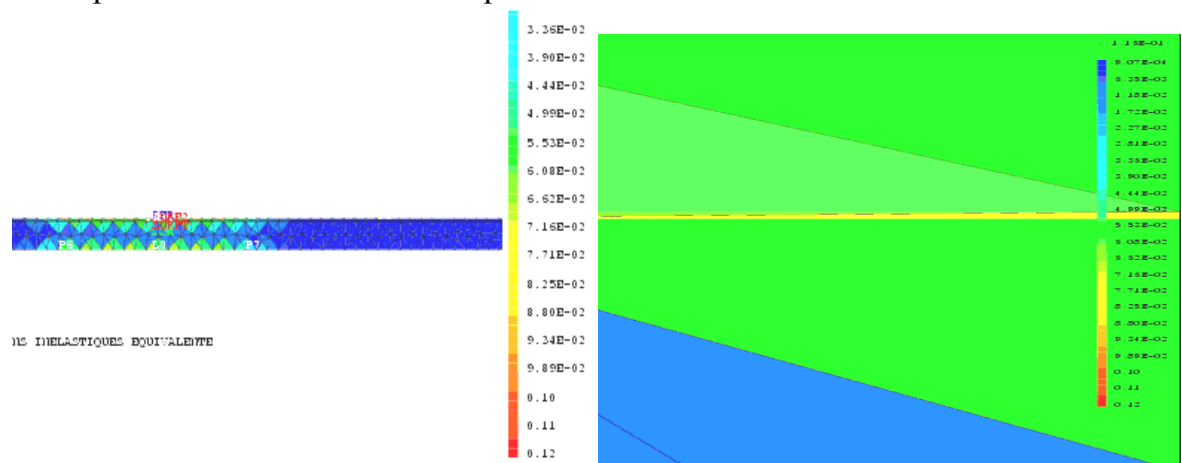


Figure III-58 Le champ des déformations inélastique en 2 D
en remarque que la plastification est plus significatif le long de la couche d'oxyde
(toute la ligne jaune une valeur de l'ordre de 7.75 E-2)

Le champ des déformations inélastique

en 3 D

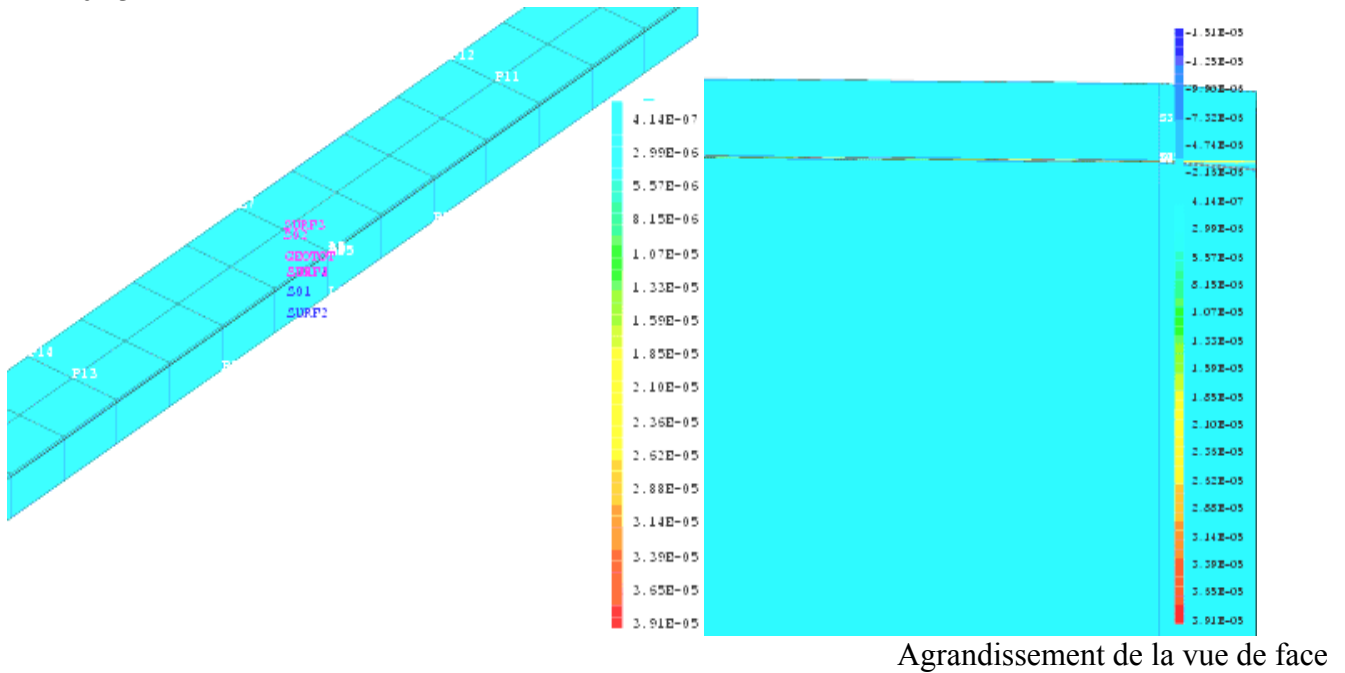
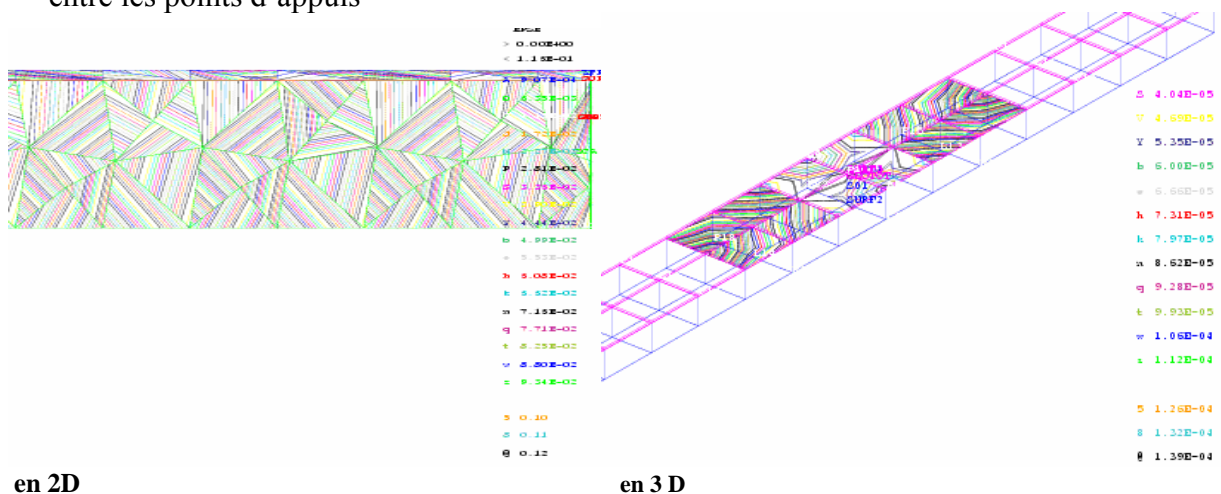


Figure III-59 Le champ des déformations inélastique en 3 D

pour les déformation inélastique du au chargement mécanique les valeurs sont tres éloignées . pour les valeurs en2D (EPSE 9.89 E-2) comparativement avec3D (EPSE 3.92 E-4) et en remarque que la plastification est plus significatif le long de la couche d'oxyde(toute la ligne en vert)

pour ces deux images des valeurs sont visualisées par des lignes en voit une grande différence des valeurs en 2Dla plastification est sur toute l'épaisseur localisée entre les points d'appuis



en 2D

en 3 D

Figure III-60 Le champ des déformations inélastique

en 3Dla plastification est dans la partie supérieure seulement entre les appuis et avec des valeurs de l'ordre 1.20 E -4

* les courbes des déformation inélastique

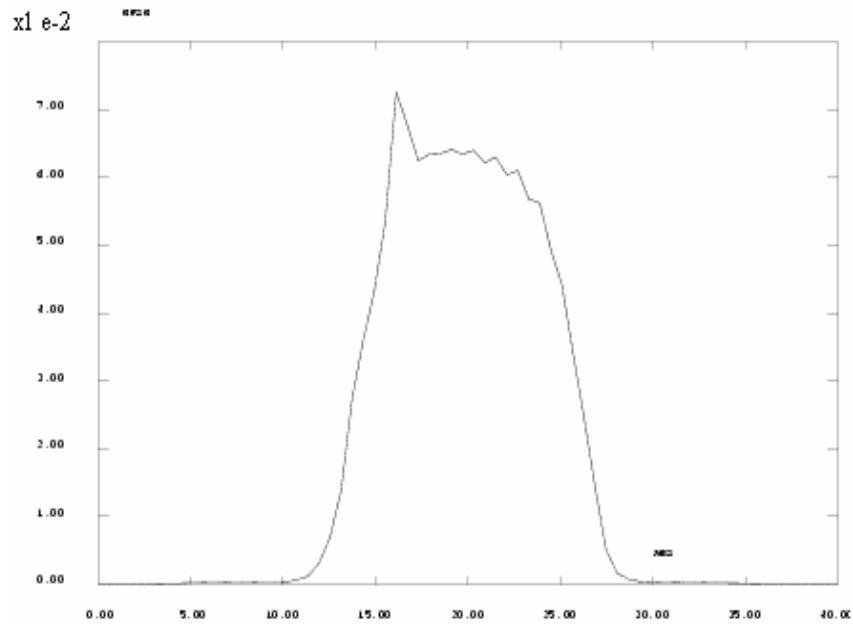


Figure III-61 courbes des déformations inélastique - le long de la droite entre l'oxyde et la zircone en 2D

en 2D la plastification est sur toute l'épaisseur et localisée entre les points d'appuis pour des valeurs de l'ordre de $7.15E-2$ au point $y=15$ mm

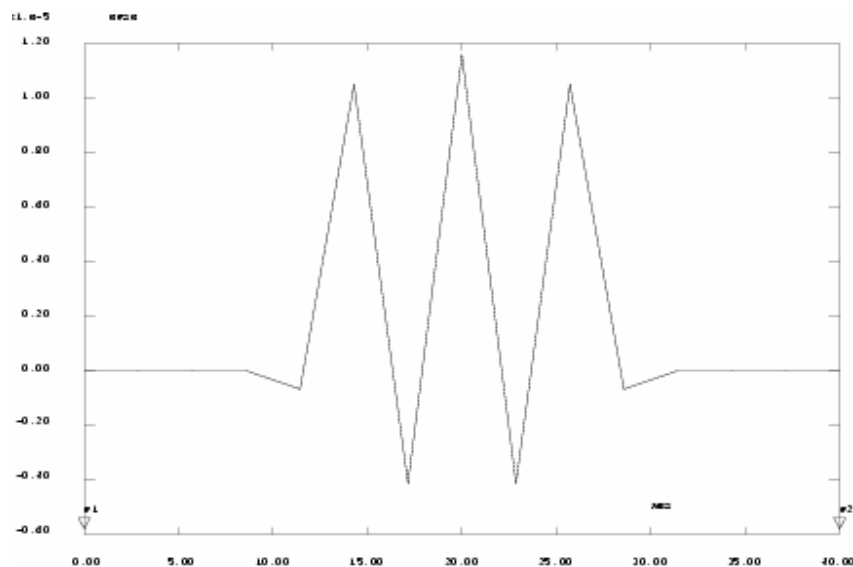


Figure III-62 courbes des déformations inélastique le long de la droite entre l'oxyde et la zircone en 3D

en 3D la plastification est dans la partie supérieure seulement entre les points d'appuis pour des valeurs de l'ordre $1.20E-5$ au centre de la plaque, et elle est de l'ordre de $-4 E-4$ aux points $y = 17$ et $y = 23$ mm,

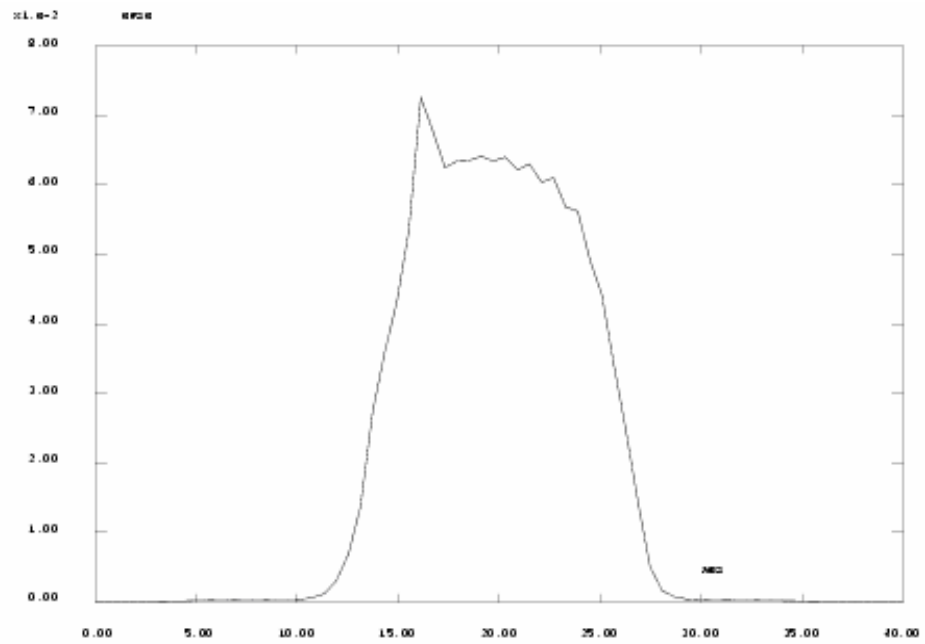


Figure III-63 courbes des déformations inélastique le long de la droite entre l'oxyde et l'alliage en 2D

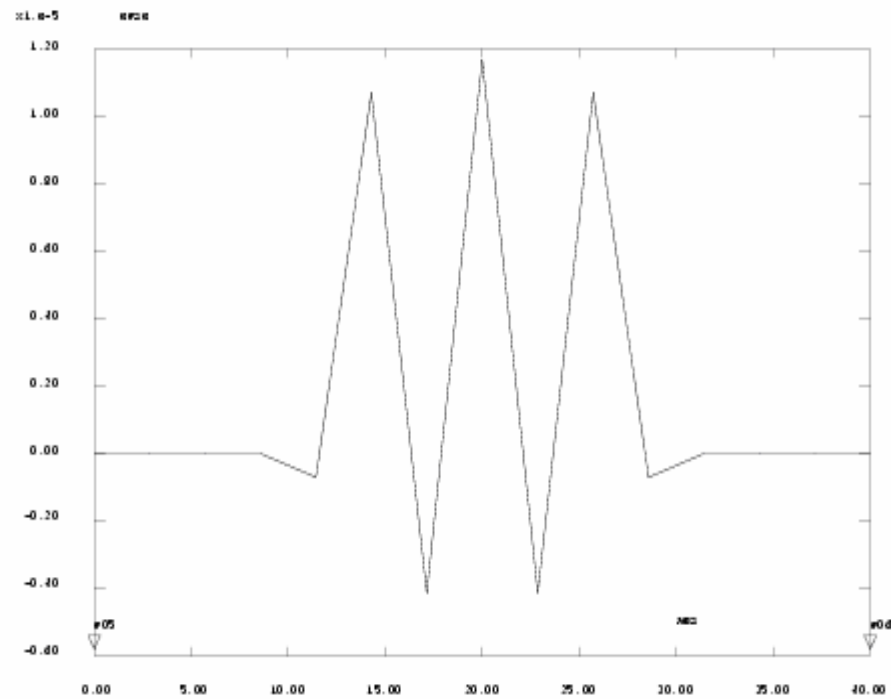


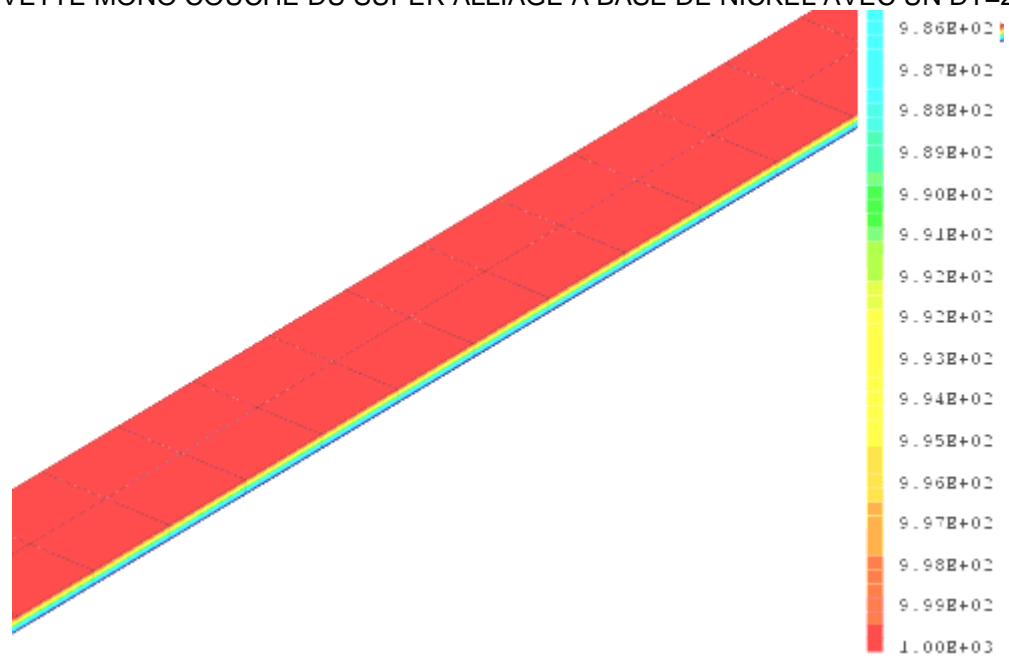
Figure III-64 courbes des déformations inélastique le long de la droite entre l'oxyde et l'alliage 3D en 2D valeurs de l'ordre $7.15E^{-2}$ et en les 3D entre les appuis et avec des valeurs de l'ordre $1.2E^{-5}$

Résultats

pour le chargement

thermique

L EPROUVETTE MONO COUCHE DU SUPER ALLIAGE A BASE DE NICKEL AVEC UN DT=20°C



les température sont de 1000°C sur la face supérieure et de 980°C a la face inférieure

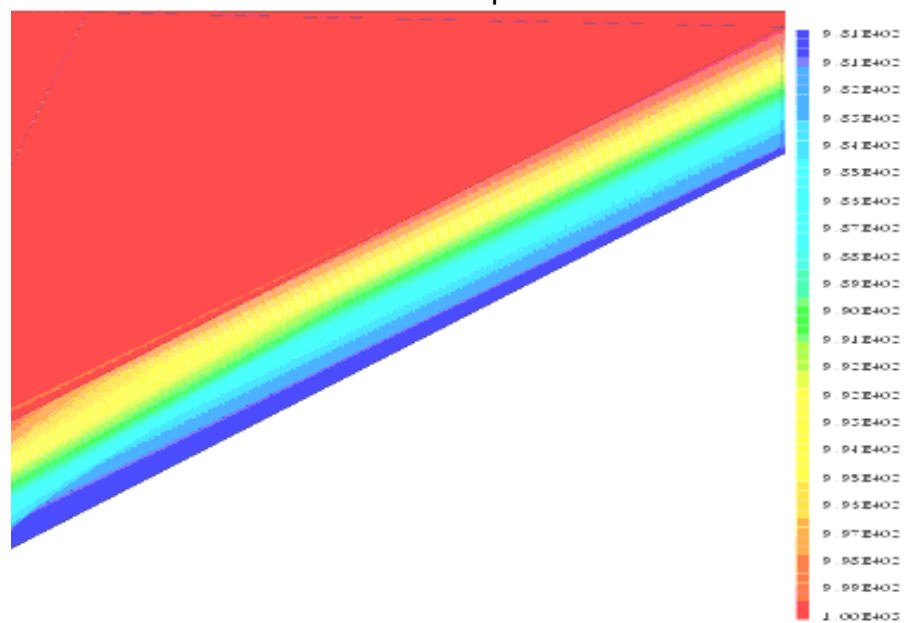


Figure III-65 CHAMP DE TEMPETATURE LE LONG DE L'Epaisseur

Résultats de L EPROUVETTE MONO COUCHE

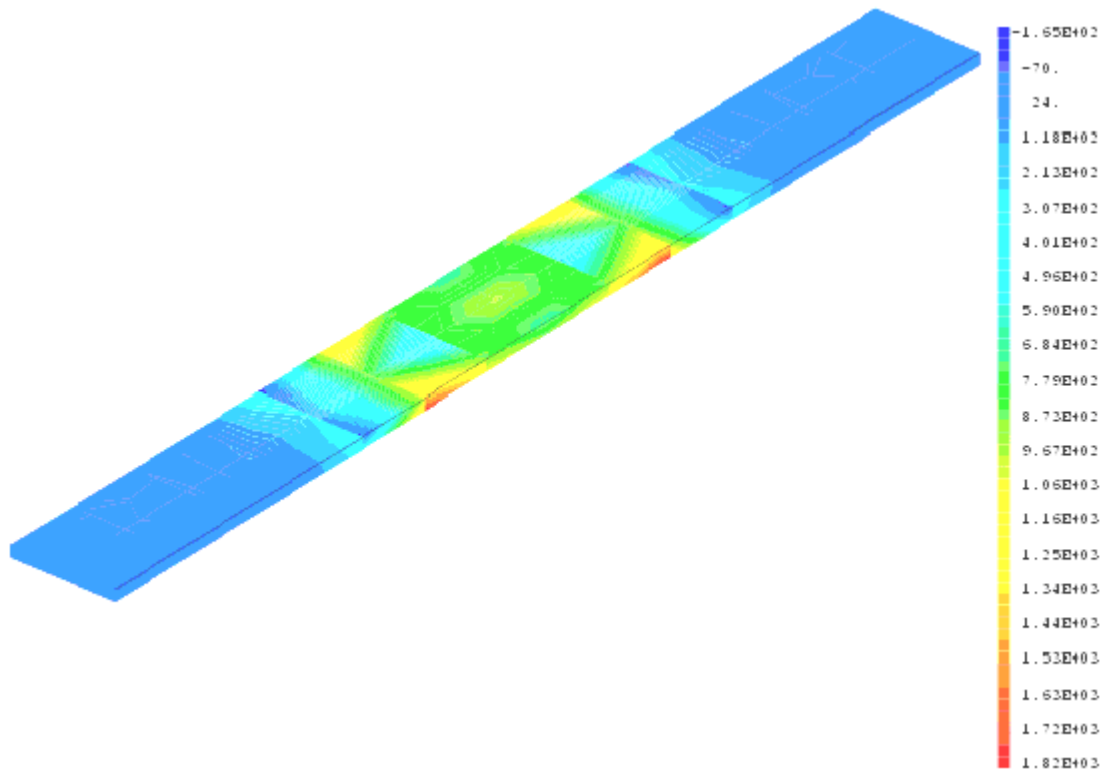


Figure III-66 CHAMP DES CONTRAINTES DE VON MISES DU AU CHARGEMENT THERMIQUE

les valeurs max sont sur la face supérieure(1454 MPa)
 COURBE DES CONTRAINTES THERMIQUE DE VON MISES

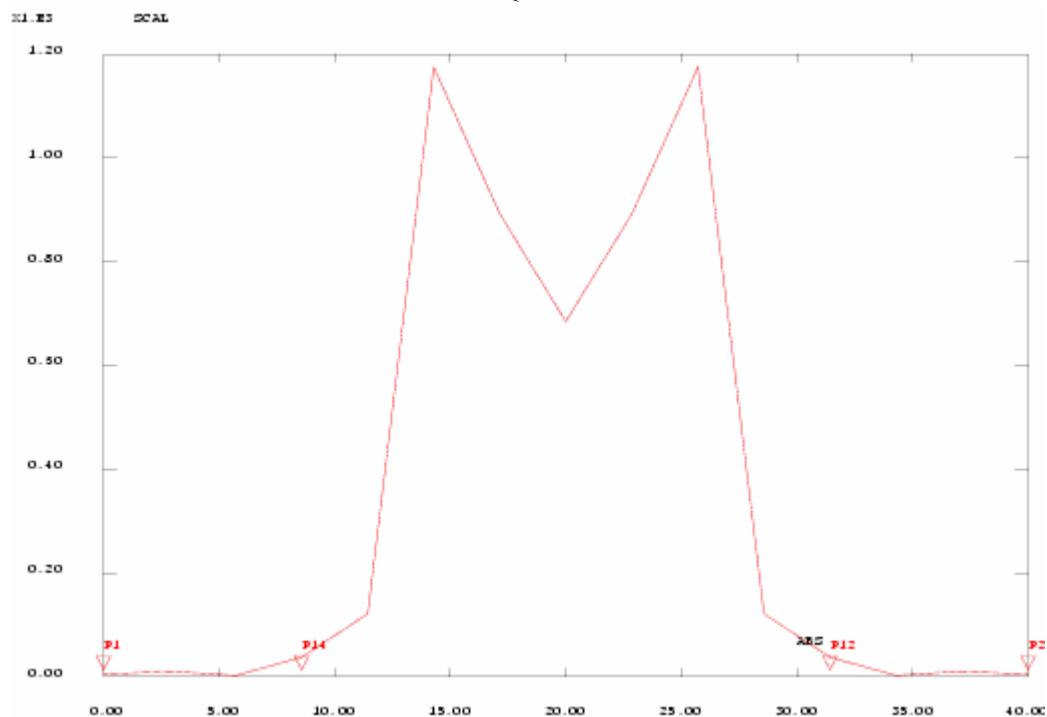


Figure III-67 COURBE DES CONTRAINTES THERMIQUE DE VON MISES LE LONG DE LA DROITE DE LA SURFACE SUPERIEURE

de l'extrémité jusqu'au point $y=7.5$ la valeur est nulle , puis une croissance brusque a une valeur 1250MPa au point $y= 15$ puis une décroissance a une valeur de 700 MPa au centre de la plaque . les valeurs sont symétrique par rapport au centre .

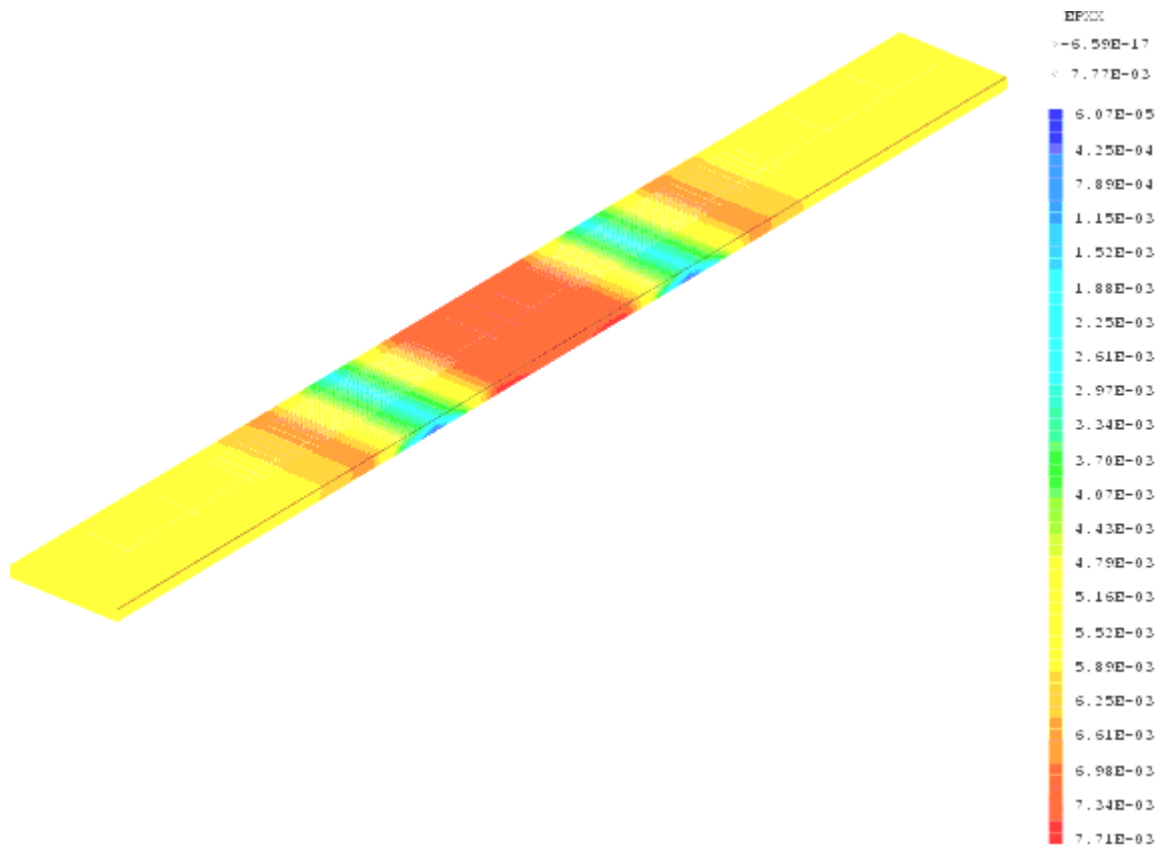


Figure III-68 **CHAMP DES DEFORMATION DU AU CHARGEMENT THERMIQUE**

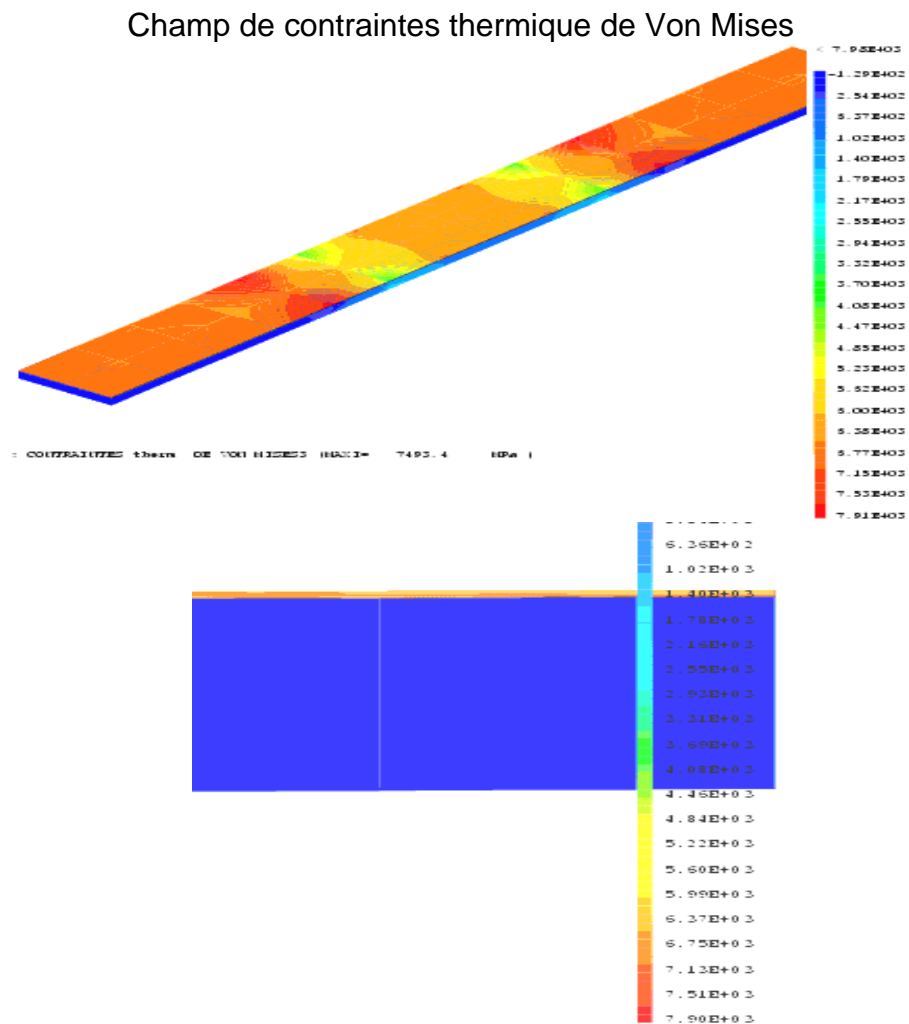
DEFORMATION totale du chargement thermique de 1000°C

Les déformations sont proportionnelles a la contrainte les grands déformations ($7.71 \text{ e-}3$) sont localisées entre $y=15$ mm et 25 mm les déformations faible($2.25 \text{ e-}3$) aux points d'appuis de la plaque

L'Eprouvette bicouche l'alliage à base de Ni +l'oxyde



Figure III-69 CHAMP DE TEMPETATURE LE LONG DE L'EPAISSEUR avec dt= 25°C (1000° c _950°c)



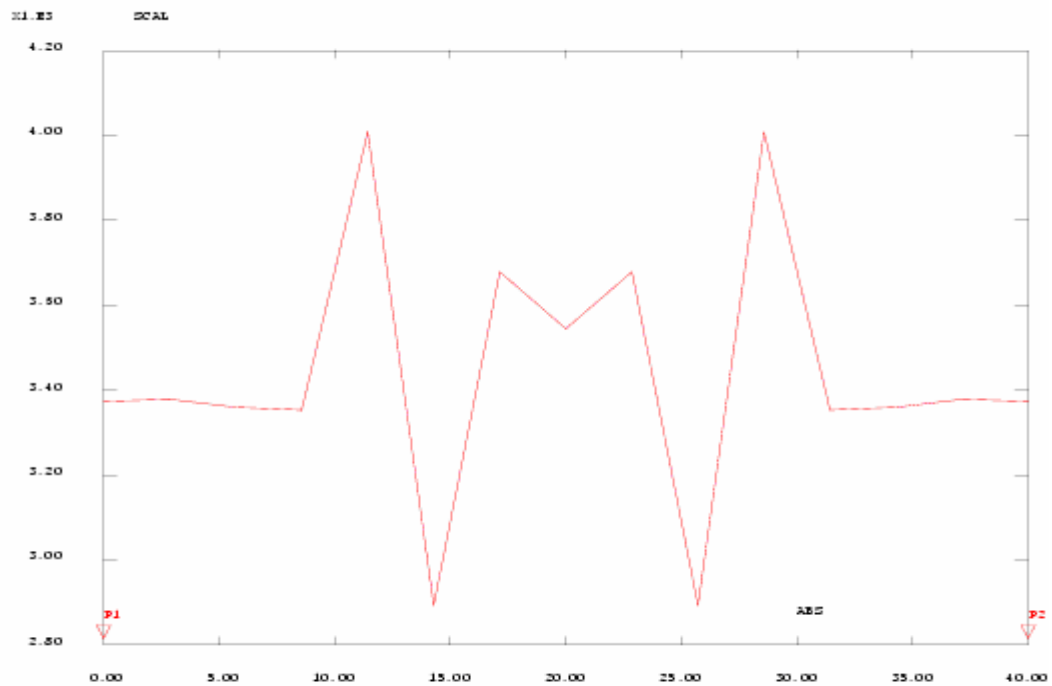


Figure III-71 Courbe des contraintes de Von Mises le long de l'éprouvette dues aux chargements thermique le long de l'oxyde

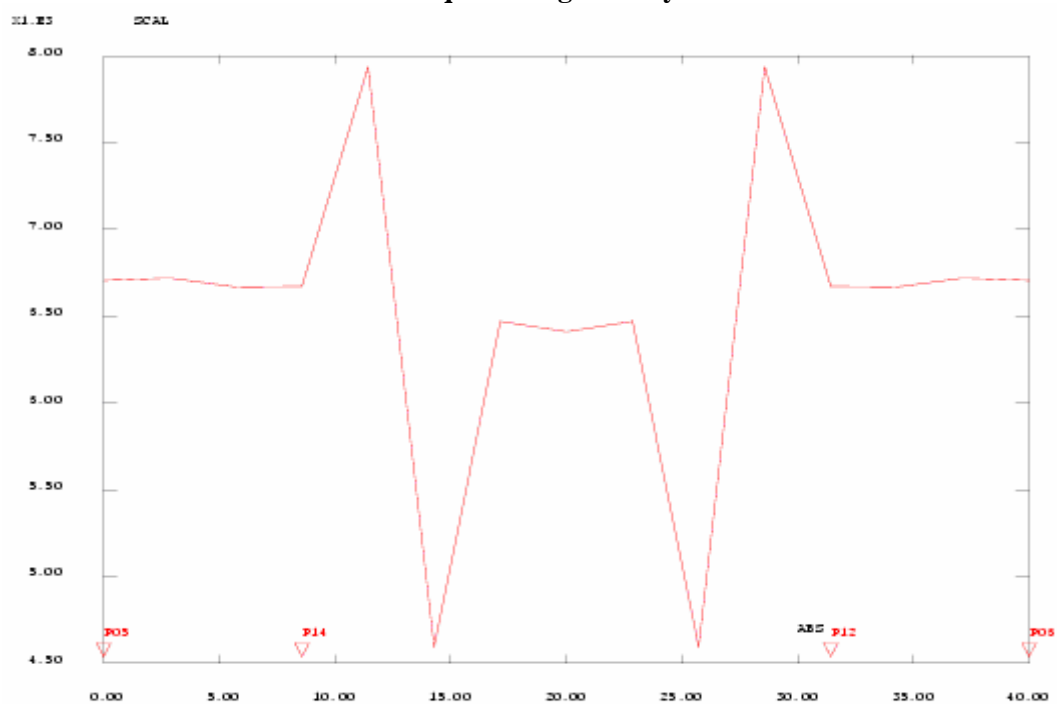


Figure III-72 Courbe des contraintes de Von Mises le long de l'éprouvette dues aux chargements thermique le long de la droite entre l'oxyde et l'alliage .

Les valeurs max sont de l'ordre de 4000MPa le long de l'oxyde et de 8000MPa entre l'oxyde et l'alliage au point $y=12$ mm puis une décroissance au point $y=15$ a une valeur de 2700 MPa le long de l'oxyde et de 4500 MPa entre l'oxyde et l'alliage puis une croissance a une valeur de 3600 MPa le long de l'oxyde et de 6000MPa entre l'oxyde et l'alliage au point central de la plaque

L'Eprouvette tricouche l'alliage à base de Ni +l'oxyde+ zircon

La couche de l'alliage 0.4mm la couche d'oxyde 0.002mm la couche de la zircon 0.1mm

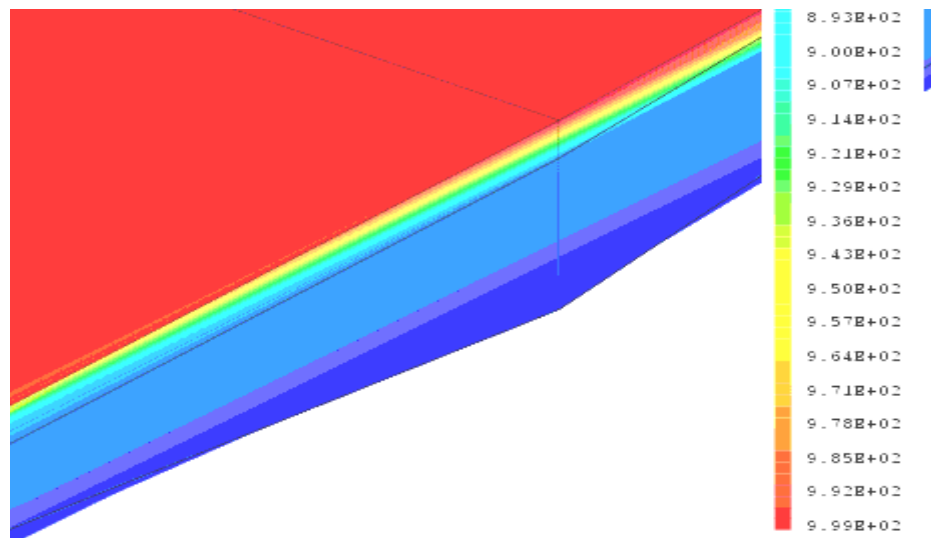


Figure III-73 CHAMP DE TEMPETATURE LE LONG DE L'EPAISSEUR Avec dt =150° c (1000°-850°)

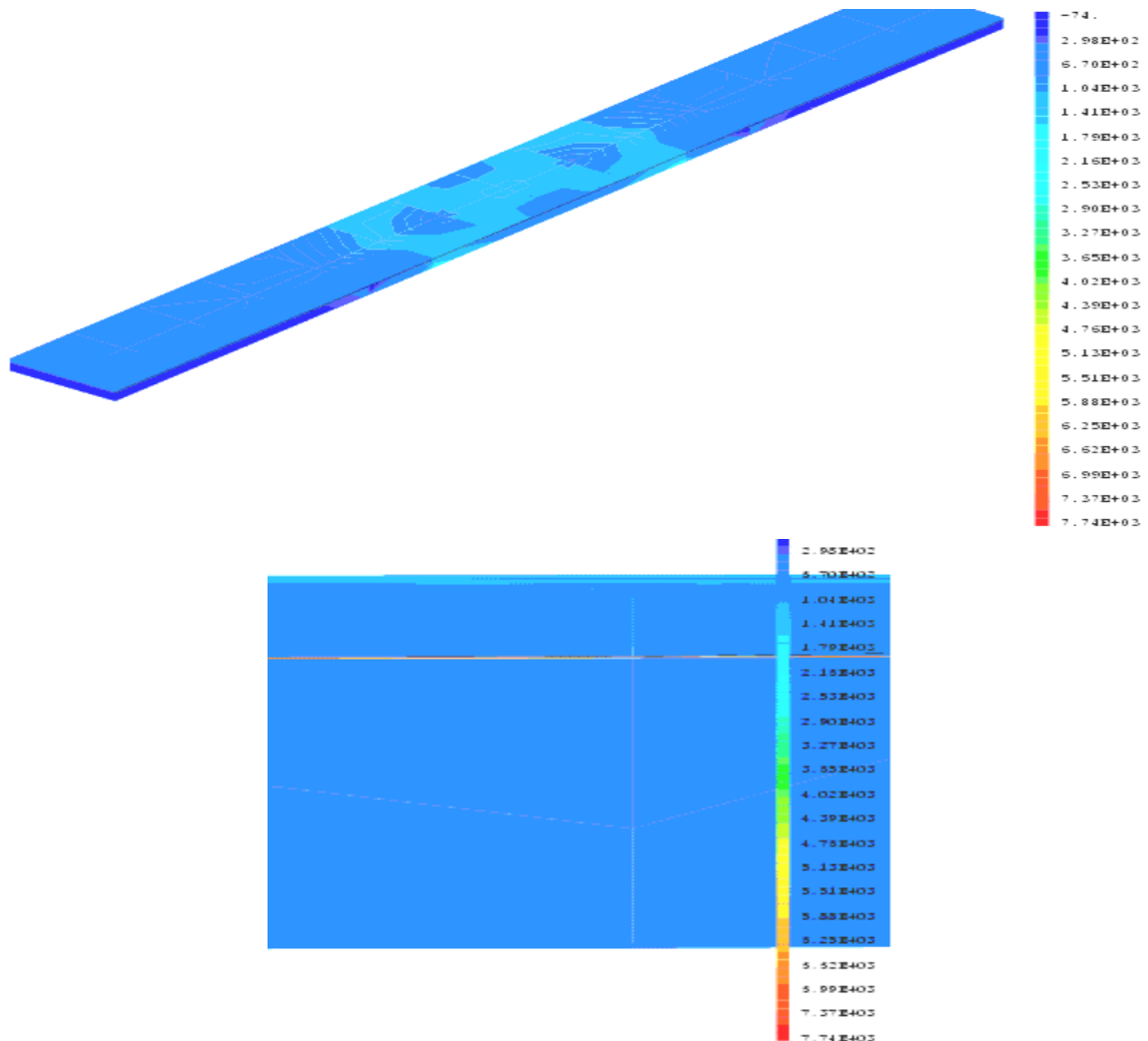


Figure III-74 Champ de contraintes thermique de von mises des chargements thermique Avec dt =150° c (1000°-850°)

les valeurs max des contraintes sont dans la couche d'oxyde (entre la zircon et l'alliage) et elle est de l'ordre de 7350MPa pour les autres zones des valeurs faible de l'ordre de 2300MPa

LES courbes des contraintes de Von Mises dues aux chargement thermique

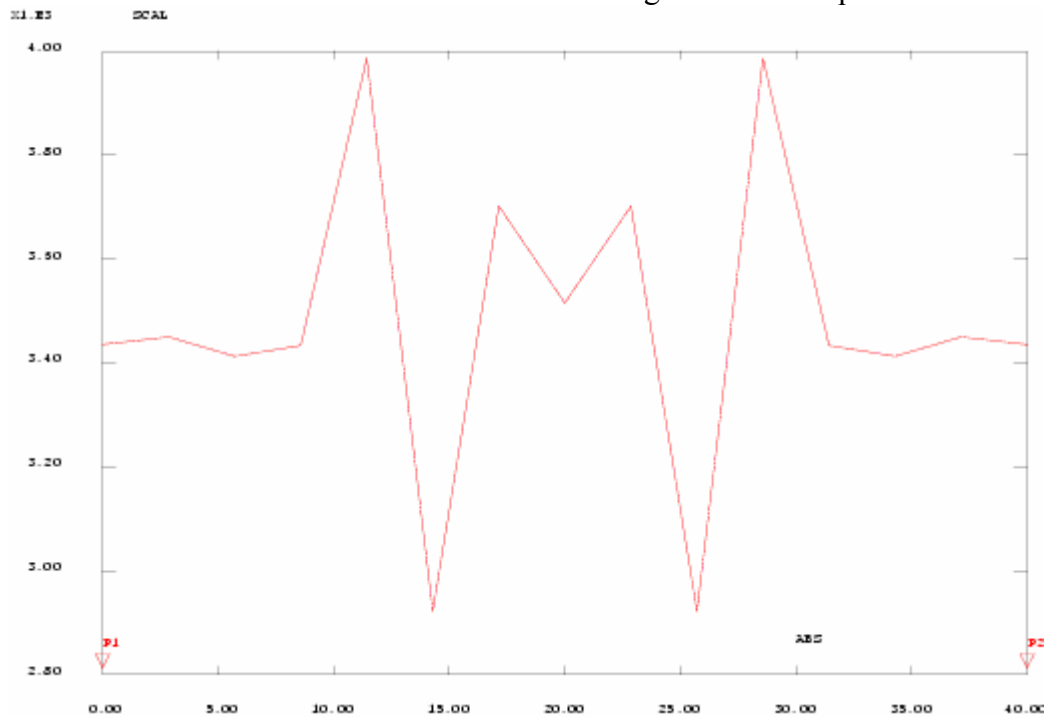


Figure III-75 courbe des contraintes de Von Mises dues aux chargement thermique le long de l'éprouvette le long du segment entre l'oxyde et l'alliage

les pts les plus chargées sont $y=12\text{mm}$ ($V_{mt}=4000\text{MPa}$) et $y=20\text{mm}$ ($V_{mt}=3400\text{MPa}$) et les moins chargées sont $y=14\text{mm}$ ($V_{mt}=2600\text{MPa}$) avec symétrie /au centre de la plaque

courbes vmt sur le segment entre l'oxyde et la zircone

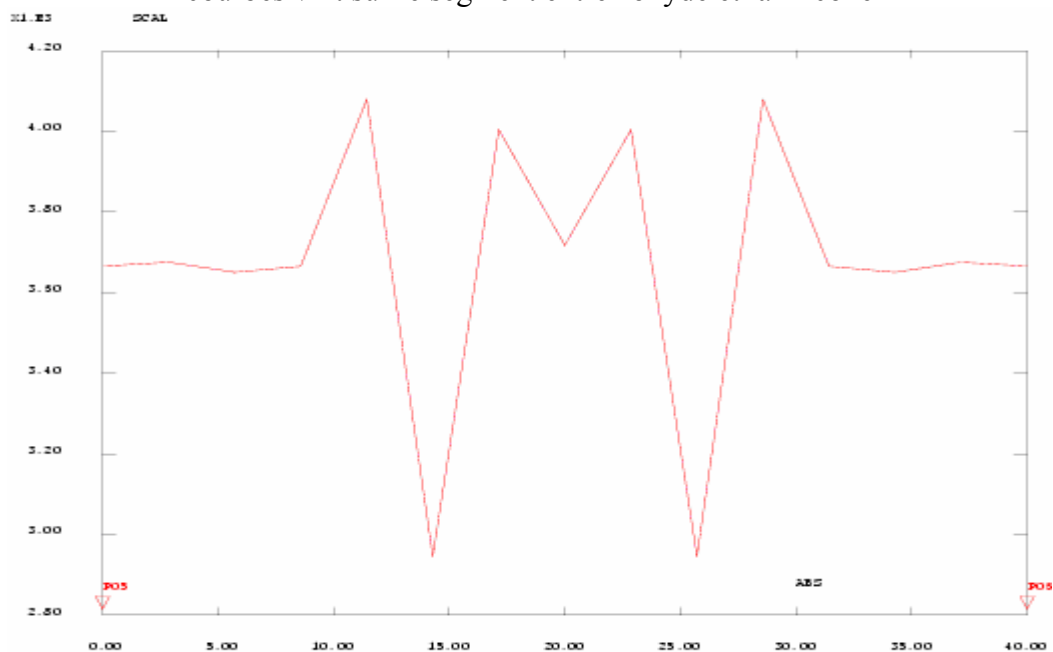


Figure III-76 courbe des contraintes de Von Mises dues aux chargement thermique le long de l'éprouvette le long du segment entre l'oxyde et la zircone

les pts les plus chargées sont $y=12\text{mm}$ ($V_{mt}=4200\text{MPa}$) et $y=20\text{mm}$ ($V_{mt}=3800\text{MPa}$) et les moins chargées sont $y=14\text{mm}$ ($V_{mt}=2900\text{MPa}$) avec symétrie / au centre



Figure III-77 **Champ des déformations dues aux chargements thermiques Avec $\Delta t = 150^\circ \text{C}$ ($1000^\circ\text{C}-850^\circ\text{C}$)**

les plus grandes déformations se concentrent en particulier au centre de la plaque et aux points de chargement et sont plus petites aux points d'appuis avec la concentration des grandes valeurs sur la couche d'oxyde entre l'alliage et la zircone

L'EPROUVETTE MONO COUCHE DE ZIRCALOY Zy4

les température sont de 1000°C sur la face supérieure et de 980°C a la face inférieure

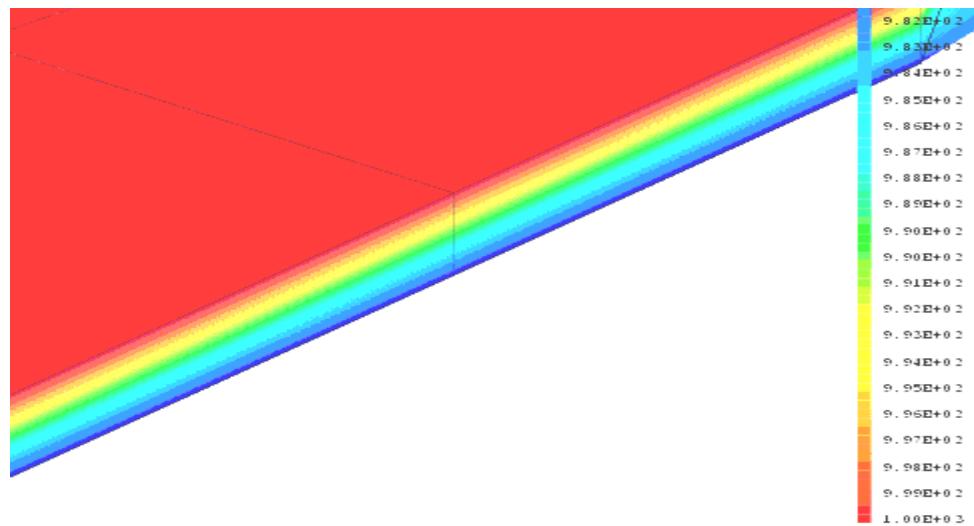


Figure III-78 CHAMP DE TEMPETATURE LE LONG DE L'EPAISSEUR

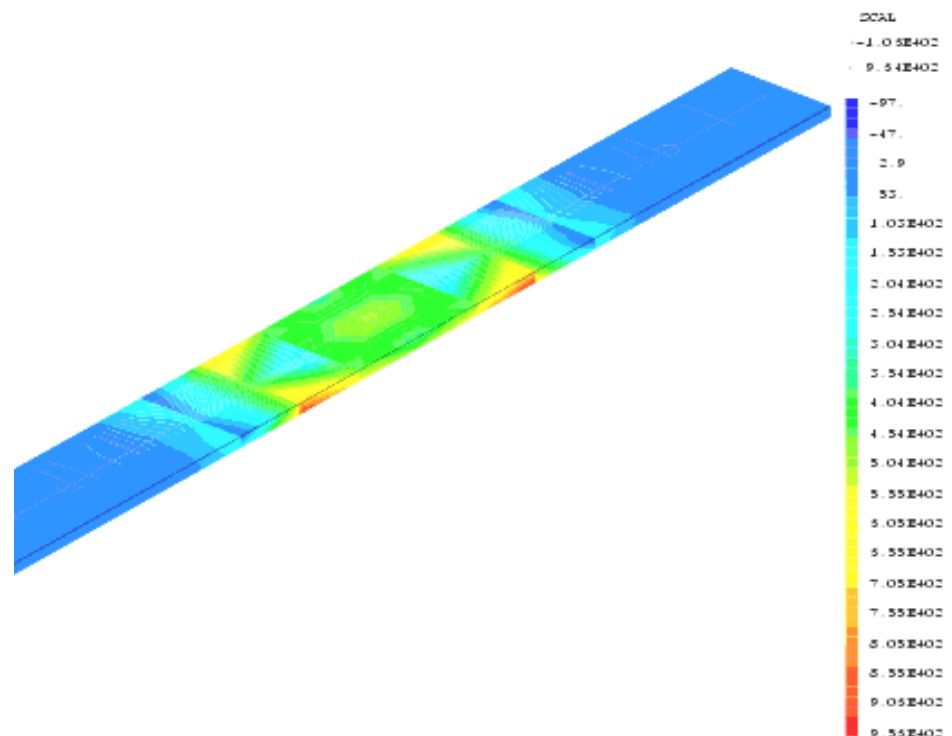


Figure III-79 champ des contraintes de von mises du au chargement thermique

les valeurs max sont sur la face supérieure(900 MPa)

courbe des contraintes thermique de von mises

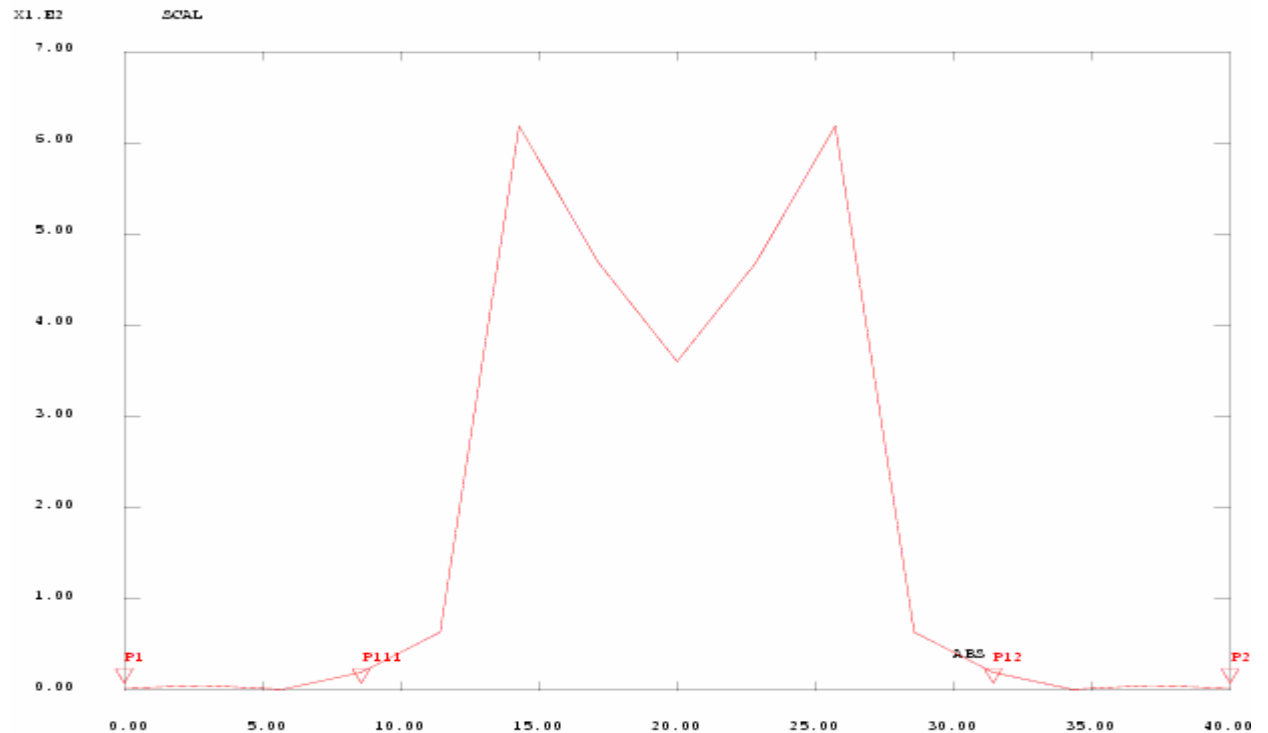


Figure III-80 courbe des contraintes thermique de Von mises du aux chargement thermique le long du zircaloy

les pts les plus chargées sont $y=12\text{mm}$ (vmt=640MPa) et $y= 20\text{mm}$ (vmt=380 MPa) et les moins chargées sont $y=14\text{mm}$ (vmt=60 MPa)

DEFORMATIONS TOTALES DU AU CHARGEMENT THERMIQUE

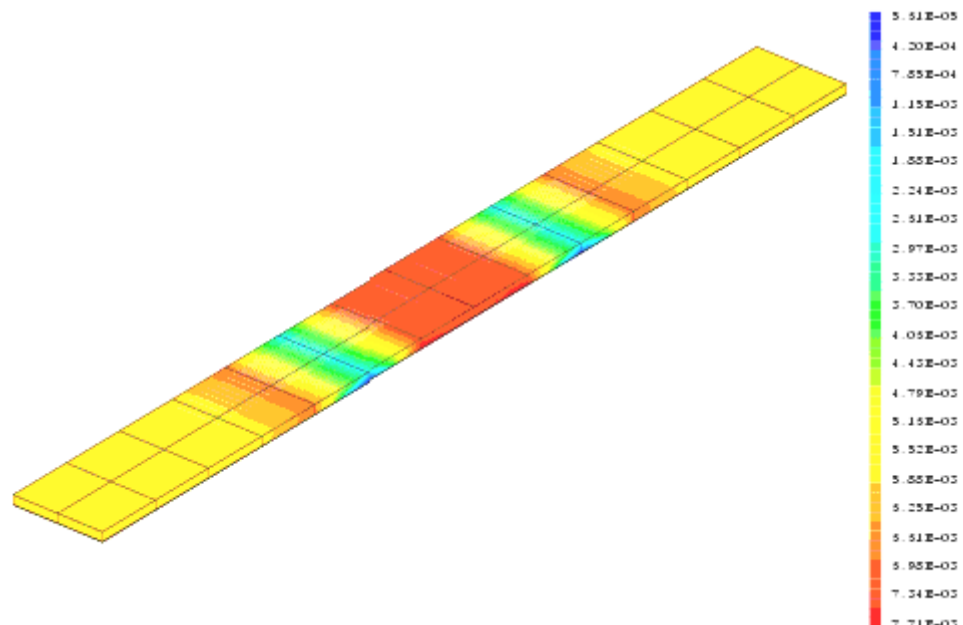


Figure III-81 Champ des déformations dues aux chargement thermiques de l'éprouvette DE ZIRCALOY Zy4

les plus grandes déformation se concentrent en particulier au centre de la plaque (rouge 7.71 e-3) (marron 5.85 e-3) et sont plus petites aux points d'appuis(bleu clair 2.25 e-3)

L EPROUVETTE ZY4 + ZIRCON AVEC CHARGEMENT THERMIQUE DE DT=150°C
 CHAMP DE TEMPERATURE LE LONG DE L'EPAISSEUR les grande température sur la zircone

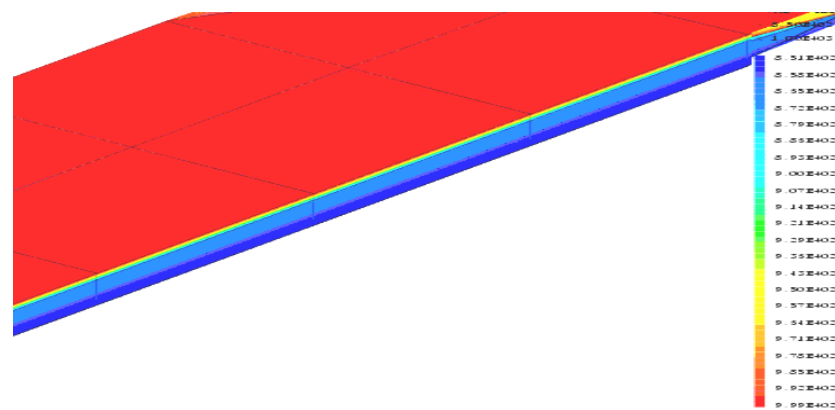


Figure III-82 CHAMP DE TEMPERATURE LE LONG DE L'EPAISSEUR

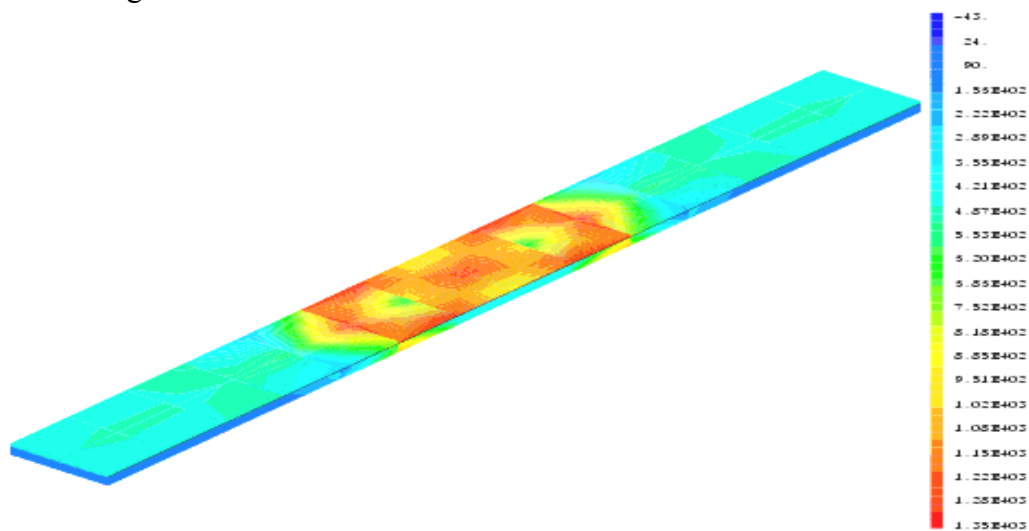


Figure III-83 Champ des contraintes de Von Mises

les valeurs sont max entre les points d'appuis, et la valeur égale a 1263MPa et se concentre sur la couche de la zircone

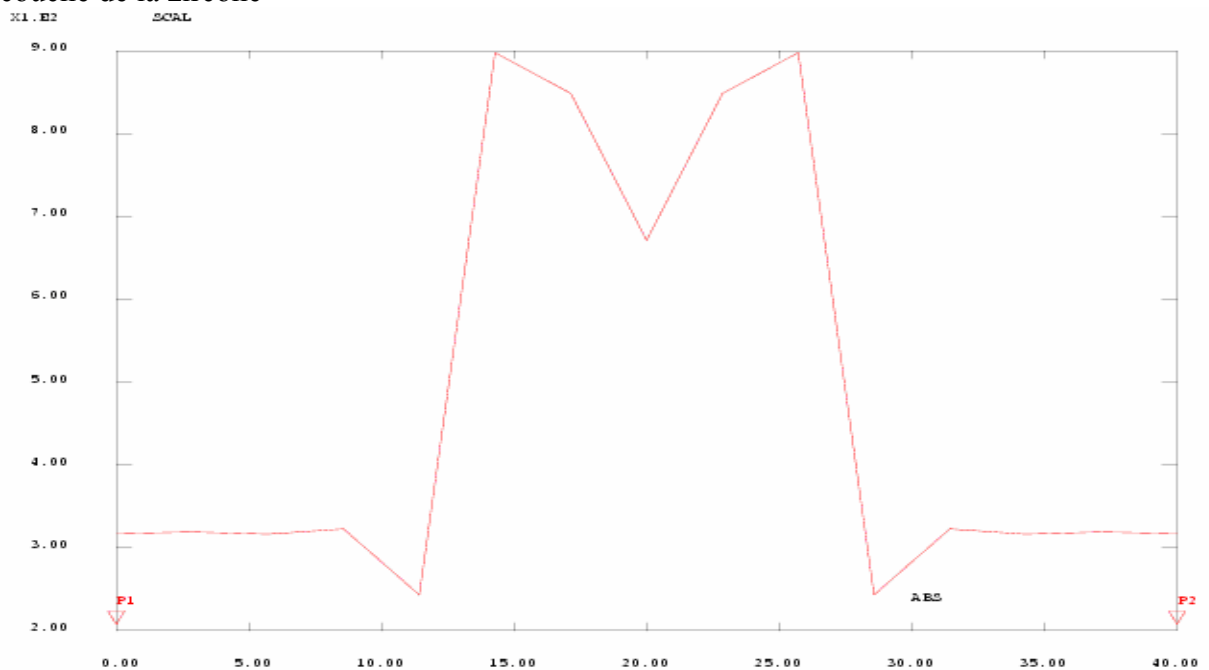


Figure III-84 COURBE DES CONTRAINTE DE VON MISES Le long de l'éprouvette sur la droite de la zircone

la valeur max de 900 MPa sous la couche de zircone aux points d'appuis de la plaque

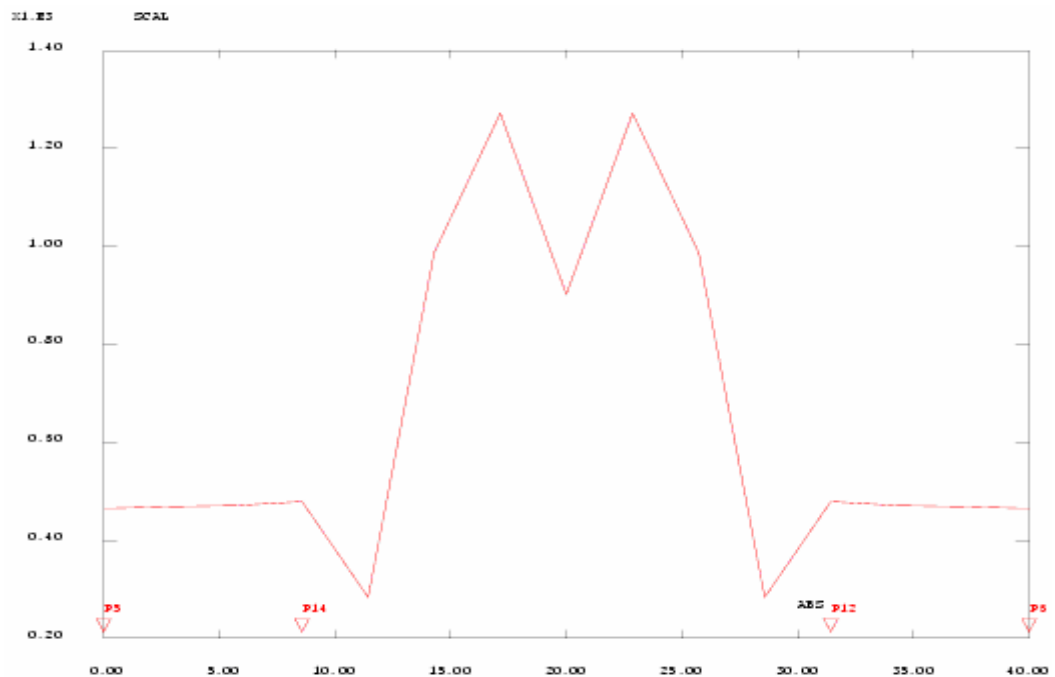


Figure III-90 COURBE DES CONTRAINTE DE VON MISES Le long de l'éprouvette sur la droite entre ZY4 et la zircone

sur la couche de zircone les valeurs sont de l'ordre de 1200MPa entre les points d'appuis, avec une petite décroissance au niveau du centre de la plaque, $v_{mt} = 1000$ MPa et des valeurs faible aux extrémité de la plaque avec $v_{mt} = 420$ MPa

DEFORMATIONS TOTALES DU AU CHARGEMENT THERMIQUE DE 1000°C avec $DT=150^{\circ}\text{C}$

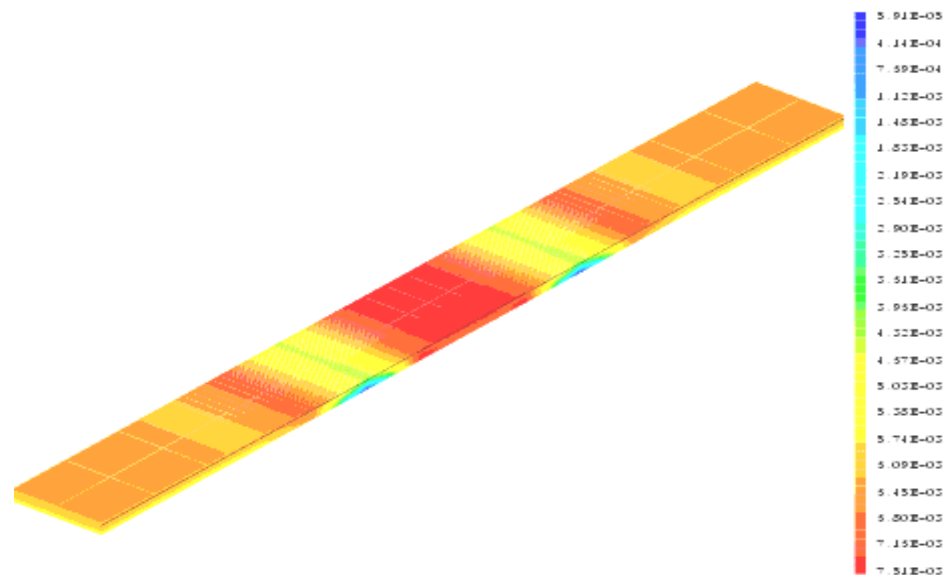


Figure III-91 Champ des déformations dues aux chargement thermiques de l'éprouvette DE ZIRCALOY Zy4 +la zircone

les déformations sont max sur toutes la zone entre les appuis et elle est de valeur $7.31 \text{ e-}3$
les déformations sont minimales sur les appuis avec des valeurs de $3.51 \text{ e-}3$

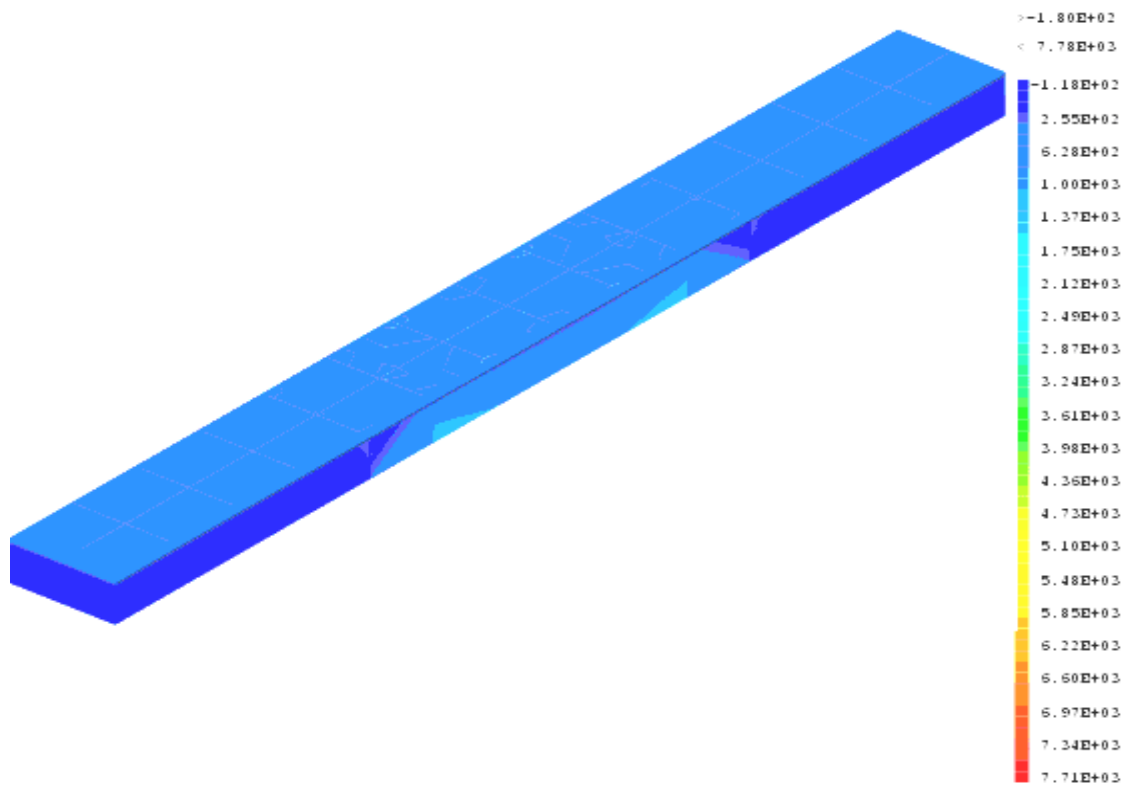
Partie

Comparaison des résultats

des simulations en 2D et 3D

des chargement thermiques

comparaison des résultats des simulations en 2D et 3D des chargement thermique



AGRANDISSEMENT DE LA VUE DE FACE

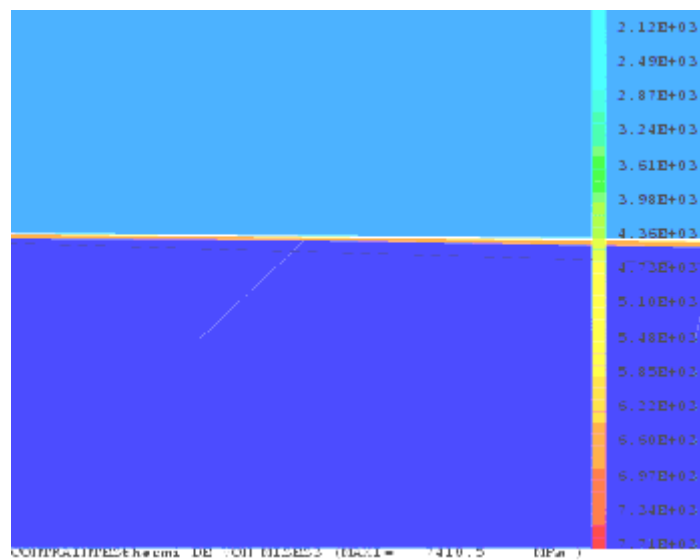


Figure III-92 **champ des contraintes thermiques de Von Mises 3D**
 Von Mises MAX = 7410 MPa



champs des contraintes thermiques de Von Mises

AGRANDISSEMENT DE LA VUE DE FACE

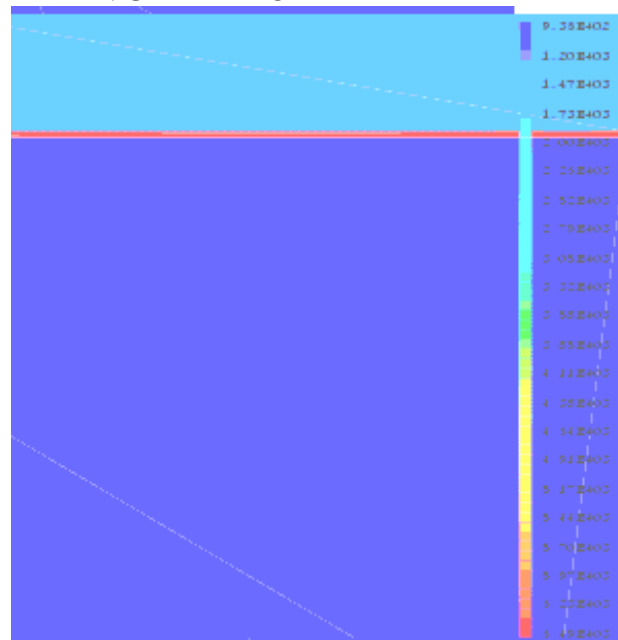


Figure III-93 champ des contraintes thermiques de Von Mises 2D

Von Mises MAX = 6539 MPa

COUBES DES CONTRAINTES THERMIQUES DE VON MISES entre l'oxyde et l'alliage

Pour 3D

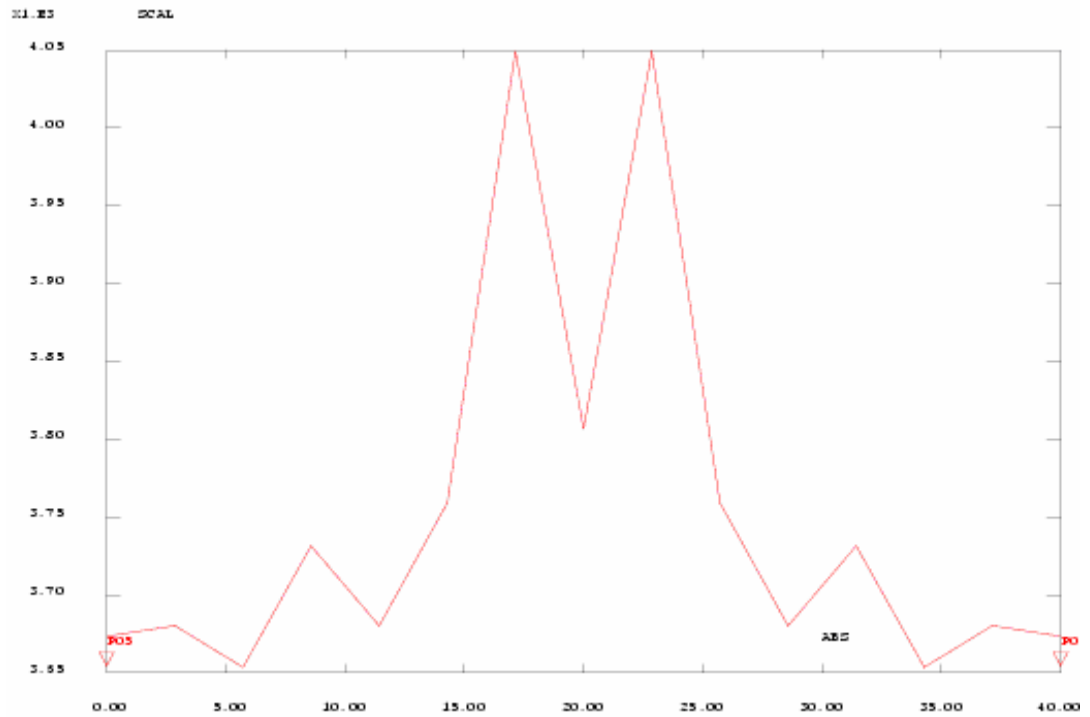


Figure III-94 COURBE DES CONTRAINTES THERMIQUE DE VON MISES entre l'oxyde et l'alliage Pour 3D

Pour 2D

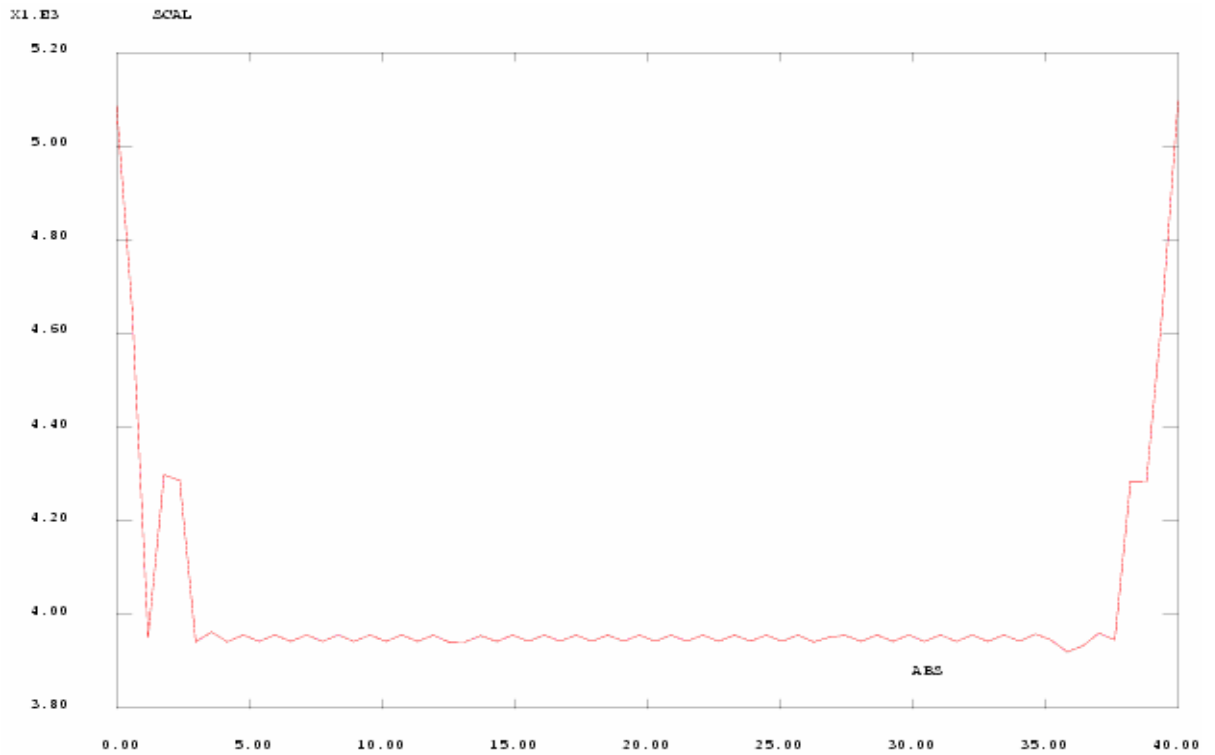


Figure III-95 COURBE DES CONTRAINTES THERMIQUE DE VON MISES entre l'oxyde et l'alliage Pour 2D

COUBES DES CONTRAINTES THERMIQUE DE VON MISES
Pour 3D

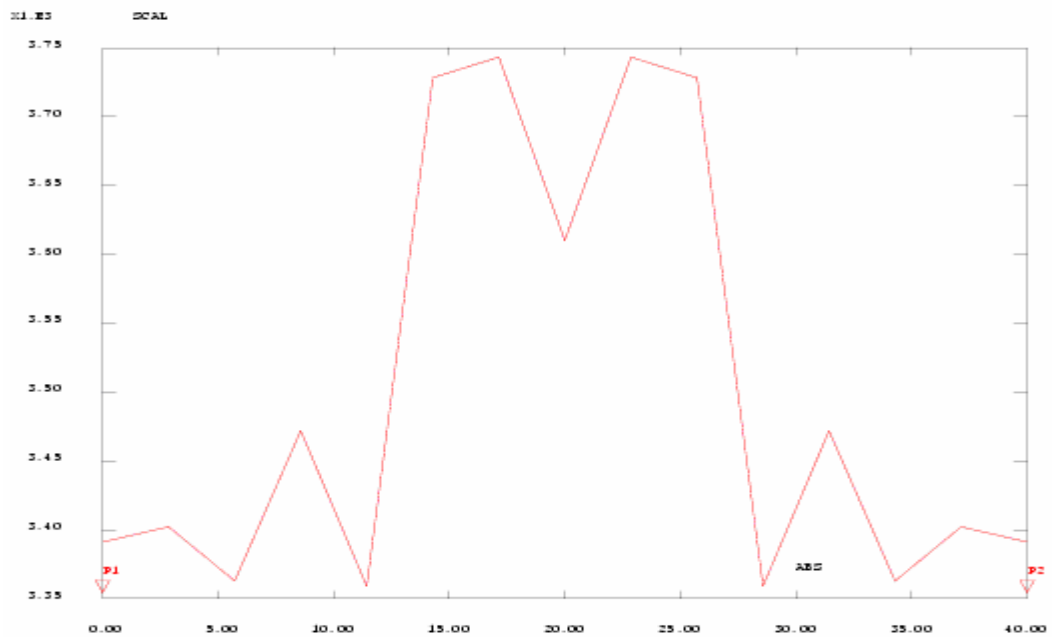


Figure III-96 COURBE DES CONTRAINTES THERMIQUE DE VON MISES sur le segment de face supérieure de l'oxyde 3D

Pour 2D

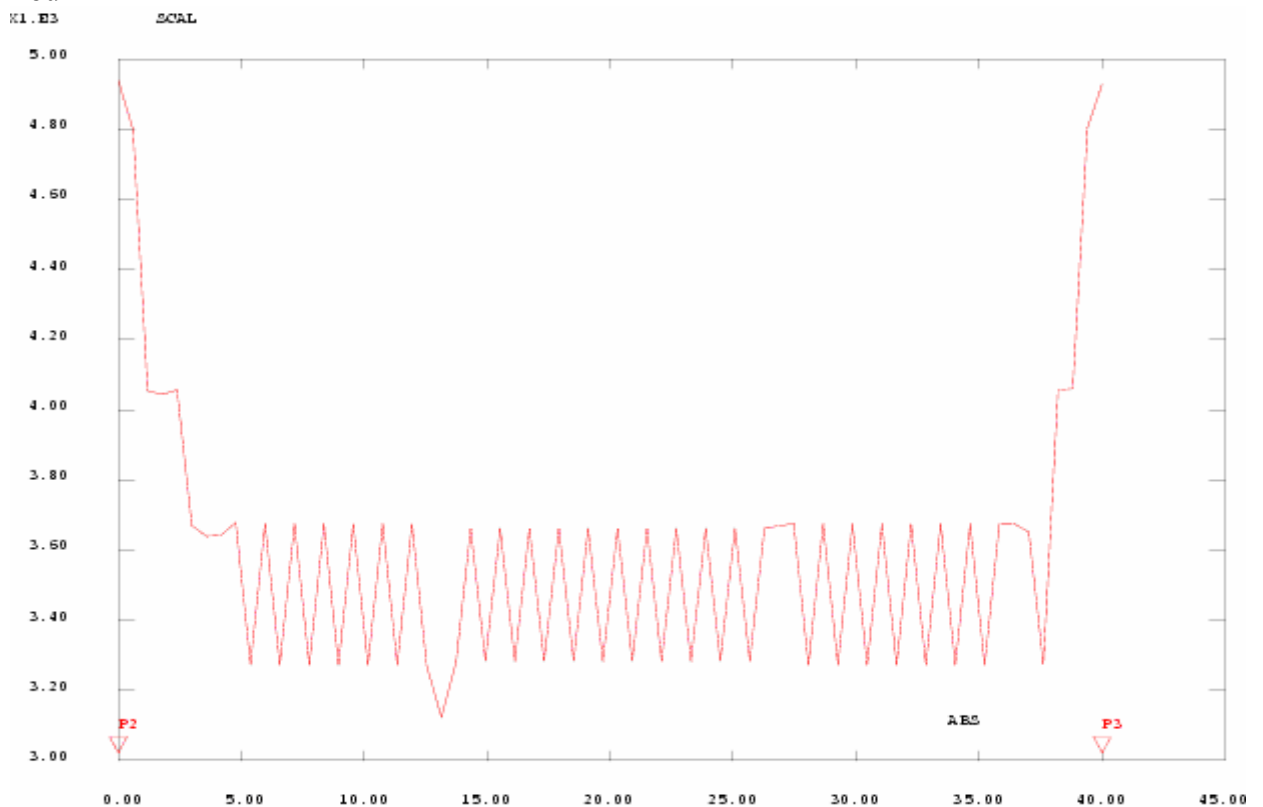


Figure III-97 COURBE DES CONTRAINTES THERMIQUE DE VON MISES sur le segment de face supérieure de l'oxyde 2D

en remarque sur les graphes de grande différence entre les résultats 3D qui sont variables le long de la plaque avec des piques aux points d'appuis avec un abaissement au point central de la plaque et avec des valeurs moins grandes aux points de chargement contrairement pour les résultat 2D qui sont

presque de valeurs alternées au long de la plaque avec des pics sur les extrémités

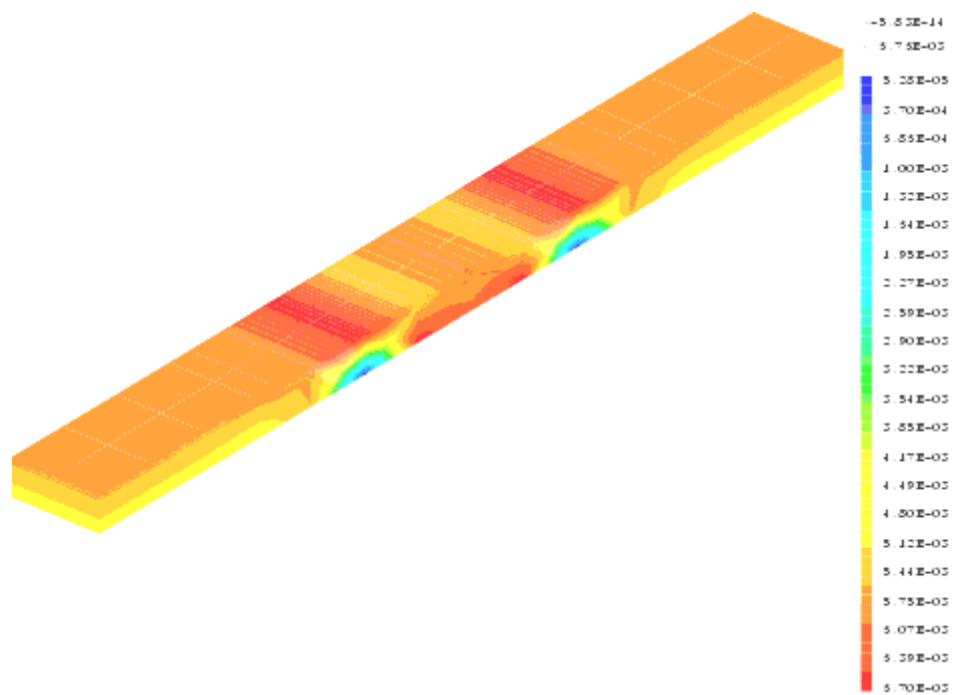


Figure III-98 champ des déformations thermiques totales Pour 3D
 $\epsilon_p = 6.70 \text{ E}^{-3}$

Pour 2 D
 AGRANDISSEMENT DE LA VUE DE FACE

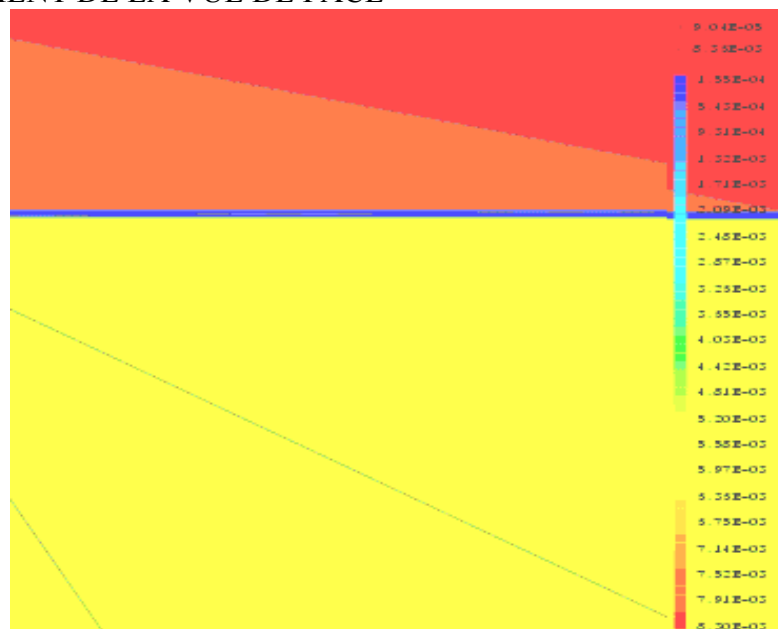


Figure III-99 champ des déformations thermiques totales Pour 2D

$\epsilon_p = 8.3 \text{ e}^{-3}$ Pour 2 D

Discussion des résultats des simulation des essais mécaniques du système tricouche en passant du métal nu jusqu'à l'obtention du système tricouche

❖ Pour l'éprouvette du métal nu

❖ Les valeurs des contraintes de Von Mises

$V_m \max = 225 \text{ MPa}$ aux point d'appuis

$V_m = 205 \text{ MPa}$ au point centrale de la plaque

$V_m = \text{nulle}$ aux extrémités de la plaque

❖ Les valeurs des déformations pendant le chargement selon la direction y

$E_{pyy} = 6. e - 4$ aux point d'appuis

$E_{pyy} \max = 9. e - 4$ au centre de la plaque

$E_{pyy} = \text{nulle}$ aux extrémités de la plaque

❖ Les valeurs des déformations inélastiques

$E_{pse} \max = 5. e - 4$ aux point d'appuis

$E_{pse} = 4 e - 4$ au point centrale de la plaque

$E_{pse} = \text{nulle}$ aux extrémités de la plaque

$E_{pse} = 4 e - 4$ aux point $y=11.5$, $y=28.5$,

❖ Pour l'éprouvette de (l'alliage a base de nickel + la couche d'oxyde)

❖ Les valeurs des contraintes de Von Mises

Le long de l'oxyde

$V_m \max = 200 \text{ MPa}$ entre les points d'appuis et au point centrale de la plaque

$V_m = \text{nulle}$ aux extrémités de la plaque

Le long du segment entre l'oxyde et l'alliage

$V_m \max = 220 \text{ MPa}$ près des points d'appuis

$V_m = 200 \text{ MPa}$ au point centrale de la plaque

$V_m = \text{nulle}$ aux extrémités de la plaque

❖ Les valeurs des déformations pendant le chargement selon la direction y

$E_{pyy} = 6 e - 4$ aux point d'appuis

$E_{pyy} \max = 9 e - 4$ au point centrale de la plaque

$E_{pyy} = -2.5 e - 4$ aux extrémités de la plaque

❖ Les valeurs des déformations inélastiques

1. Le long de l'oxyde

$E_{pse} \max = 1.30 e - 4$ aux point d'appuis

$E_{pse} = 0.85 e - 4$ au point centrale de la plaque

$E_{pse} = \text{nulle}$ aux extrémités de la plaque

2. Le long du segment entre l'oxyde et l'alliage

$E_{pse \max} = 1.70 \cdot 10^{-4}$ aux point d'appuis

$E_{pse} = 1.4 \cdot 10^{-4}$ au point centrale de la plaque

$E_{pse} = \text{nulle}$ aux extrémités de la plaque

En remarque que les valeurs des différents déformations diminues en ajoutant la couche d'oxyde d'une valeur $E_{pse \max} = 5 \cdot 10^{-4}$ a une valeur $E_{pse \max} = 1.70 \cdot 10^{-4}$ entre l'oxyde et l'alliage cela est du probablement a l'augmentation des caractéristiques .

❖ Pour l'éprouvette de (l'alliage a base de nickel + la couche d'oxyde + la couche de zircone)

❖ Les valeurs des contraintes de Von Mises

1. Le long du segment entre l'oxyde et l'alliage

$V_m \max = 195 \text{ MPa}$ aux point d'appuis

$V_m = 180 \text{ MPa}$ au point centrale de la plaque

$V_m \max = \text{nulle}$ aux extrémités de la plaque

2. Le long du segment entre l'oxyde et la zircone

$V_m \max = 200 \text{ MPa}$ aux point d'appuis

$V_m = 180 \text{ MPa}$ au point centrale de la plaque

$V_m \max = \text{nulle}$ aux extrémités de la plaque

Pour les valeurs des contraintes en remarque une légère diminution mais qui reste faible entre les valeurs des trois éprouvettes et qui sont de l'ordre de 200MPa cela est du soit au rapprochement des caractéristiques et soit a la faible épaisseur de l'oxyde

Les valeurs des déformations selon la direction y

1. Le long du segment entre l'oxyde et la zircone

$E_{pyy \max} = 5.2 \cdot 10^{-4}$ entre les points d'appuis et au point centre de la plaque

$E_{pyy \max} = \text{nulle}$ aux extrémités de la plaque

2. Le long du segment entre l'oxyde et l'alliage

$E_{pyy \max} = 5.2 \cdot 10^{-4}$ entre les points d'appuis et au point centre de la plaque

$E_{pyy \max} = \text{nulle}$ aux extrémités de la plaque

❖ Les valeurs des déformations inélastiques

1. Le long du segment entre l'oxyde et la zircone

Epse max= $3. \cdot 10^{-4}$ entre les points d'appuis et au point centre de la plaque

Epse max= nulle aux extrémités de la plaque

2. Le long du segment entre l'oxyde et l'alliage

Epse max= $3.25 \cdot 10^{-4}$ entre les points d'appuis et au point centre de la plaque

Epse max= nulle aux extrémités de la plaque

En remarque que les valeurs des différents déformations diminues en ajoutant la couche d'oxyde d'une valeur Epse max= $5. \cdot 10^{-4}$ a une valeur Epse max= $3.25 \cdot 10^{-4}$ entre l'oxyde et l'alliage et déformations Epyy diminues en ajoutant la couche d'oxyde d'une valeur Epyy max= $9 \cdot 10^{-4}$ a une valeur Epyy max= $5.2 \cdot 10^{-4}$ cela est du probablement a l'augmentation des caractéristiques

En analysant les valeurs des résultats enregistrées que le point critique de l'éprouvette est le centre de la plaque et les points d'appuis et que les valeurs des contraintes se rapproches pour toute les éprouvettes est elles sont de l'ordre de 200MPa contrairement au déformations pendant le chargement et inélastiques il y a des différences qui sont de l'ordre du double lorsque en ajoute des couches de l'alumine et de la zircone (Epyy max= $9 \cdot 10^{-4}$ au point centrale de la plaque Epyy max= $5.2 \cdot 10^{-4}$ entre les points d'appuis et au point centre de la plaque)

Discussion des résultats des simulation des essais mécanique du système bicouche pour les deux éprouvettes en passant du métal nu jusqu'à l'obtention du système bicouche (zircaloy + la couche de zircone)

❖ Pour l'éprouvette du métal nu (zircaloy)

❖ Les valeurs des contraintes de Von Mises

Vm max= 215 MPa aux points d'appuis de la plaque

Vm = 200 MPa au centre de la plaque

Vm = nulle aux extrémités de la plaque

❖ Les valeurs des déformations pendant le chargement selon la direction y

Epyy max= $1.7 \cdot 10^{-3}$ au centre de la plaque

Epyy = $-0.9 \cdot 10^{-3}$ aux extrémités de la plaque jusqu'aux points de chargement

❖ Les valeurs des déformations inélastiques

Epse max= 1.6×10^{-3} aux points d'appuis

Epse max= 0.6×10^{-3} au point centrale de la plaque

Epse max= nulle aux extrémités de la plaque

❖ Pour l'éprouvette (l'alliage de zircaloy + la couche d'oxyde de zircon)

❖ Les valeurs des contraintes de Von Mises

Le long du segment entre l'alliage et la zircone

Vm max= 195MPa aux point d'appuis

Vm = 170MPa au centre de la plaque

Vm = nulle aux extrémités de la plaque

En remarque une diminution de la contrainte a cause de l'apport de la couche de zircone en volume et en valeur des caractéristiques

❖ Les valeurs des déformations pendant le chargement selon la direction y

Le long du segment entre l'alliage et la zircone

Epyy max= 9×10^{-4} au centre de la plaque et entre les points d'appuis

Epyy = -2.25×10^{-4} aux extrémités de la plaque

❖ Les valeurs des déformations inélastiques

Le long du segment entre l'alliage et la zircone

Epse max= 3.5×10^{-4} aux point d'appuis

Epse = 3.3×10^{-4} au point centrale de la plaque

Epse = -0.4×10^{-4} au points $y=11$,et $y=29$.

Epse = nulle aux extrémités de la plaque

En analysant les valeurs des résultats enregistrées que le point critique de l'éprouvette est le centre de la plaque et les points d'appuis

En remarque une diminution de presque la moitié de la déformation pendant et après le chargement a cause de l'apport de la couche de zircone en volume et en valeur des caractéristiques (module de Young)

En remarque que la contrainte de Von Mises de l'éprouvette du métal nu est plus grande que la valeur de l'éprouvette bicouche (l'alliage + zircone) mais qui se rapprochent de 200MPa

Pour les déformations pendant et après le chargement en constate que les valeurs sont presque le double pour l'éprouvette du métal nu par rapport a l'éprouvette en bicouche

Discussion des résultats des simulation des essais thermiques du système tricouche en passant du métal nu jusqu'à l'obtention du système tricouche

❖ Pour l'éprouvette du métal nu (l'alliage a base de nickel)

❖ Les valeurs des contraintes de Von Mises

$V_m \max = 1250 \text{ MPa}$ aux point d'appuis

$V_m = 700 \text{ MPa}$ au point centrale de la plaque

$V_m = \text{nulle}$ aux extrémités de la plaque

❖ Les valeurs des déformations

$E_p \max = 7.71 \cdot 10^{-3}$ entre les points d'appuis et au centre de la plaque

$E_p = 2.25 \cdot 10^{-3}$ aux points d'appuis de la plaque

$E_p = \text{presque nulle}$ aux extrémités de la plaque

❖ Pour l'éprouvette de (l'alliage a base de nickel + la couche d'oxyde)

❖ Les valeurs des contraintes de Von Mises

Le long du segment entre l'oxyde et l'alliage

$V_m \text{ Th } \max = 8000 \text{ MPa}$ aux point $y = 11$,et $y = 29$.

$V_m \text{ Th} = 4500 \text{ MPa}$ aux point $y = 14.5$,et $y = 25.5$.

$V_m \text{ Th} = 6300 \text{ MPa}$ au centre de la plaque

$V_m \text{ Th} = 6400 \text{ MPa}$ aux extrémités de la plaque

Le long du segment de l'oxyde

$V_m \text{ Th } \max = 4000 \text{ MPa}$ aux point $y = 11$,et $y = 29$.

$V_m \text{ Th} = 2700 \text{ MPa}$ aux point $y = 14.5$,et $y = 25.5$.

$V_m \text{ Th} = 3600 \text{ MPa}$ au centre de la plaque

$V_m \text{ Th} = 3400 \text{ MPa}$ aux extrémités de la plaque

En comparant les résultats des contraintes en remarque que l'apport de l'oxyde entraîne une grande augmentation de la contrainte sur la couche d'oxyde avec des valeurs de l'ordre de 4GPa et elle atteint une valeur de l'ordre de 8GPa sous cette couche cela est du a sa faible épaisseur et son faible conductivité thermique

❖ Pour l'éprouvette de (l'alliage a base de nickel + la couche d'oxyde + la couche de zircon)

❖ Les valeurs des contraintes de Von Mises

Le long du segment entre l'oxyde et l'alliage

$V_m Th_{max} = 4000 \text{ MPa}$ aux point $y = 11$, $y = 17.5$, et $y = 21.5$, et $y = 29$.

$V_m Th = 2600 \text{ MPa}$ aux point $y = 14.5$, et $y = 25.5$.

$V_m Th = 3450 \text{ MPa}$ au centre de la plaque

$V_m Th = 3400 \text{ MPa}$ aux extrémités de la plaque

Le long du segment entre l'oxyde et la zircon

$V_m Th_{max} = 42000 \text{ MPa}$ aux point $y = 11$, $y = 17.5$, et $y = 21.5$ y = 29 .

$V_m Th = 2900 \text{ MPa}$ aux point $y = 14.5$, et $y = 25.5$.

$V_m Th = 3800 \text{ MPa}$ au centre de la plaque

$V_m Th = 3700 \text{ MPa}$ aux extrémités de la plaque

Pour l'éprouvette avec la couche de zircon en remarque une grande diminution de la contrainte de 8GPa a 4GPa mais cette valeur demeure a l'interface de l'oxyde et de la zircon d'un cote et de l'alliage de l'autre cote ce qui entraîne la compression de cette couche d'oxyde .

❖ Les valeurs des déformations

$E_p_{max} = 7. e-3$ au centre de la plaque et sur la couche d'oxyde et entre l'alliage et la zircon

Pour les déformations thermiques elles sont presque inchangées pour les trois éprouvettes et elles sont de l'ordre de $7. e-3$ au centre de la plaque

En analysant les valeurs des résultats enregistrées que le point critique de l'éprouvette est le centre de la plaque et les points d'appuis ou les valeurs sont maximales et ils sont au niveau de l'interface ou ils se créent des ondulations et l'apparition des défauts

Discussion des résultats des simulation des essais thermiques du système bicouche pour les deux éprouvettes en passant du métal nu jusqu'à l'obtention du système bicouche (zircaloy + la couche de zircon)

❖ Pour l'éprouvette du métal nu (zircaloy)

❖ Les valeurs des contraintes de Von Mises

Le long du segment l'alliage

$V_m Th \max = 640 \text{ MPa}$ aux point $y = 12.5$,et $y = 27.5$.

$V_m Th = 60 \text{ MPa}$ aux point $y = 14.5$,et $y = 25.5$.

$V_m Th = 380 \text{ MPa}$ au centre de la plaque

$V_m Th = 0 \text{ MPa}$ aux extrémités de la plaque

❖ Les valeurs des déformations

$E_p \max = 2.25 \text{ e}^{-3}$ aux point d'appuis

$E_p = 7.71 \text{ e}^{-3}$ au centre de la plaque

$E_p =$ faible aux extrémités de la plaque

❖ Pour l'éprouvette (l'alliage de zircaloy + la couche d'oxyde de zirconium)

❖ Les valeurs des contraintes de Von Mises

❖ Le long du segment la zirconium

$V_m Th \max = 250 \text{ MPa}$ aux point $y = 11$,et $y = 29$.

$V_m Th = 900 \text{ MPa}$ aux point $y = 14$,et $y = 26$.

$V_m Th = 700 \text{ MPa}$ au centre de la plaque

$V_m Th = 310 \text{ MPa}$ aux extrémités de la plaque

Le long du segment entre l'alliage et la zirconium

$V_m Th \max = 220 \text{ MPa}$ aux point $y = 12.5$,et $y = 27.5$.

$V_m Th = 1200 \text{ MPa}$ aux point $y = 16.5$,et $y = 23.5$.

$V_m Th = 1000 \text{ MPa}$ au centre de la plaque

$V_m Th = 420 \text{ MPa}$ aux extrémités de la plaque

En comparant les résultats des contraintes de l'éprouvette du métal nu (zircaloy) sont inférieures a celle enregistrées sur l'éprouvette (l'alliage de zircaloy + la couche d'oxyde de zirconium) qui est de l'ordre de 900MPa sur la face extérieure et atteint jusqu'à 1200MPa a l'interface cela est du a la faible épaisseur de la couche et sa faible conductivité thermique

❖ Les valeurs des déformations

$E_p \max = 7.31 \text{ e}^{-3}$ entre les point d'appuis

$E_p = 3.51 \text{ e}^{-3}$ sur les point d'appuis

Pour les valeurs des déformation enregistre presque les même valeurs qui sont de l'ordre de 7.31 e^{-3} pour les deux éprouvettes .

En analysant les valeurs des résultats enregistrées que le point critique de l'éprouvette est le centre de la plaque et les points d'appuis où les valeurs sont maximales et ils sont au niveau de l'interface des couches et surtout pour l'éprouvette bicouche au niveau de la couche d'oxyde, où ils se créent des ondulations et l'apparition des défauts.

❖ Discussion des résultats des simulations des essais 2D et 3D

Pour la comparaison entre les résultats de la simulation 2D et 3D on remarque que les valeurs en déformations pendant le chargement et inélastiques sont très éloignées, pour 2D les valeurs sont de l'ordre 0.01 tandis que pour 3D les valeurs sont de l'ordre $e-4$; pour les valeurs des contraintes elles sont deux fois plus grandes (240 MPa) pour 2D que pour 3D (125 MPa) cela est probablement dû à la géométrie, puisque pour 2D on a des surfaces tandis que pour 3D on a des volumes, et avec les mêmes caractéristiques.

CONCLUSION GENERALE

Le concept de barrière thermique est devenu un objectif majeur dans la conception des aubes de turbines, pour protéger le matériau contre l'oxydation et d'en abaisser la température en surface, les constructeurs aéronautiques cherchent à augmenter la température d'entrée des gaz de turbines ce qui les obligent à l'emploi de nouvelles technologies pour la fabrication et l'élaboration des aubes de turbines qui, outre subissent des accélérations centrifuges énormes, des transitoires en température sévères. d'autre part, le refroidissement des aubes accroît les gradients thermiques au sein du matériau et les contraintes qui en résultent.

Cet état de contrainte provoque, après mise en service, un écaillage de la barrière thermique, qui mène à la ruine du système, ceci avant que la pièce n'atteigne sa durée de vie spécifiée lors de la phase de conception.

Notre étude a porté sur analyse élasto-plastique multicouches des éléments plaques en flexion (4 points) sous sollicitation mécanique et thermomécanique, afin de mieux suivre la plasticité en profondeur et savoir l'état de contrainte. On a considéré seulement le cas des matériaux isotropes afin de simplifier l'étude.

Dans l'étude des barrières thermiques de zircone déposées sur les substrats en constate que la nature du substrat influe sur la composition du système :

La couche de zircone déposée sur le substrat d'alliage à base du nickel exige une couche d'oxyde d'alumine qui se forme lors de la déposition, ces systèmes avec ces alliages sont utilisés dans le domaine aéronautique et électrique.

La couche de zircone sur le substrat d'alliage de Zy4 peut être soit déposée ou naturelle et que l'épaisseur de la couche de zircone externe dépend de l'étage du crayon. Les étages les plus bas sont les moins oxydés, l'épaisseur de la couche de zircone de ces étages sont moins épaisses de ceux des étages les plus élevées. les systèmes avec ces alliages de Zy4 sont utilisés dans le domaine nucléaire.

L'étude de la caractérisation mécanique de couches d'oxyde naturelles ou déposées de zircone sur le substrat zircaloy-4 a permis de mettre en évidence :

- La différence de comportement à la fissuration entre les couches d'oxydes naturelles et les couches déposées; les fissures pénètrent dans le substrat de Zy4 lors des essais de flexion, et les couches de zircons déposées fissurent plutôt que les couches d'oxyde naturelles.
- Les températures d'oxydation et la pression d'oxygène modifient la structure cristallographique, l'aspect des fissures, la distance entre deux fissures à la saturation, probablement par une action sur la chimie de ces couches de zircon.
- La densité des couches naturelles est supérieure à celle des couches déposées.

La partie de modélisation qui est réalisée grâce à un programme qui adopte l'approche modulaire c'est-à-dire des procédures ou sous-routines séparées qui exécutent les différentes opérations de l'analyse. Cette approche permet de faire des modifications éventuelles suivant le problème traité au niveau de chaque module sans pour autant rectifier tout le reste du programme. Par ailleurs, le programme donne l'option de choisir le critère de plasticité à envisager parmi les autres (Von Mises, Tresca).

Dans l'exécution du programme, on a choisi des exemples de cas les plus courants mais aussi de cas qui permettent de mieux suivre la propagation de la plasticité à travers l'épaisseur et ainsi de montrer la précision et la pertinence de l'approche multicouche par rapport à l'analyse mono-couche.

Pour ces exemples qui sont de deux types selon le domaine soit nucléaire, le superalliage utilise le zircaloy Zy4 (système bicouche avec une couche de zircon naissante sur Zy4), soit aéronautique et énergétique, le superalliage à base de nickel (système tri-couche qui aura une fine couche d'alumine de deux microns environ avant la déposition de la couche de zircon ZrO_2) qui sont testés pour des chargements mécaniques maximaux (60N) et thermiques à une température très élevée égale à $1000^\circ C$ avec $\Delta T = 150^\circ C$.

Finalement ce qu'on peut retenir de cette modeste étude, c'est que l'analyse multicouche des plaques en flexion, a montré de façon claire son efficacité et sa précision dans le domaine élasto-plastique en comparaison avec l'approche monocouche. Grâce à cette approche multicouche, on est arrivé à mieux détecter le début de la plastification au niveau des nœuds et même suivre la plastification couche par couche et savoir si l'élément s'est réellement plastifié au milieu de l'éprouvette.

Les résultats du système tricouche pour le chargement mécanique montre que les valeurs des contraintes enregistrées sont de l'ordre de 200MPa (225-200) , et que les valeurs des différents déformations diminues en ajoutant la couche d'oxyde, de la valeur $E_{pse \max} = 9. e - 4$ a une valeur $E_{pse \max} = 3.25 e - 4$ entre l'oxyde et l'alliage ; Pour les déformations pendant et après le chargement, dans les systèmes bicouche (l'alliage de zircaloy + la couche d'oxyde de zircone) , en constate que les valeurs sont presque le double pour l'éprouvette du métal nu par rapport a l'éprouvette en bicouche .

En remarque que les grandes contraintes sont dus aux chargement thermiques et elles sont plus grandes dans les système tricouche (existence de l'alumine) elles sont de l'ordre de 4-5 GPa , dans les systèmes bicouche (l'alliage de Zircaloy + la couche d'oxyde de zircone) les contraintes sont de l'ordre de 900MPa sur la face extérieure et atteint jusqu'à 1200MPa a l'interface , qui se rapprochent des valeurs expérimentales (1GPa) .

Par ailleurs, elle a permis d'obtenir des résultats satisfaisants et plus proche de la réalité. [1- 2- 8] .

Enfin ce travail a été très bénéfique et enrichissant en découvrant les différents types de systèmes multicouche (bi et tri couches) et leurs conceptions, et de découvrir le code de calcul CASTEM 2001 qui est un logiciel géant qui peut tout calculer. D'autre part cette expérience a été très intéressante car elle nous a aussi permis de prendre part à la vie d'un projet de recherche s'étalant sur plusieurs années.

Notre suggestion pour les travaux a venir c'est d'avoir la possibilité de faire des essais de caractérisation et des essais expérimentales de flexion et de traction sur les différents métaux pour pouvoir comparer ces résultats avec celles des essais de simulations .

En plus acquérir des courbes avec des valeurs valables et précises et les utilisées dans des essais de simulations .

ANNEXE

RESULTATS L'ÉPROUVETTE D'ALLIAGE A BASE DE NI

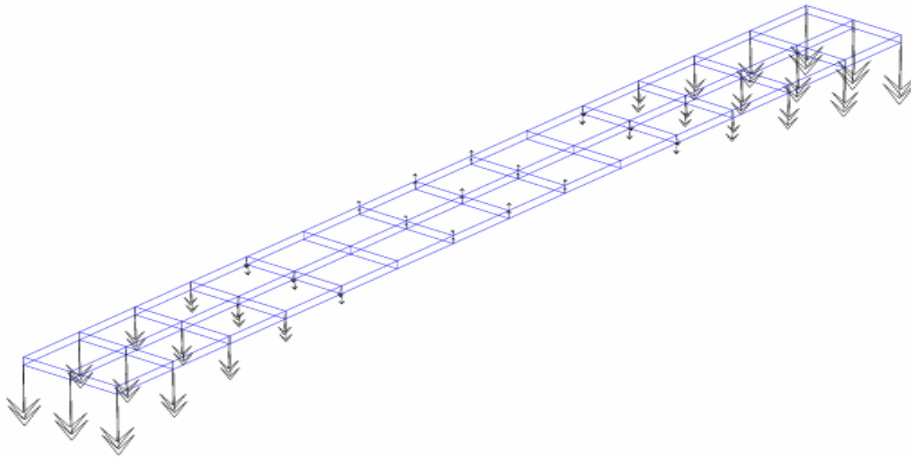


FIGURE A-1 vecteurs des déplacement en chaque points de l'éprouvette

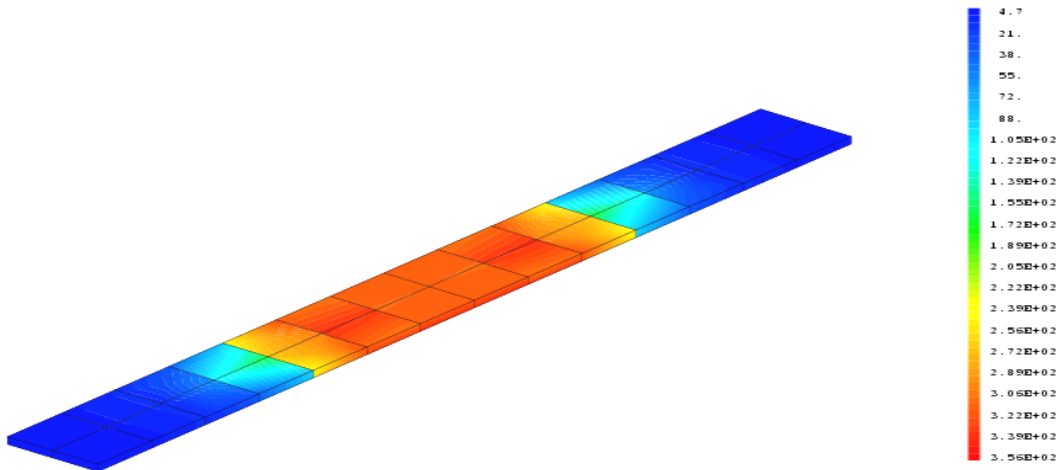


FIGURE A-2 Champ des contraintes totales

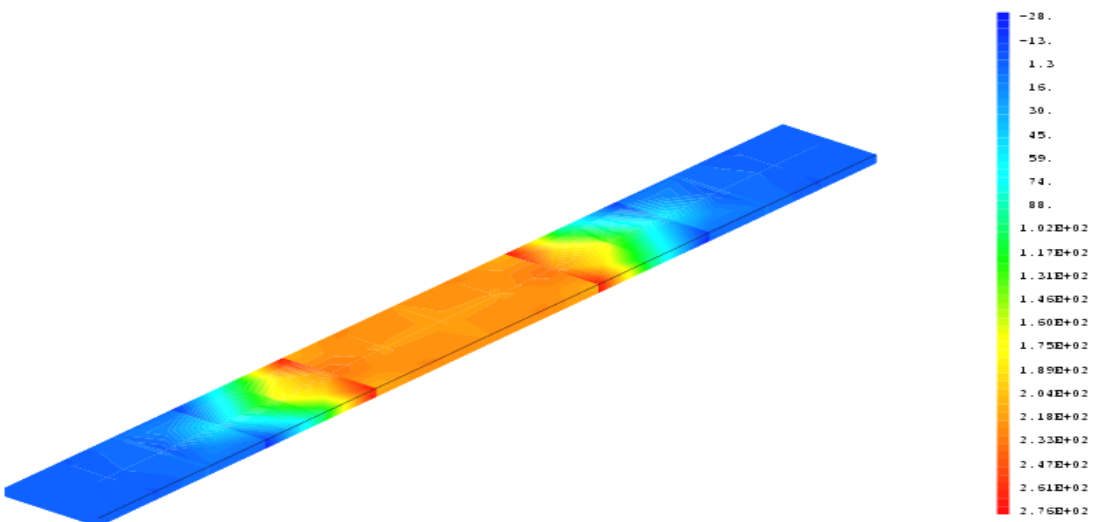


FIGURE A-3 champ CONTRAINTE DE TRESCA DU CHARGEMENT MECANIQUE DE 60 N (biforces)

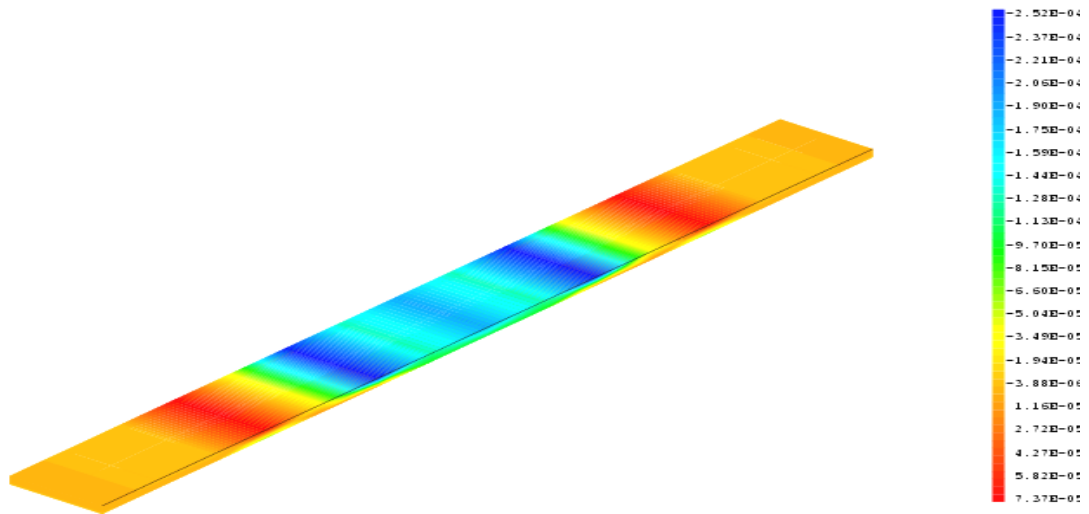


FIGURE A-4 DEFORMATION totale MECANIQUE DE 60 N(bifurces)

LES DEFORMATIONS élastique du chargement MECANIQUE DE 60 N suivant les directions x , z

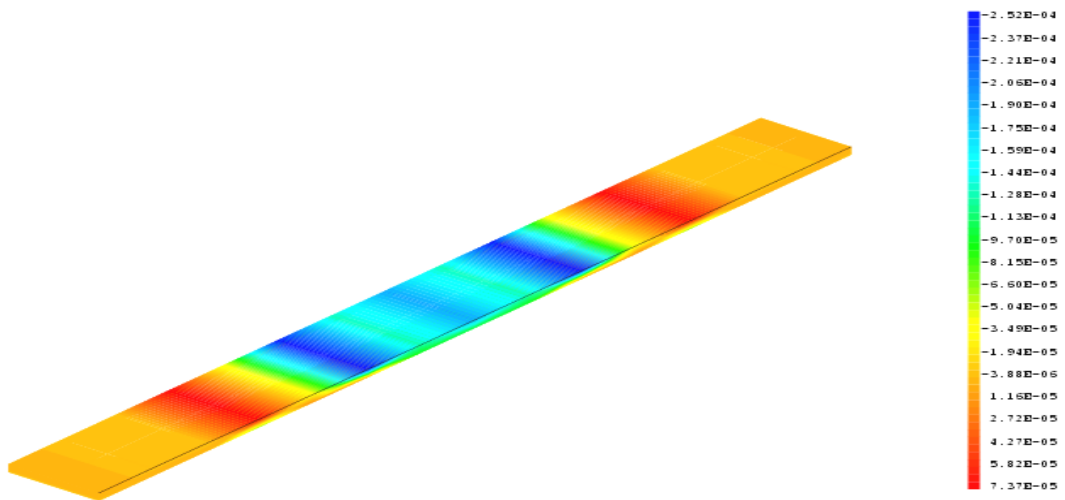


FIGURE A-5 Champ des DEFORMATIONS élastique

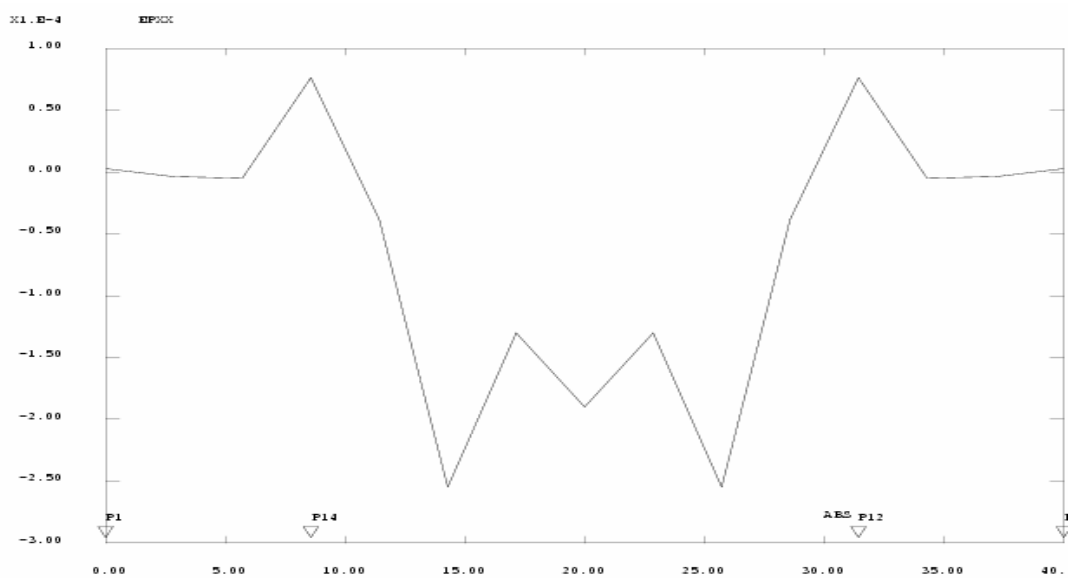


FIGURE A-6 COURBE DES DEFORMATION SELON LA DIRECTION X LE LONG DE LA DROITE DE LA SURFACE SUPERIEURE

suivant la direction z

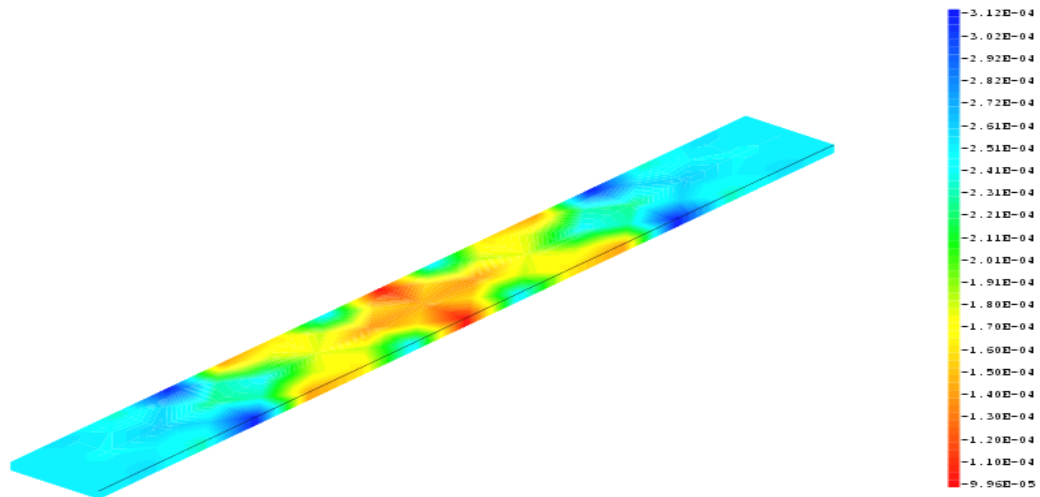


FIGURE A-8 Champ des DEFORMATIONS

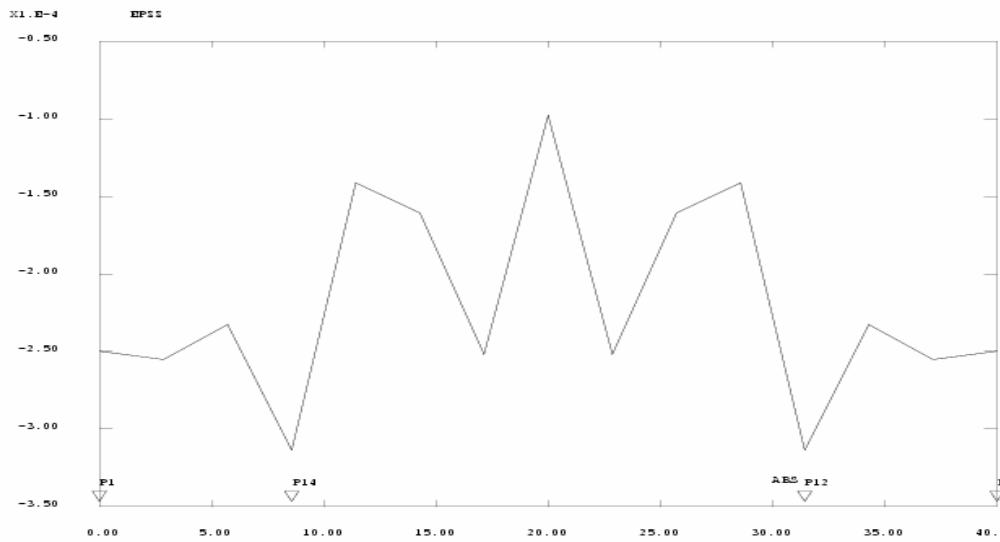


FIGURE A-9 COURBE DES DEFORMATION SELON LA DIRECTION Z LE LONG DE LA DROITE DE LA SURFACE SUPERIEURE

RESULTATS L'EPROUVETTE ALLIAGE A BASE DE NI + OXYDE AL3O2

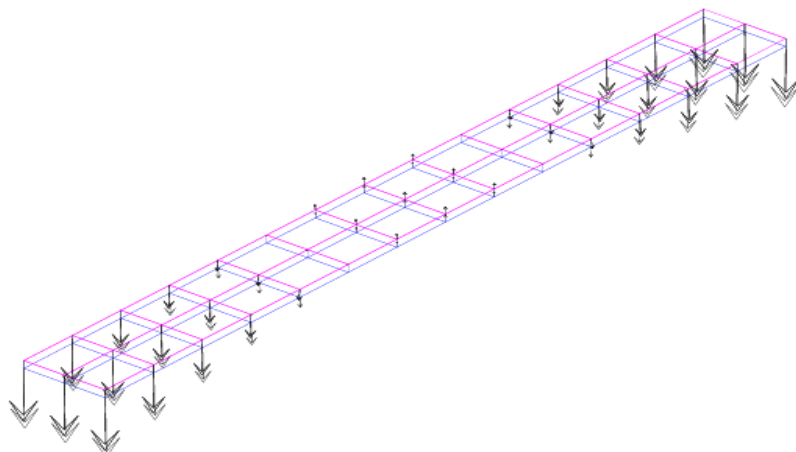


FIGURE A-10 vecteurs des déplacement en chaque points de l'éprouvette

champ des contraintes totales

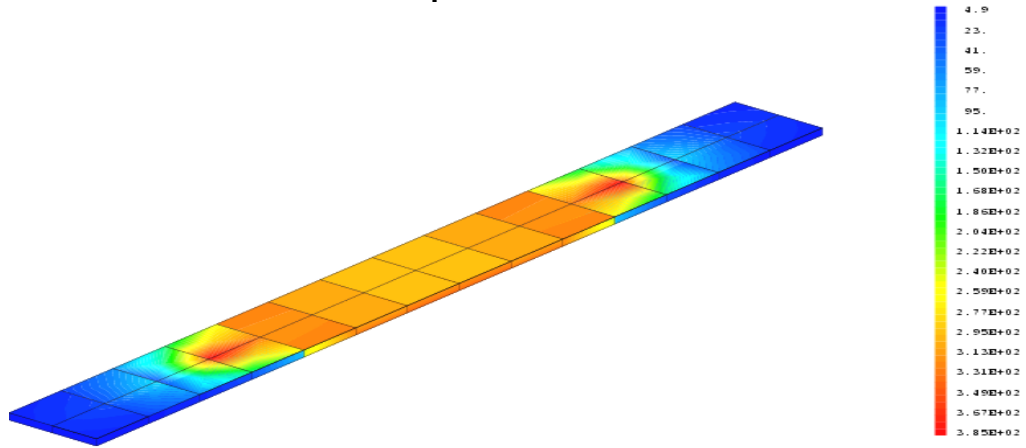


FIGURE A-11 champ des contraintes totales des chargement mécanique de 60N

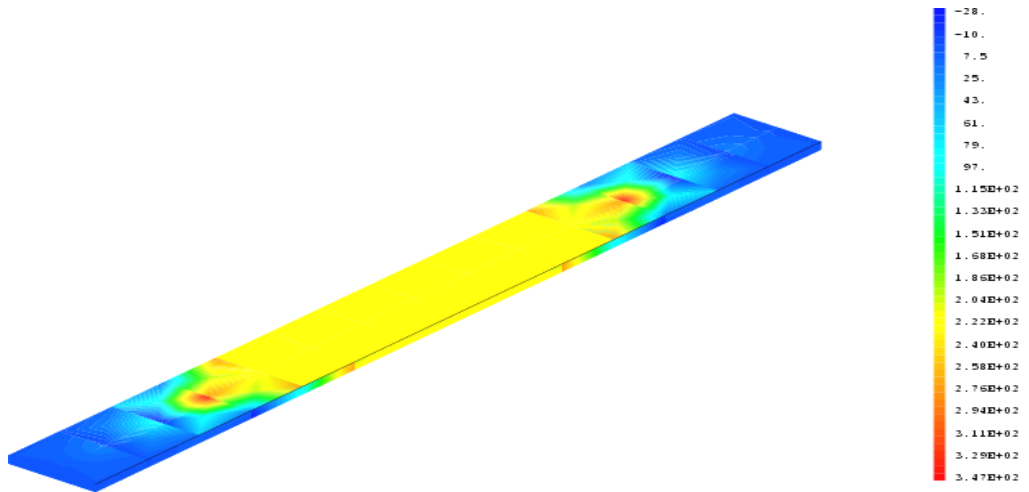


FIGURE A-11 CONTRAINTE DE TRESCA DU CHARGEMENT MECANIQUE DE 60 N

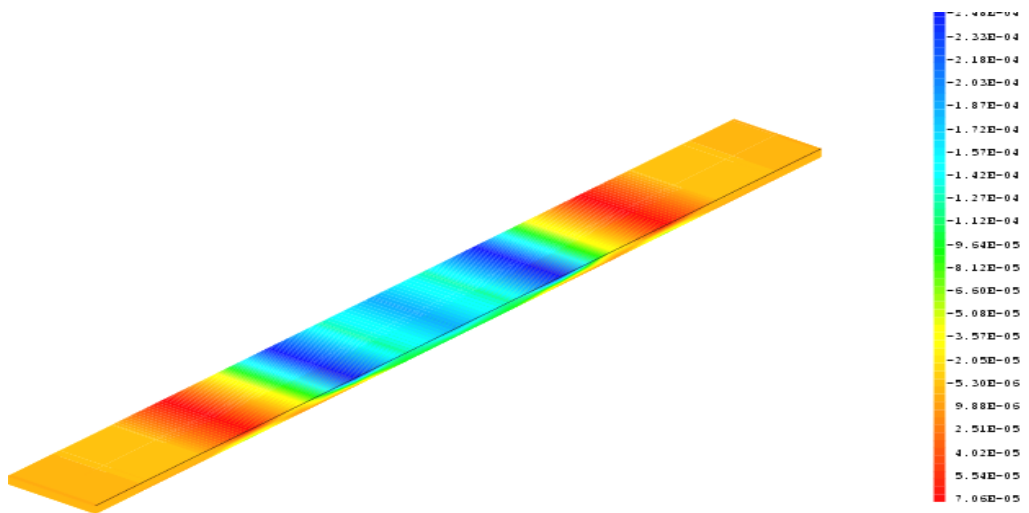


FIGURE A-13 DEFORMATION totale du chargement MECANIQUE DE 60 N

LES DEFORMATIONS élastique lors du chargement MECANIQUE DE 60 N
suivant les directions x z

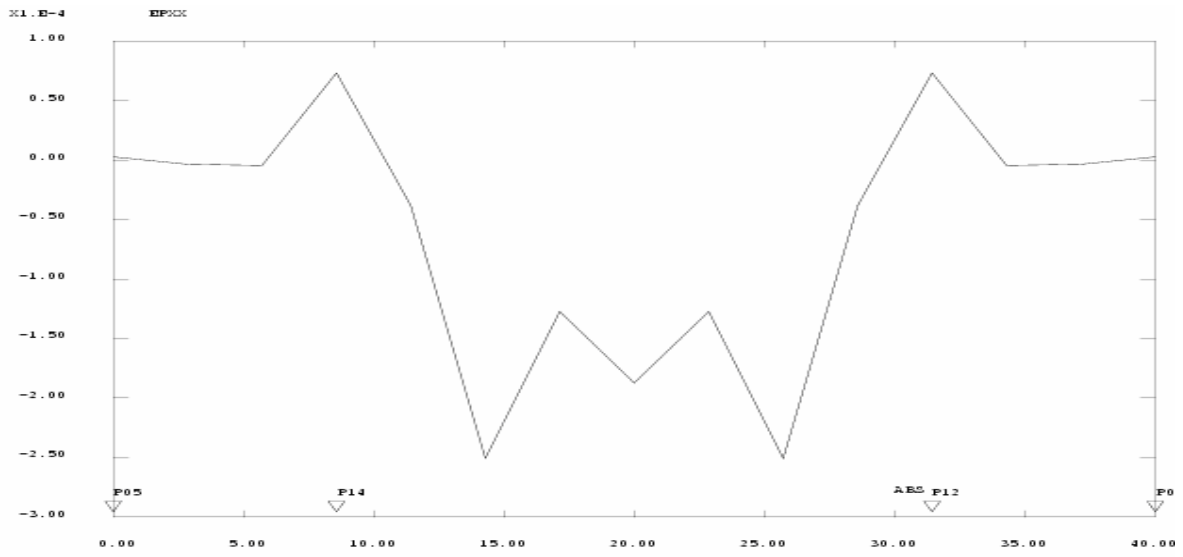


FIGURE A-14 COURBE DES DEFORMATION SELON LA DIRECTION X LE LONG DU SEGMENT ENTRE L'OXYDE ET L'ALLIAGE

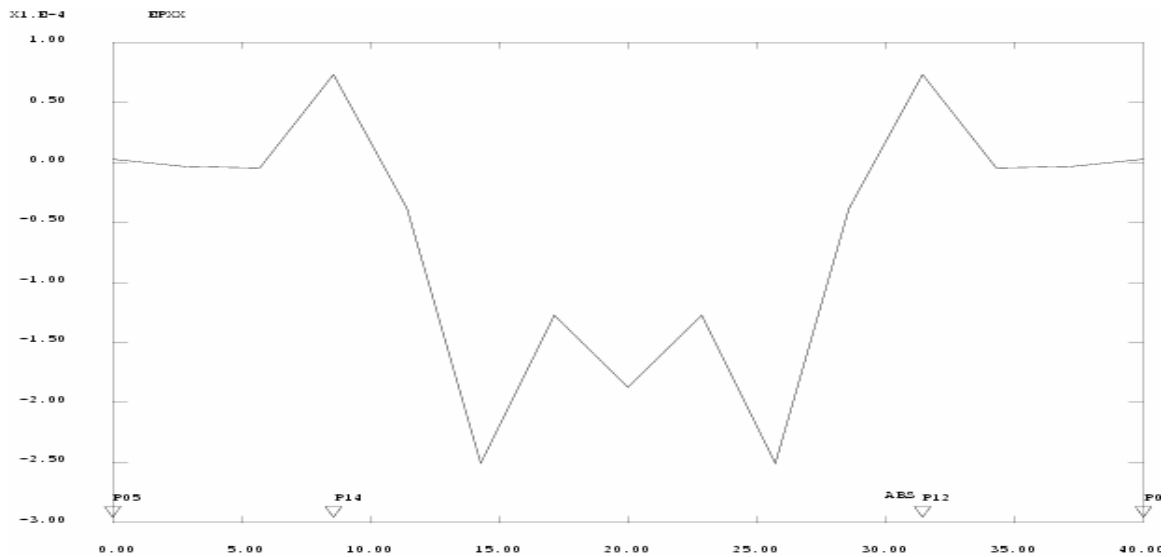


FIGURE A-15 COURBE DES DEFORMATION SELON LA DIRECTION X LE LONG DU SEGMENT ENTRE L'OXYDE ET L'ALLIAGE

DES DEFORMATION SELON LA DIRECTION Z

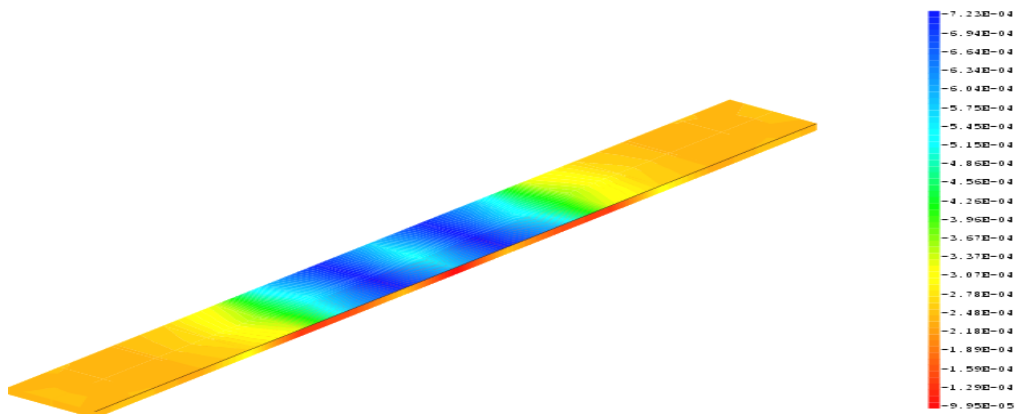


FIGURE A-16 DEFORMATION totale du chargement MECANIQUE DE 60 N

suivant la direction z

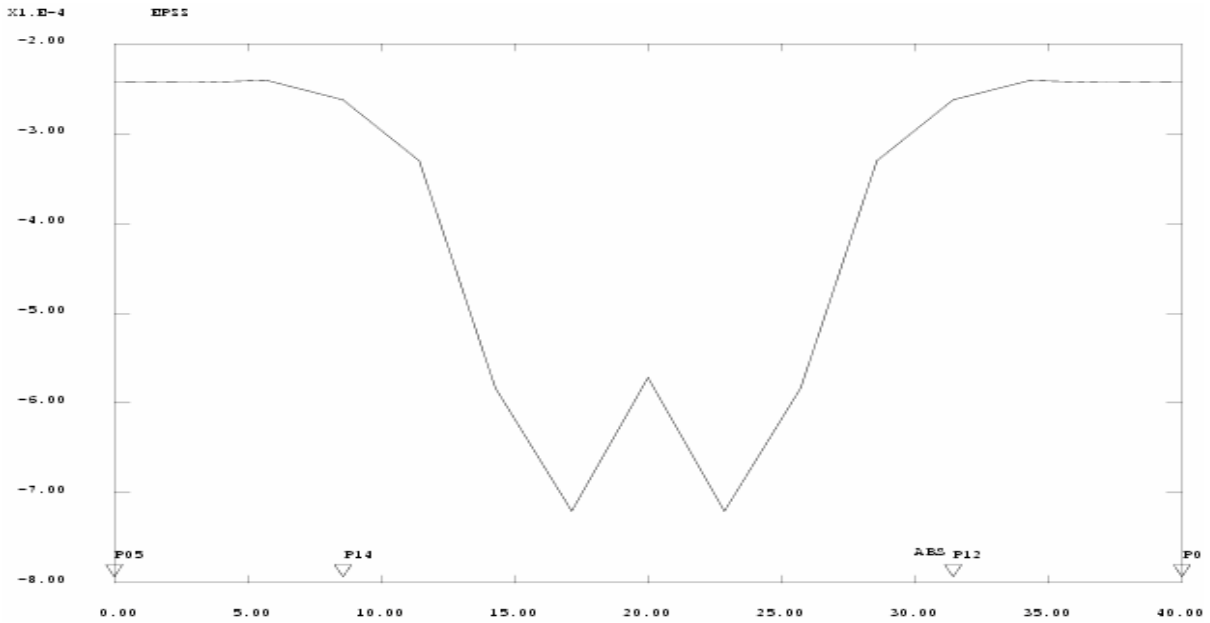


FIGURE A-17 COURBE DES DEFORMATION SELON LA DIRECTION Z LE LONG DU SEGMENT ENTRE L'OXYDE ET L'ALLIAGE

RESULTATS DE L'EPROUVETTE tri couches (l'alliage à base de Ni +l'oxyde AL2O3+ la zircone)

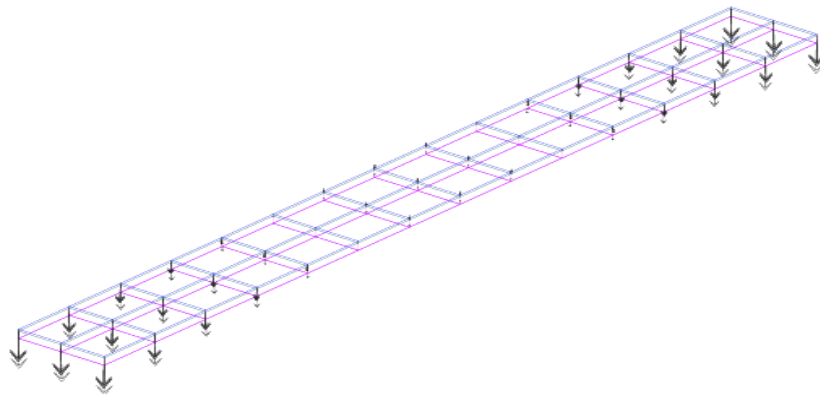


FIGURE A-18 vecteurs des déplacements en chaque points de l'éprouvette

champ contraintes ...

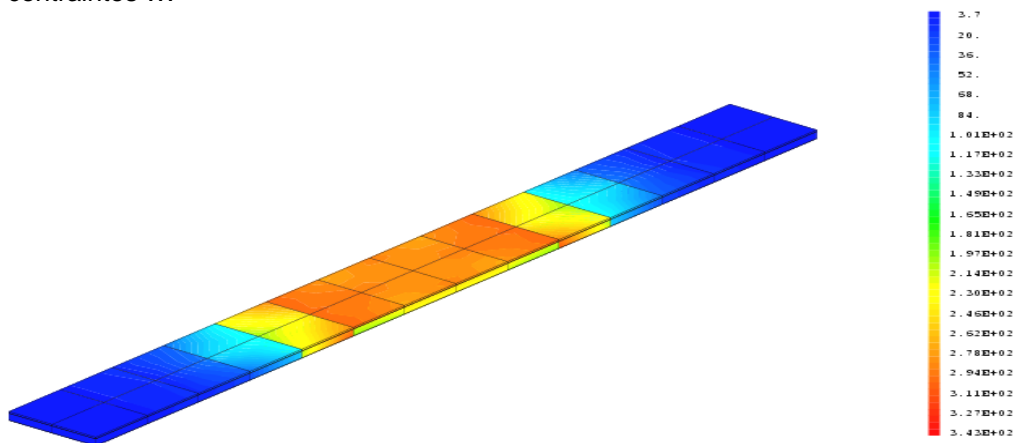


FIGURE A-19 champ contraintes de Tresca des chargements mécanique de 60 N

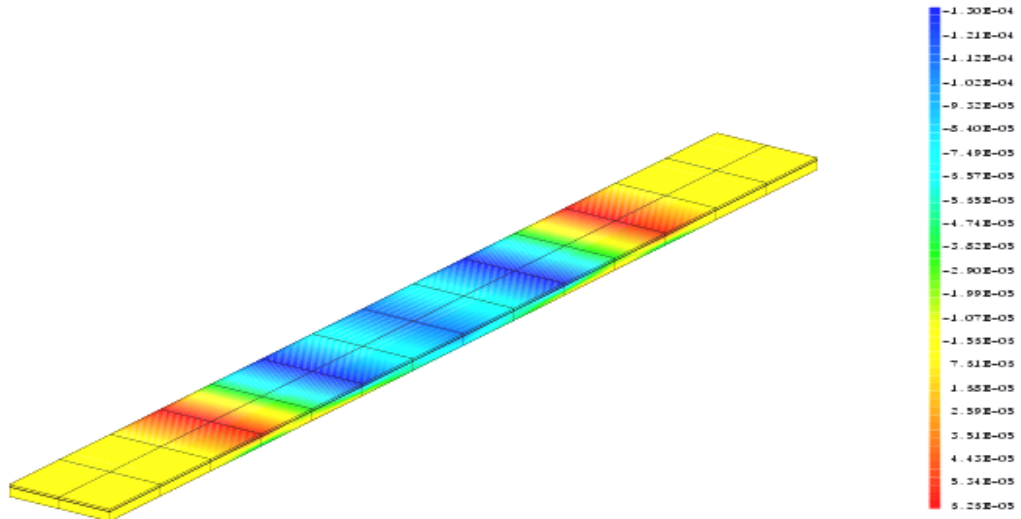


FIGURE A-20 DEFORMATION DES CHARGEMENT MECANIQUE DE 60 N

LES DIFFERENTS DEFORMATIONS DES CHARGEMENT MECANIQUE DE 30 N SUR CHAQUE POINT D' APPUIS

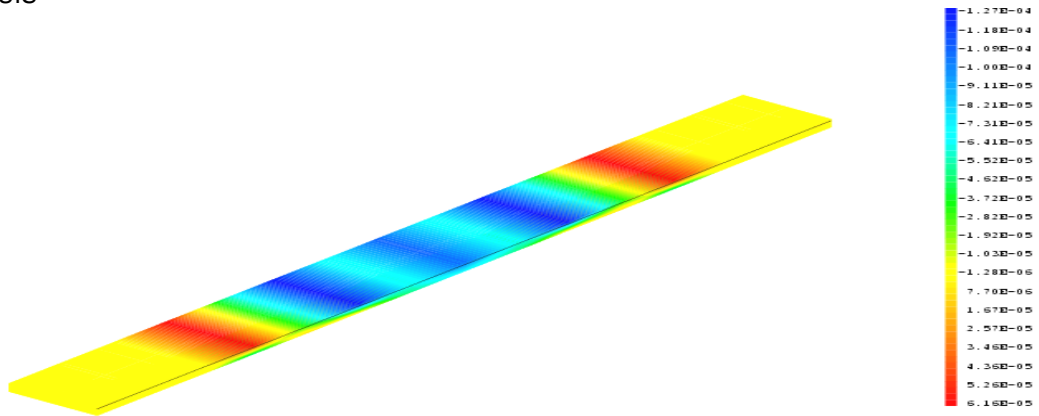


FIGURE A-21 LES DIFFERENTS DEFORMATIONS DES CHARGEMENT MECANIQUE SUIVANT LA DIRECTION X

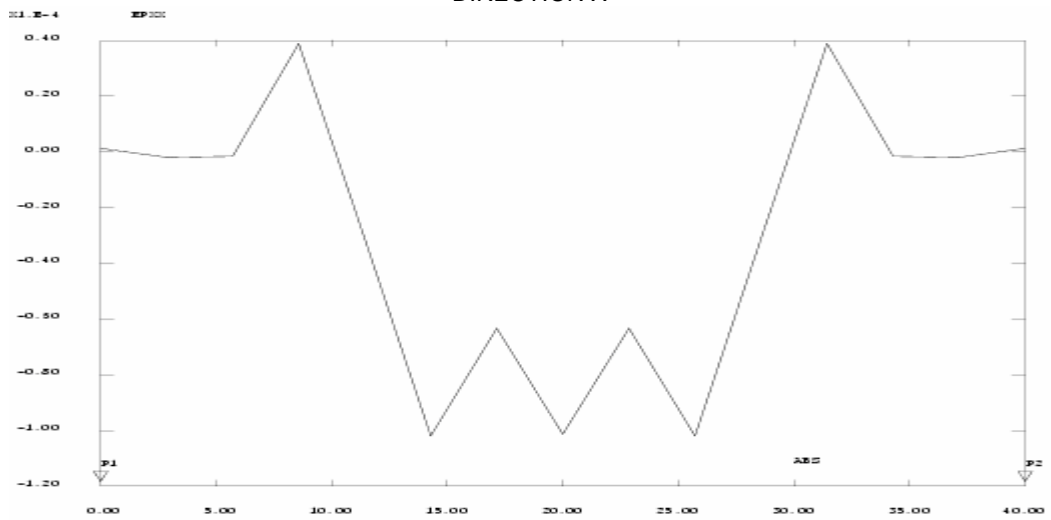


FIGURE A-22 DEFORMATIONS DES CHARGEMENT MECANIQUE SUIVANT LA DIRECTION X ENTRE L'oxyde et la zircon

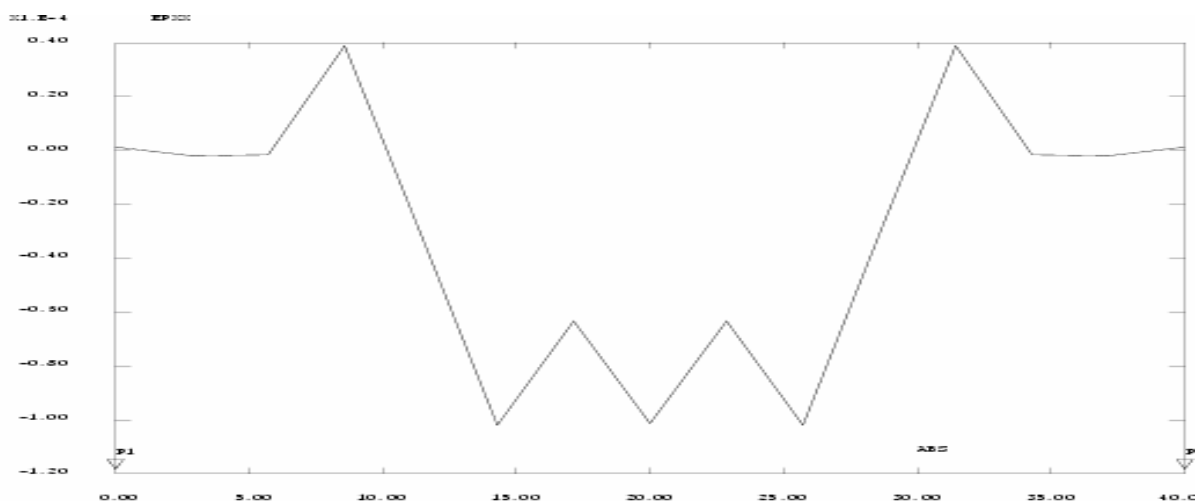


FIGURE A-23 DEFORMATIONS DES CHARGEMENT MECANIQUE **Suivant la direction x sur I1 entre l'oxyde et l'alliage**

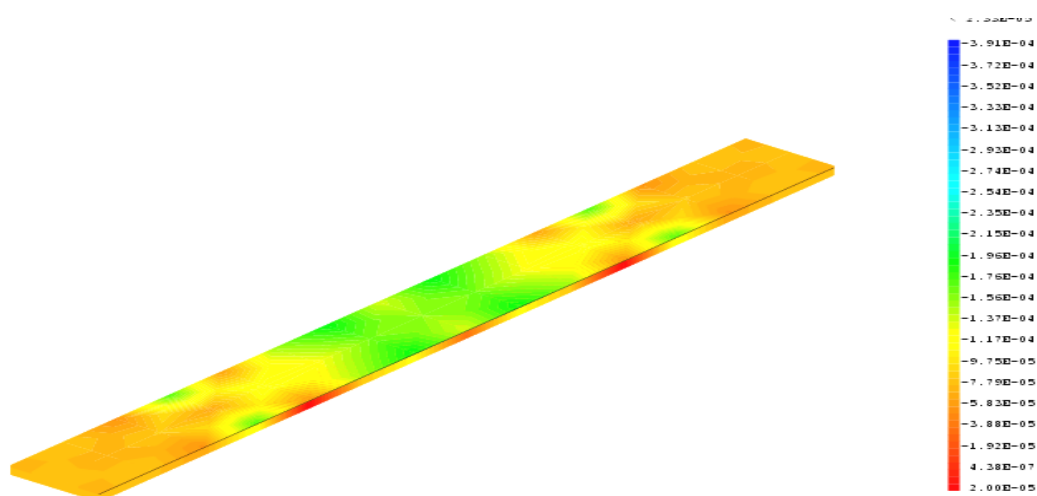


FIGURE A-24 DEFORMATIONS DES CHARGEMENT MECANIQUE SUIVANT LA DIRECTION Z

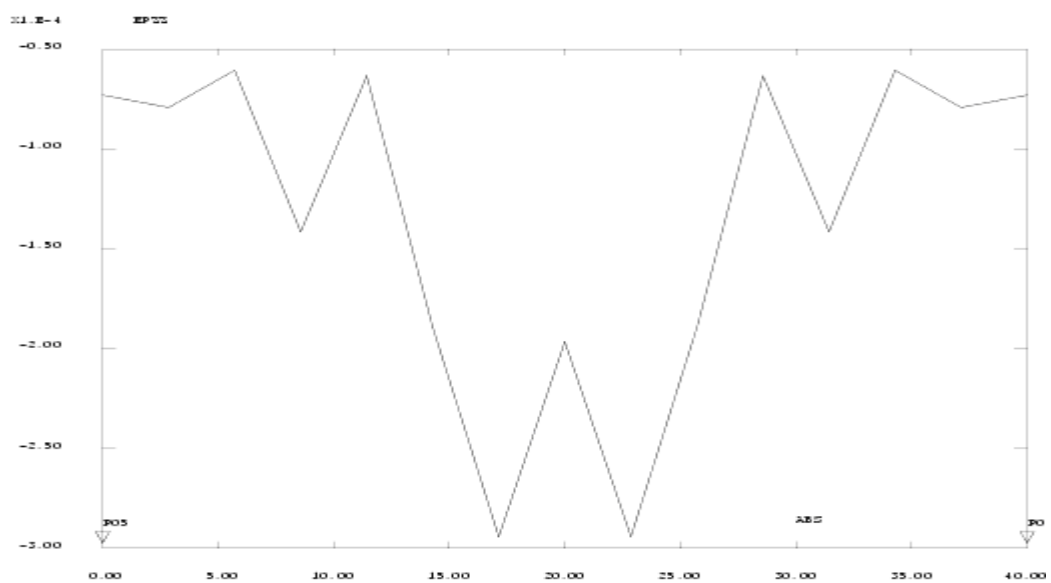


FIGURE A-25 **Suivant la direction z entre l'oxyde et la zircone**

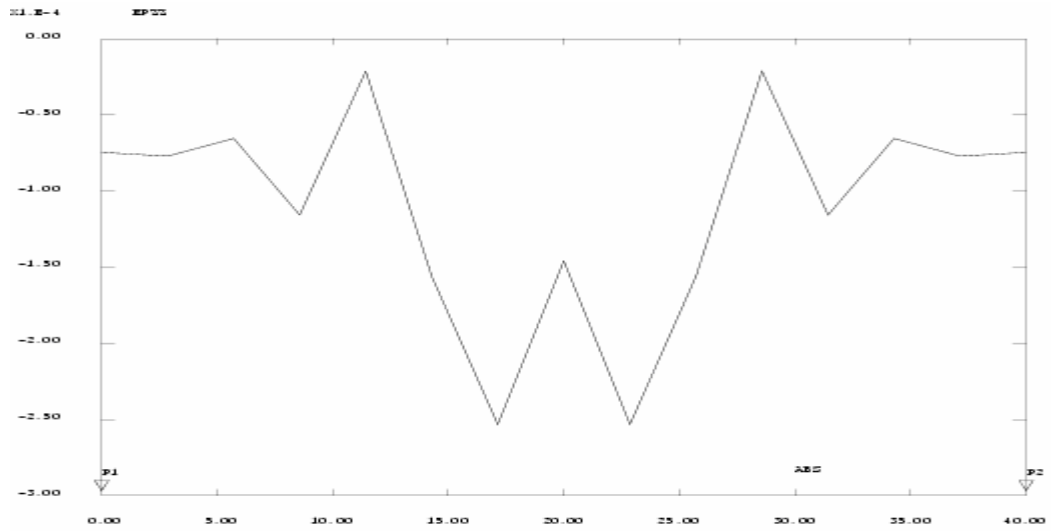


FIGURE A-26 **Suivant la direction z entre l'oxyde et l'alliage**

RESULTATS DE L'EPROUVETTE de ZY4

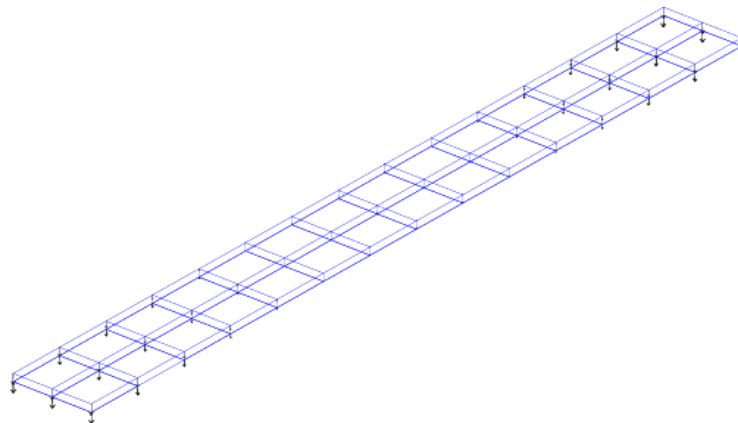


FIGURE A-27 **vecteurs des déplacements en chaque points de l'éprouvette**

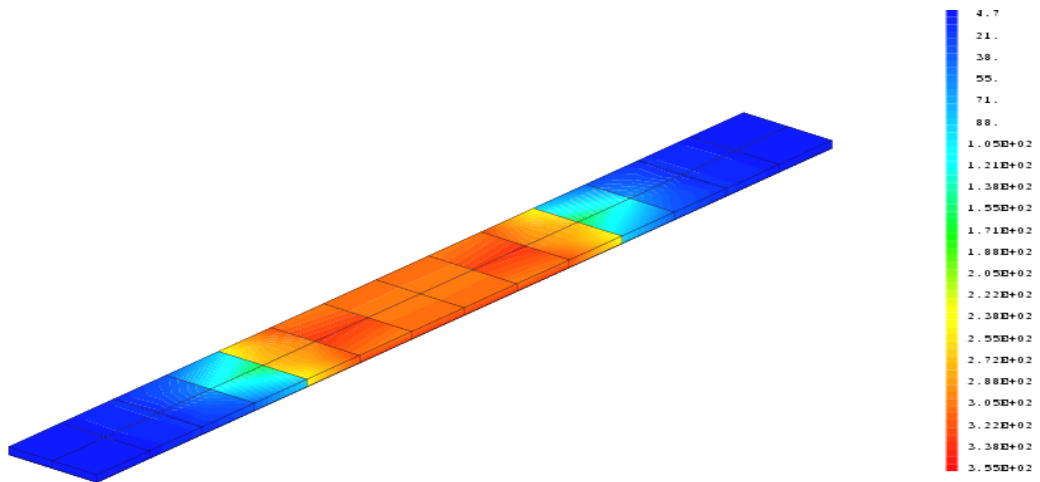


FIGURE A-28 **champ des contraintes totales**

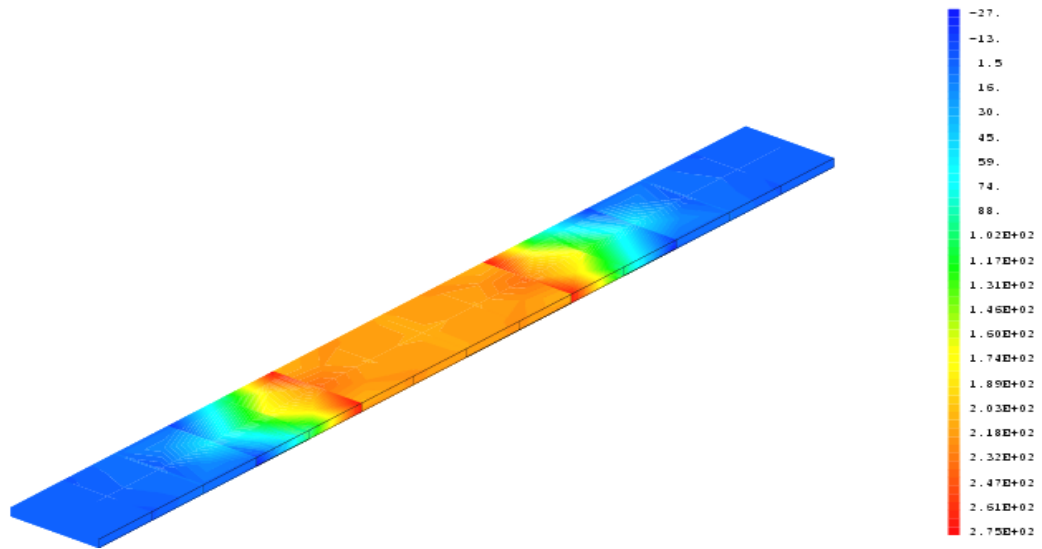


FIGURE A-29 C HAMP DE CONTRAINTE DE TRESCA DU CHARGEMENT MECANIQUE DE 60 N

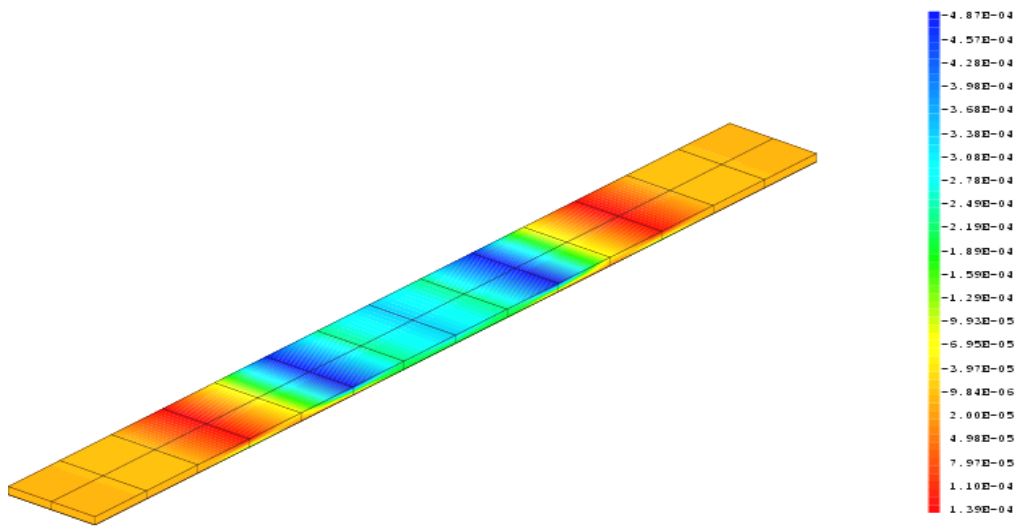


FIGURE A-30 DEFORMATIONS TOTALES DU AU CHARGEMENT MECANIQUE

Déformations élastiques

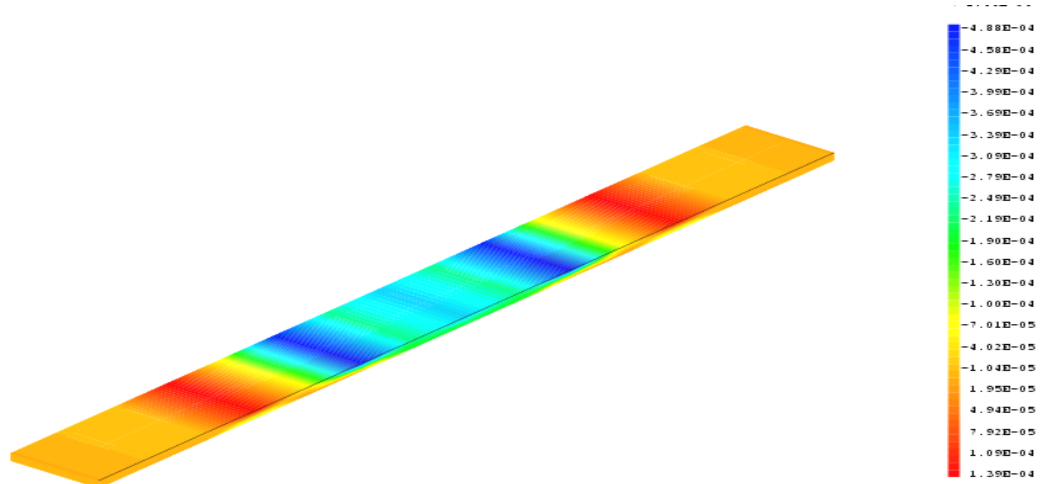


FIGURE A-31 Suivant la direction x

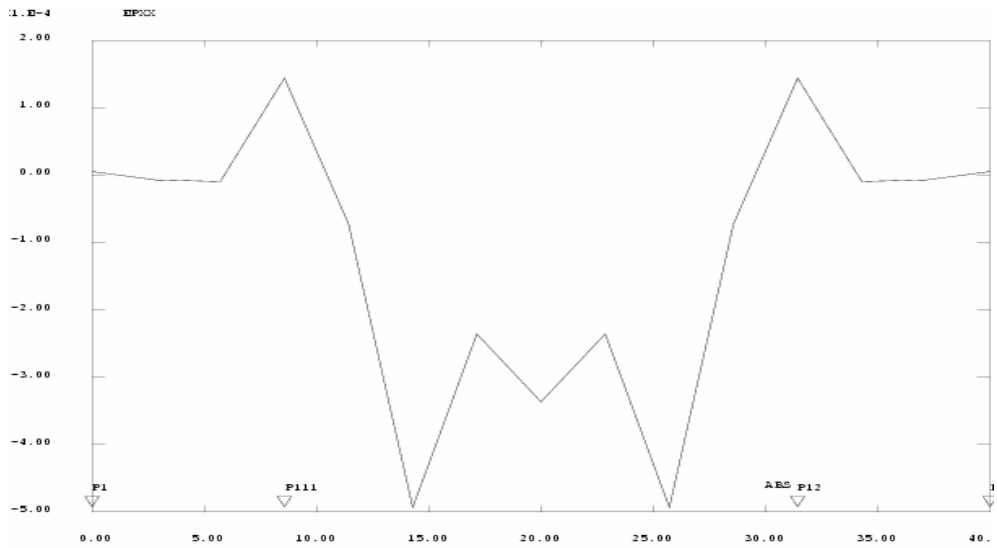


FIGURE A-32 Déformations élastiques Suivant la direction x

Déformation élastique

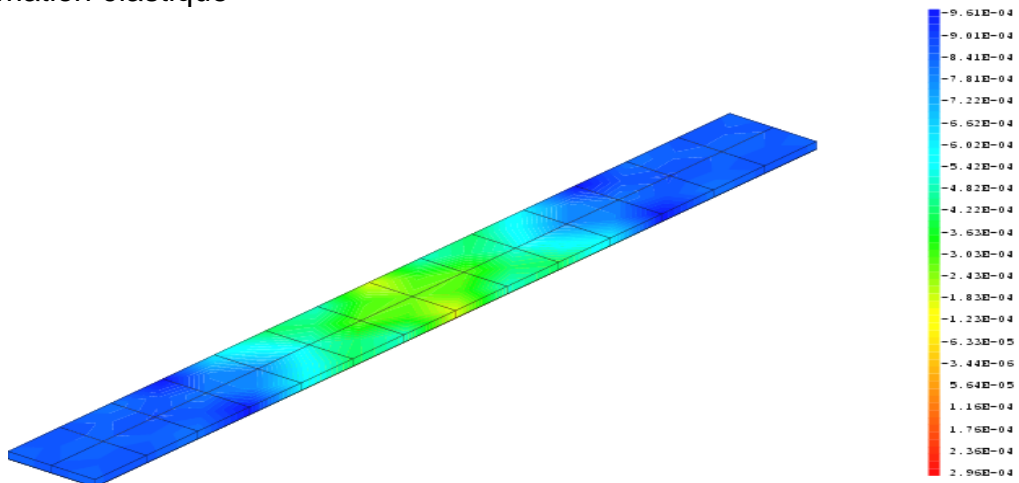


FIGURE A-33 Suivant la direction z

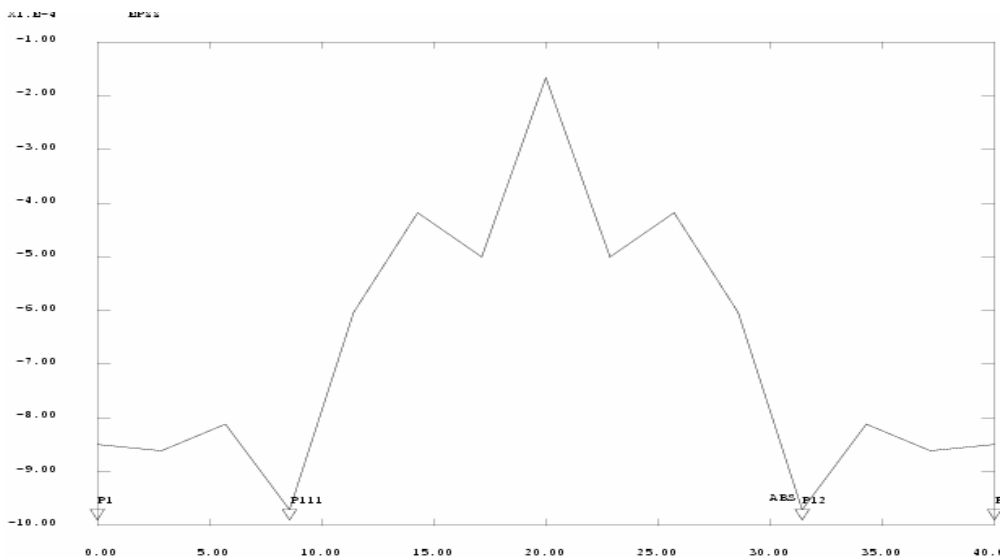


FIGURE A-34 déformation élastique suivant la direction z

RESULTATS DE L'EPROUVETTE ZY4+ZIRCON

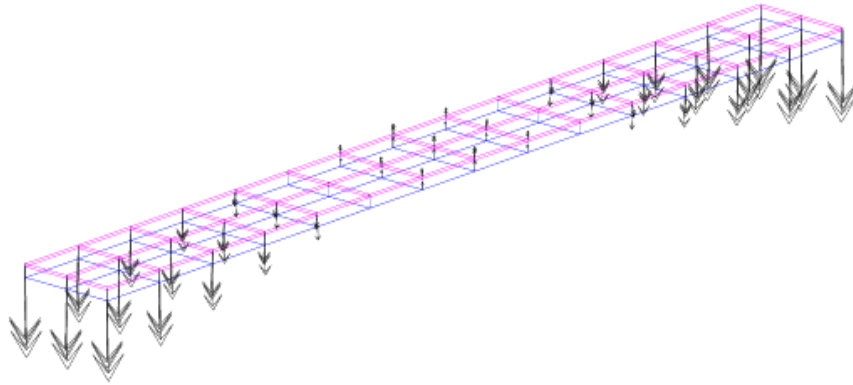


FIGURE A-35 **vecteurs des déplacement en chaque points de l'éprouvette**

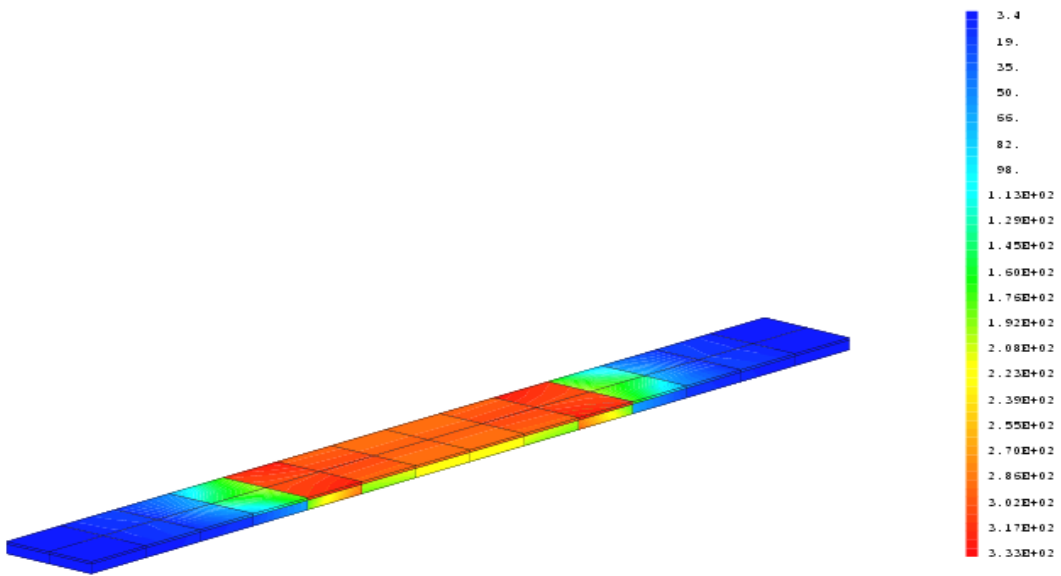


FIGURE A-36 **Champ des contraintes totales**

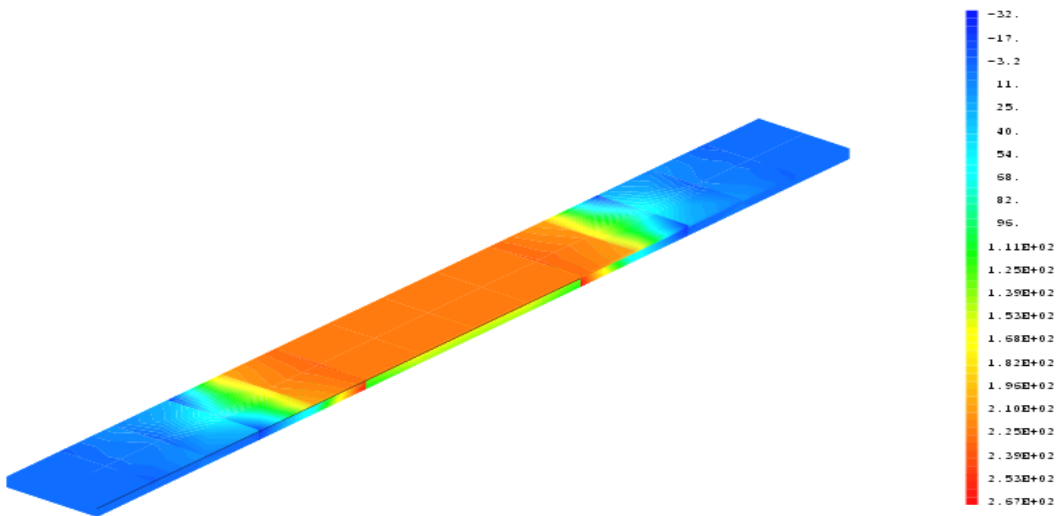


FIGURE A-37 **Champ DE CONTRAINTE DE TRESCA DU CHARGEMENT MECANIQUE DE 60 N**

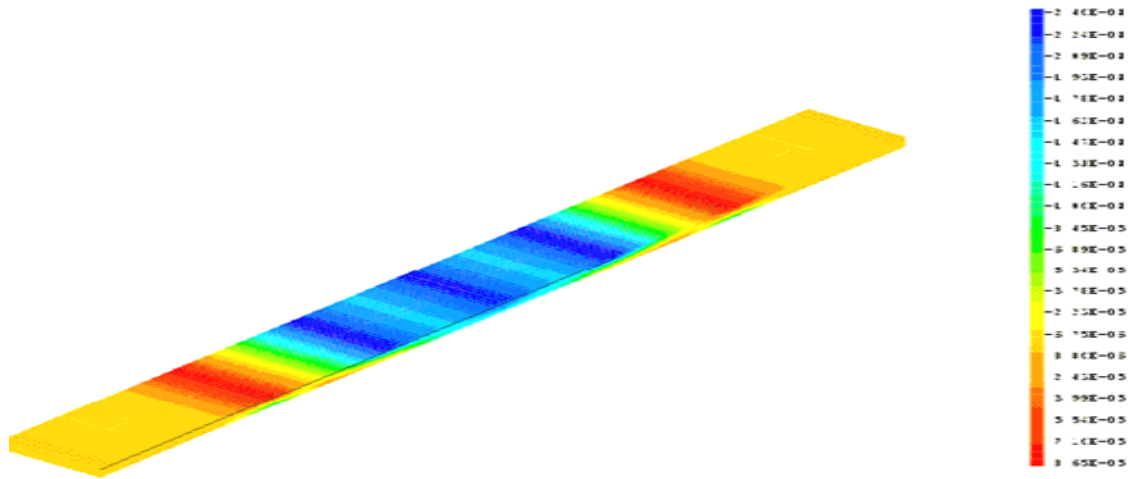


FIGURE A-38 **Champ DE DEFORMATIONS TOTALES DU AU CHARGEMENT MECANIQUE**

Champ DE DEFORMATIONS PENDANT LE CHARGEMENT DE 60 N DANS LES DIRECTIONS X ET Z

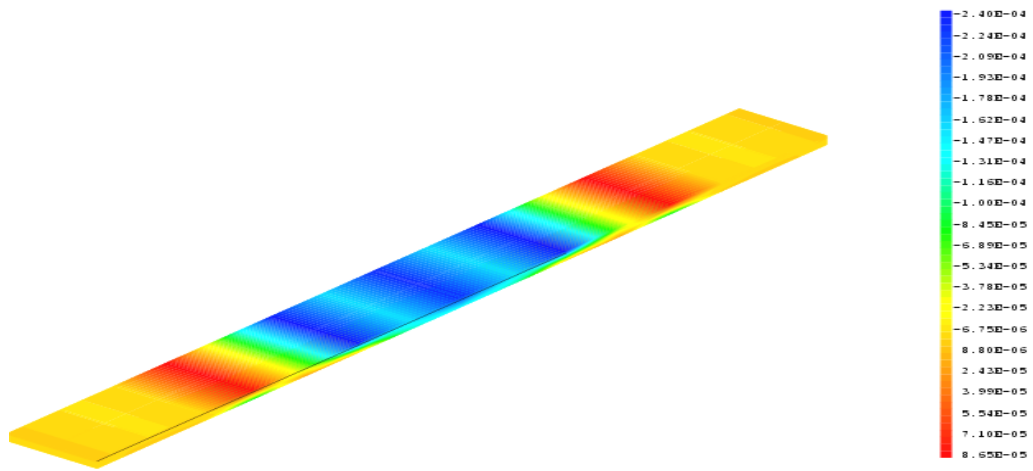


FIGURE A-39 **suivant la direction x**

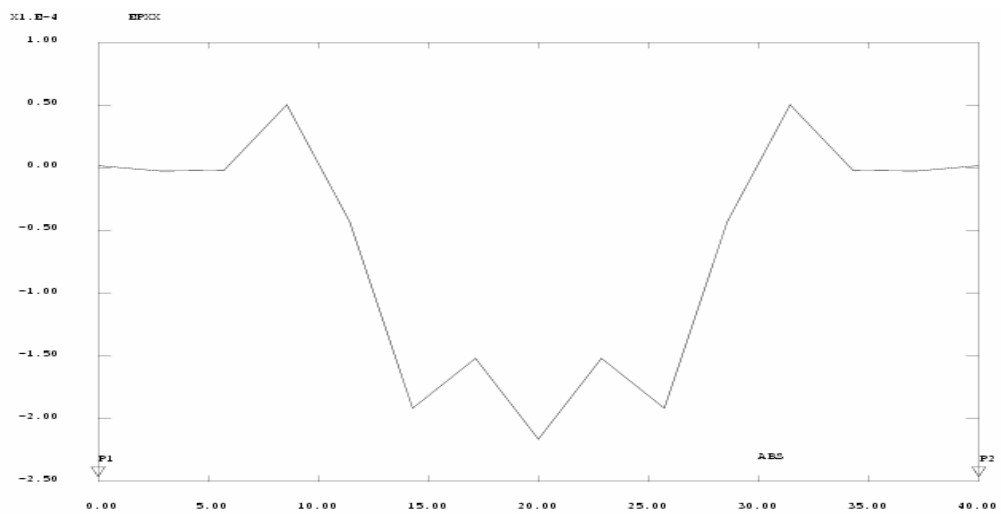


FIGURE A-40 **COURBE DES DEFORMATION LE LONG DE LA DROITE ENTRE ZY4 ET LA ZIRCONC SELON LA DIRECTION X**

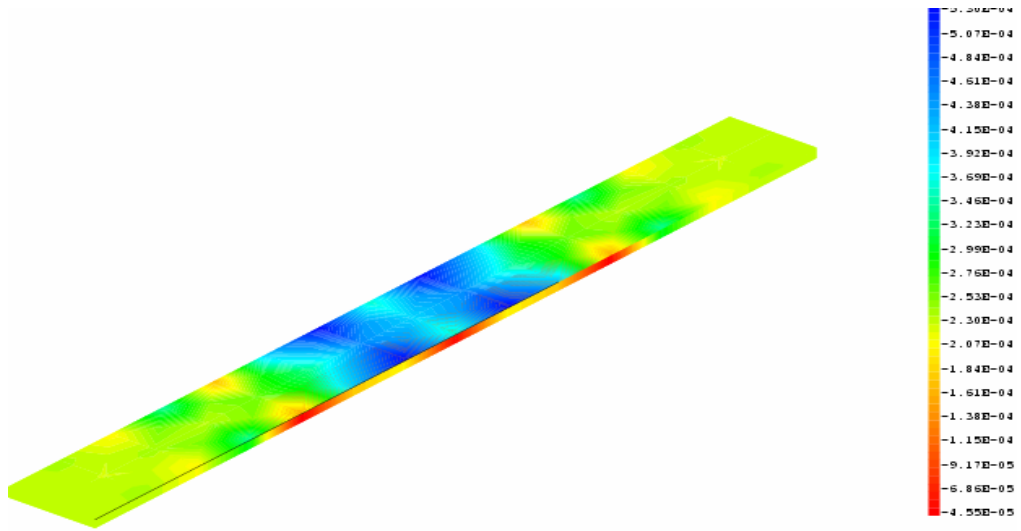


FIGURE A-41 SUIVANT LA DIRECTION Z

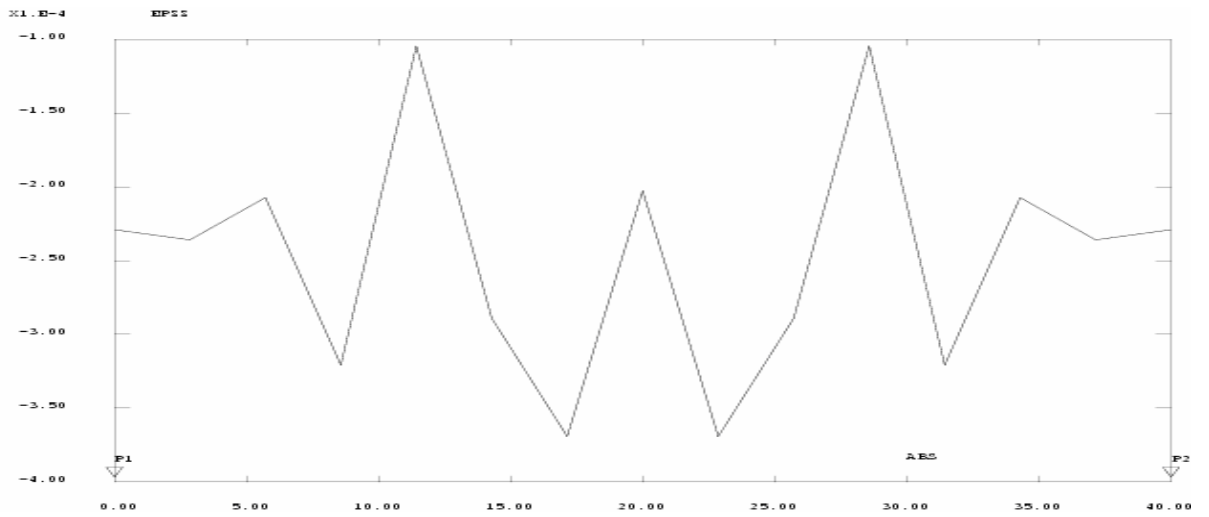


FIGURE A-42 COURBE DES DEFORMATION LE LONG DE LA DROITE ENTRE ZY4 ET LA ZIRCONÉ SELON LA DIRECTION Z

partie thermique

éprouvette de superalliage de Ni

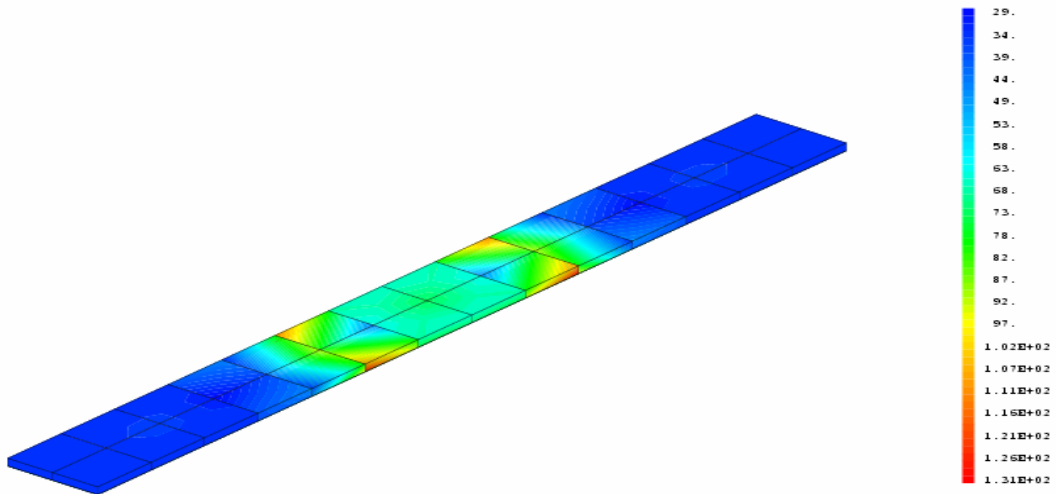


FIGURE A-43 champ des contraintes totales du au chargement thermique

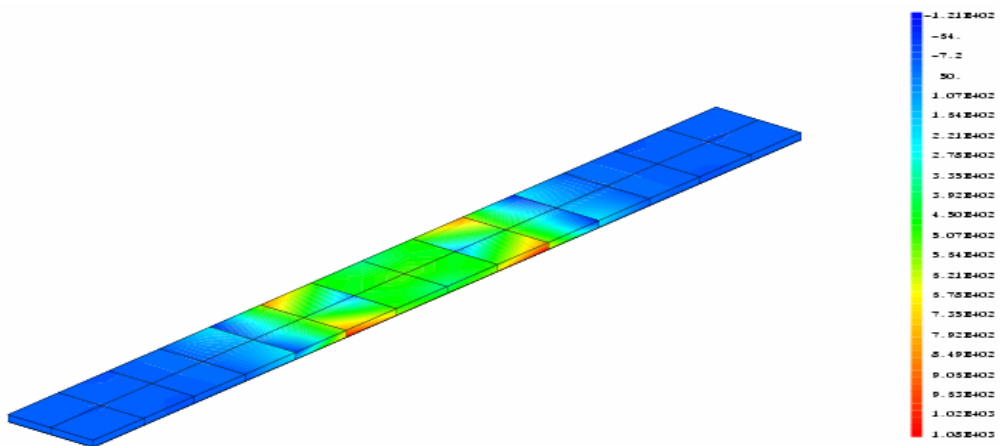


FIGURE A-44 champ des contraintes de tresca du au chargement thermique

éprouvette de superalliage de Ni +alumine

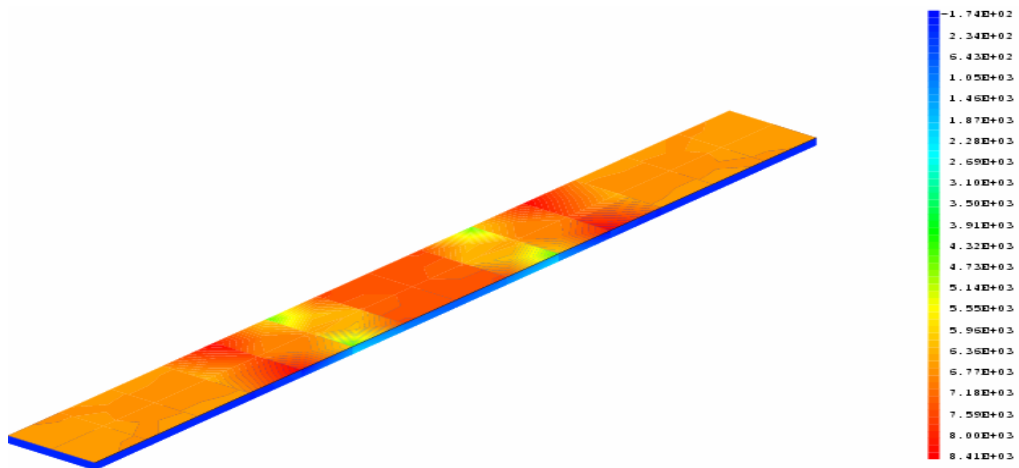


FIGURE A-45 * Champ DE contrainte de tresca

résultats de l'éprouvette tricouche l'alliage à base de Ni +l'oxyde+ zircone

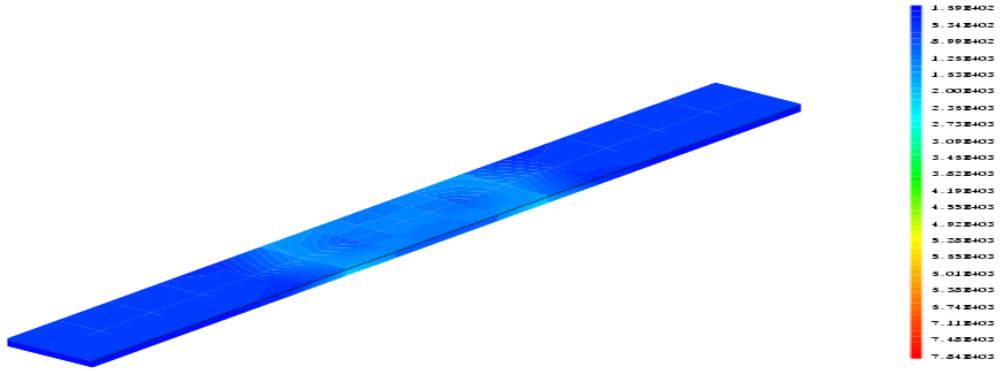


FIGURE A-46 Champ de contraintes thermique totales

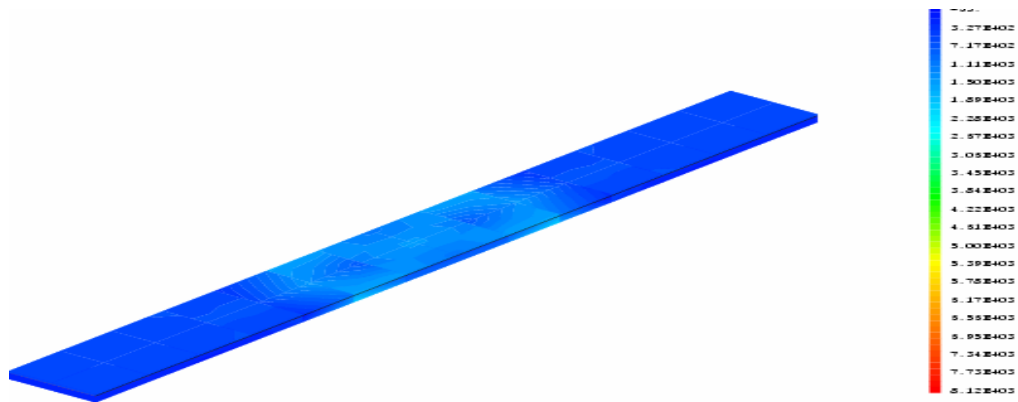


FIGURE A-47 contraintes thermique de tresca

toute les contraintes sont concentrées entre les faces inférieure et supérieure de la couche d'oxyde

Résultats de l'éprouvette de l'alliage le zircaloy Zy4

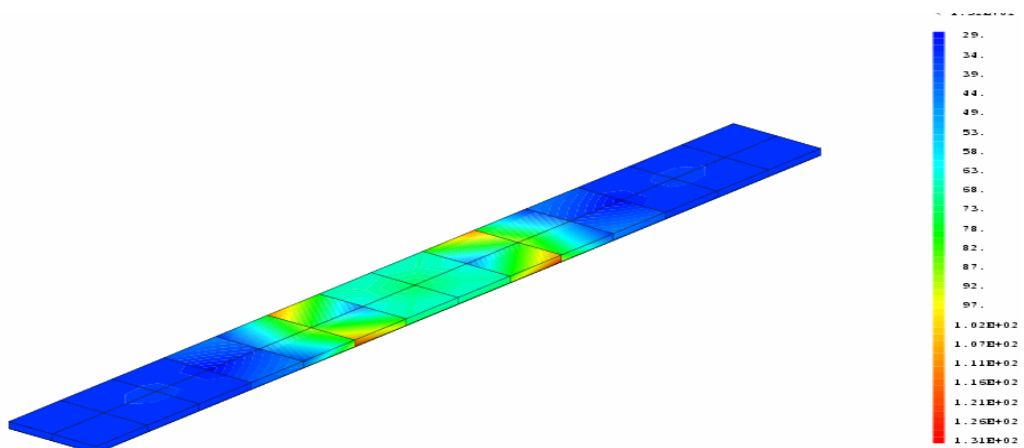


FIGURE A-48 champ des contraintes totales du au chargement thermique

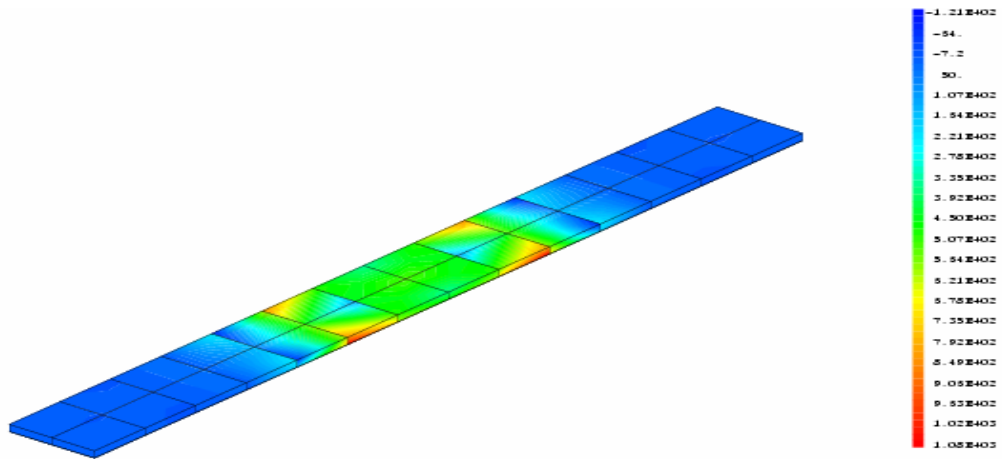


FIGURE A-49 champ des contraintes de Tresca du au chargement thermique

L EPROUVETTE ZY4 + ZIRCONE

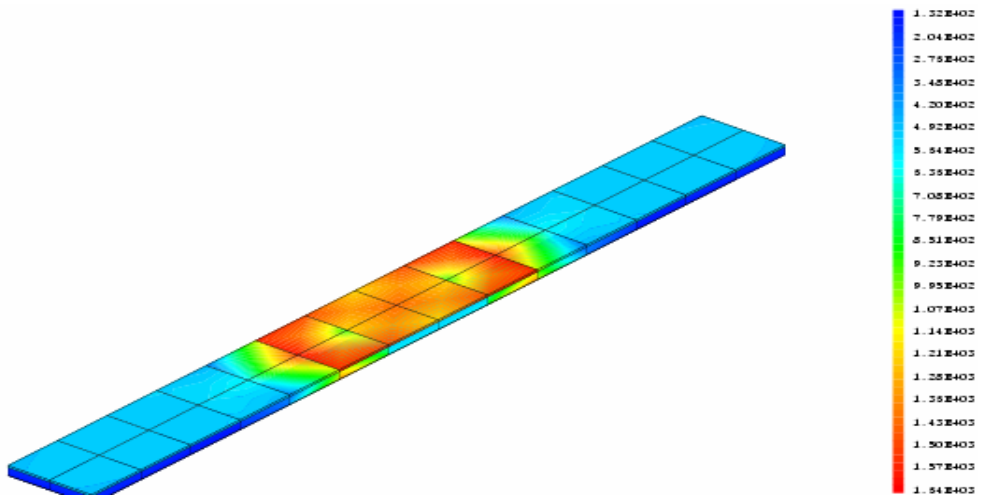


FIGURE A-50 champ des contraintes totale du chargement thermique de 1000°C

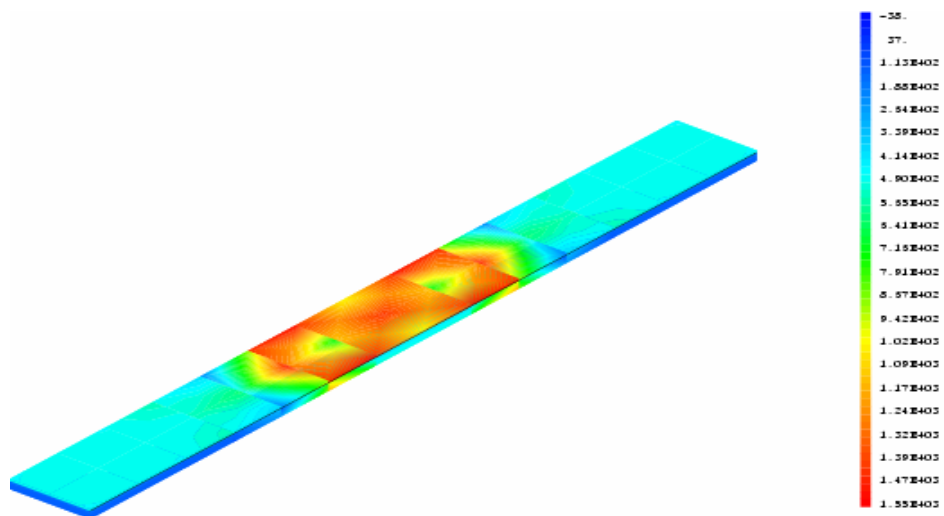


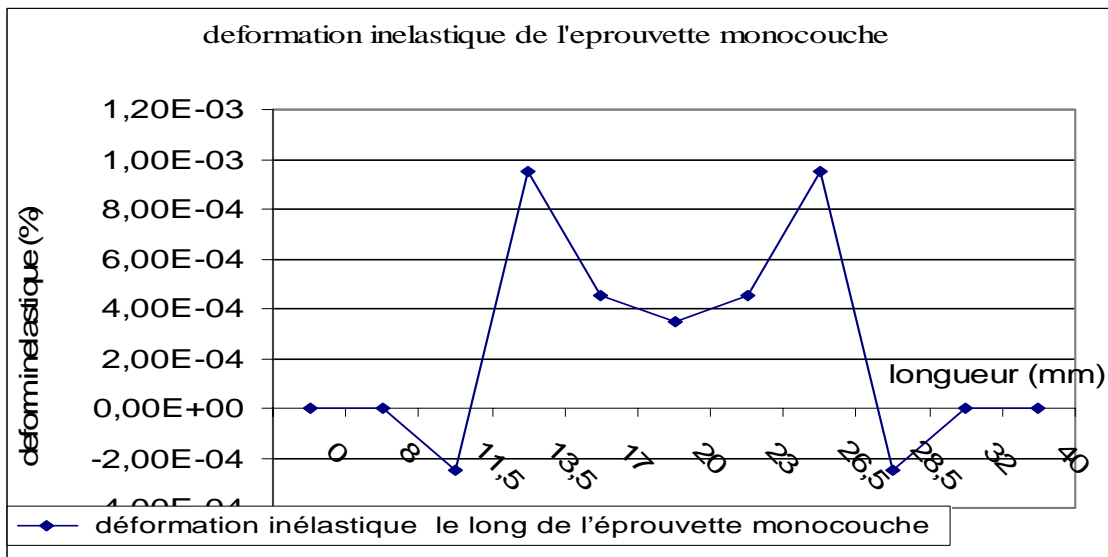
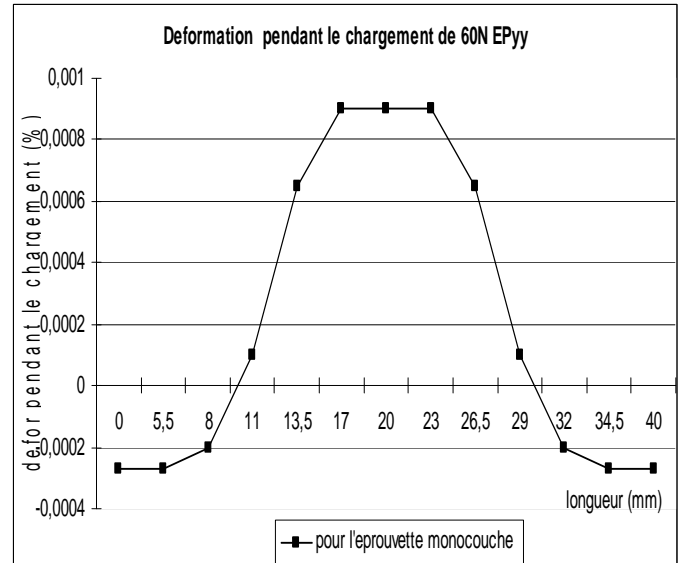
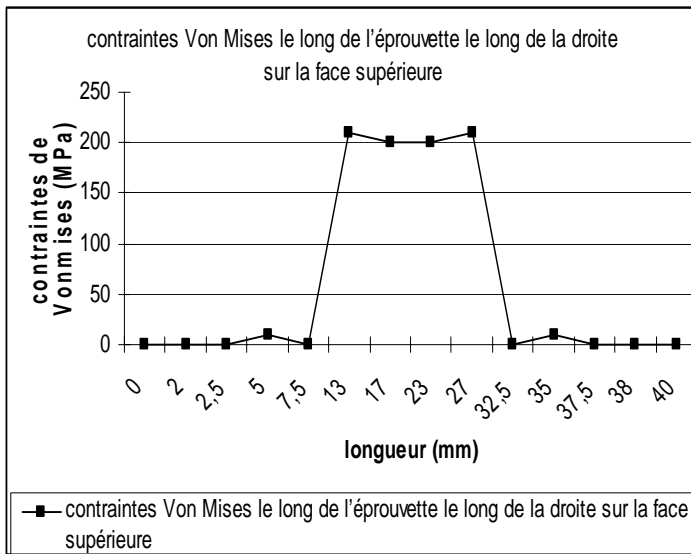
FIGURE A-51 champ des CONTRAINTE DE TRESCA DU AU CHARGEMENT THERMIQUE

ANNEXE **suite**

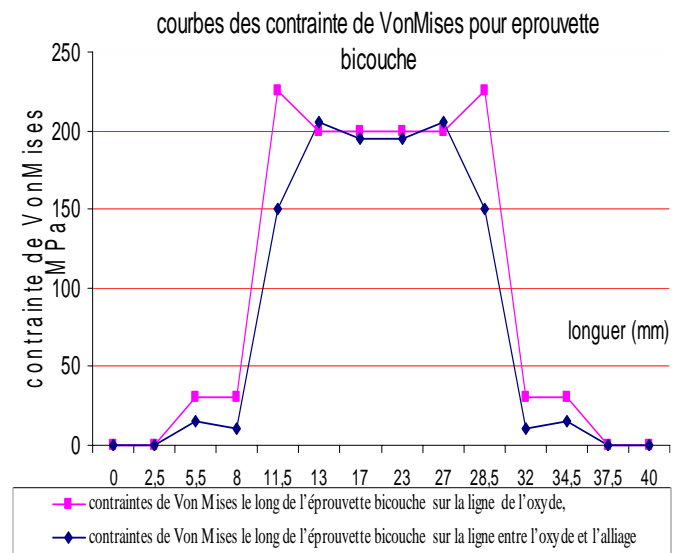
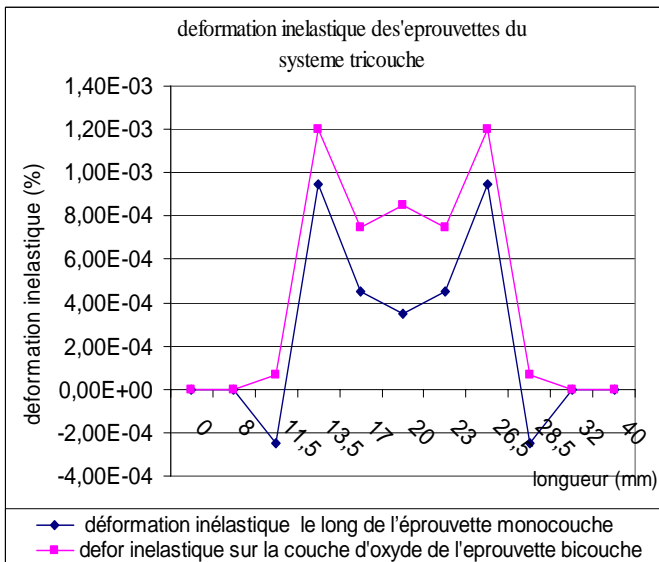
Dans cette partie on trouve tous les résultats (courbes) de la simulation des essais de toutes les éprouvettes des systèmes multicouches étudiés pour les sollicitations mécaniques et thermiques

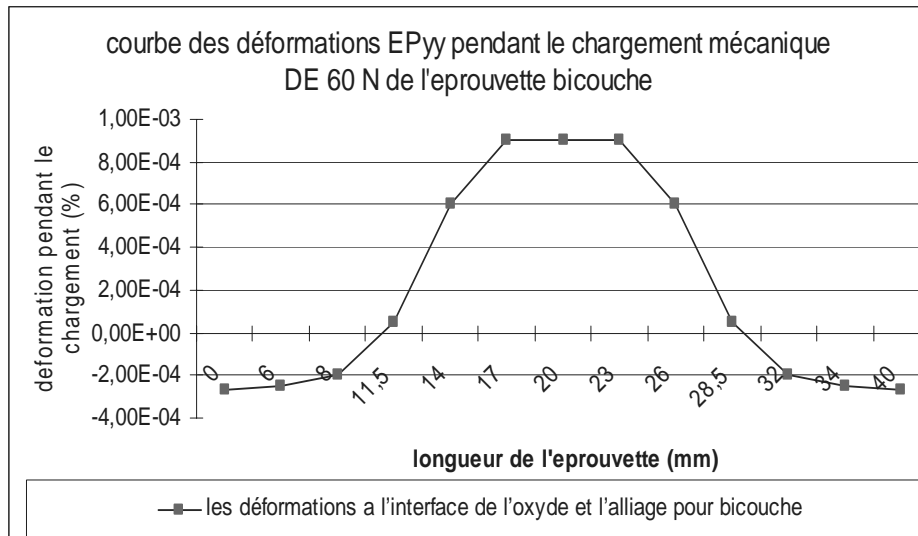
A. Résultats des essais pour le chargement mécanique pour le système tricouche

* **résultats de L'éprouvette monocouche de l'alliage à base de Ni**

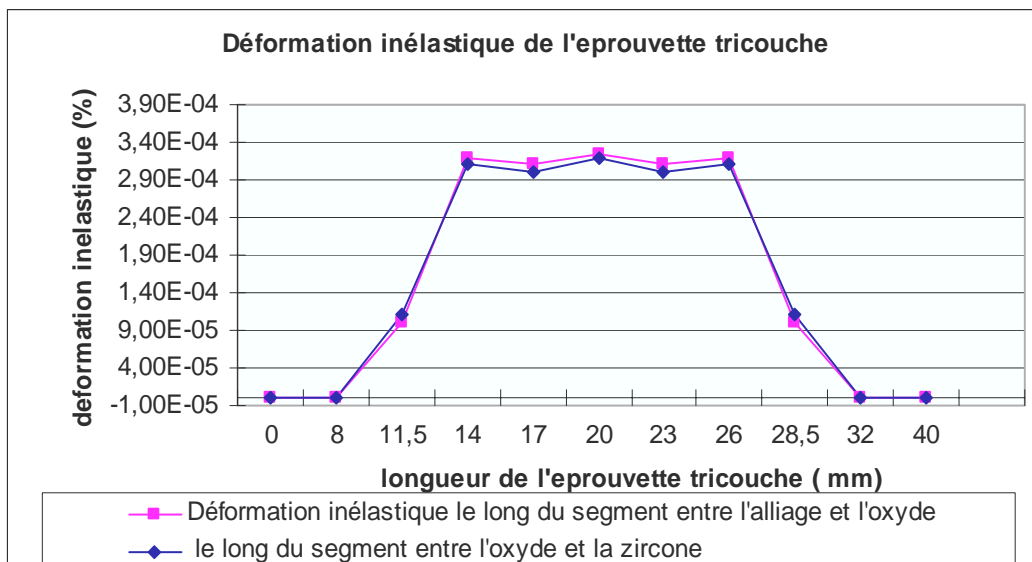
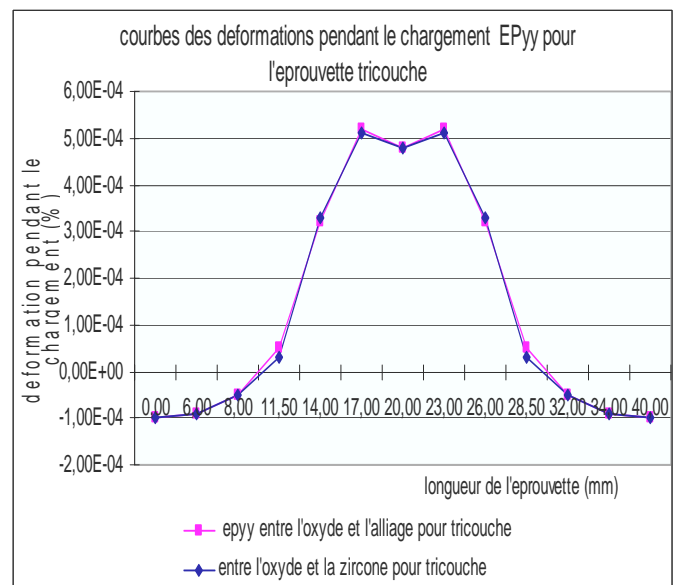
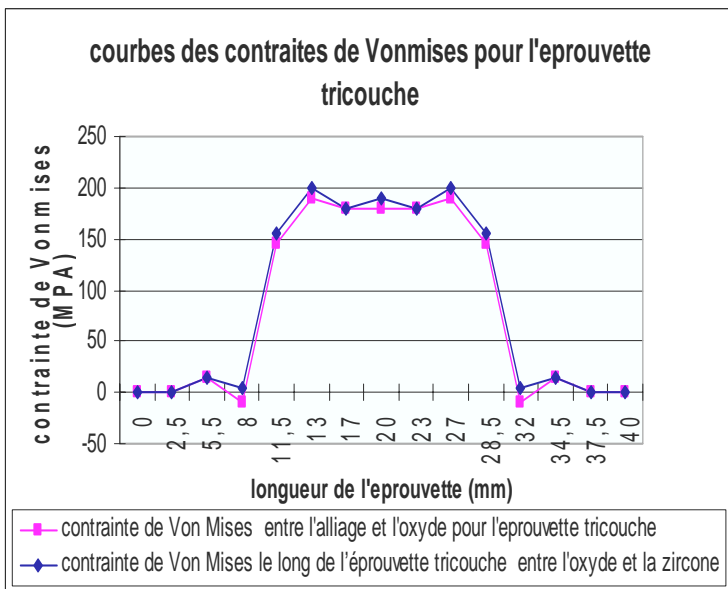


* **résultats de L'éprouvette bicouche (superalliage + l'alumine)**

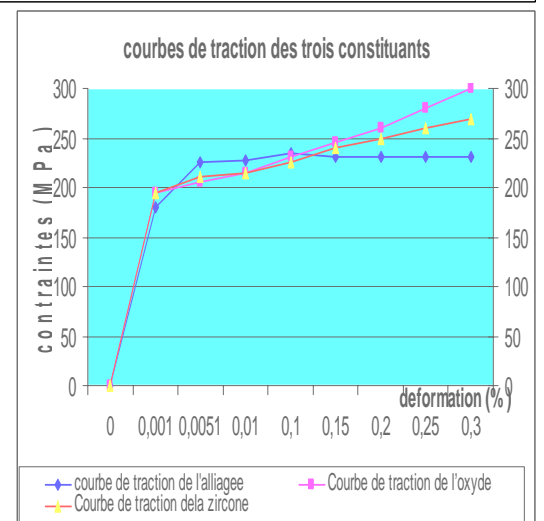
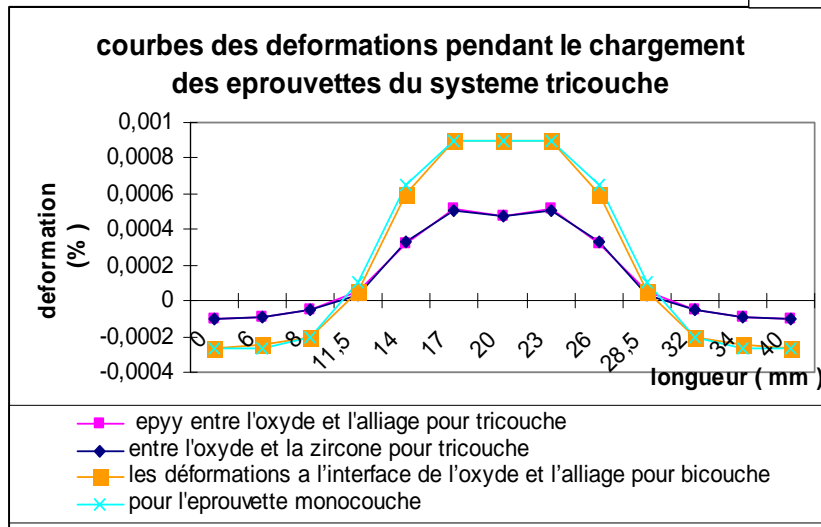
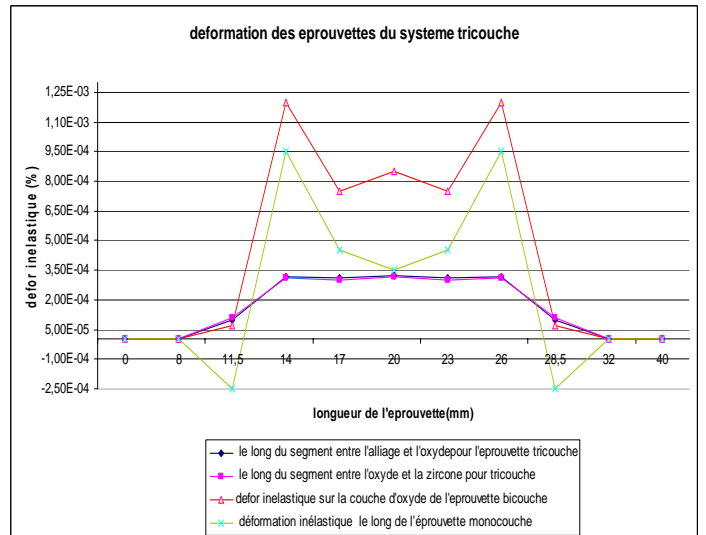
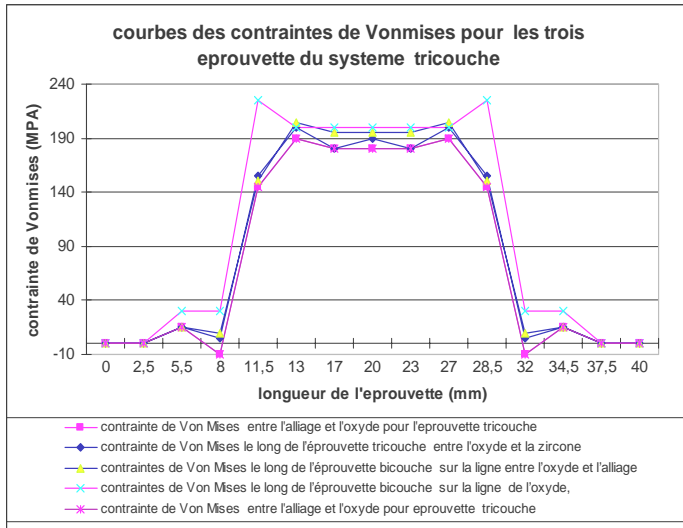




* résultats des essais pour L'éprouvette tricouche (superalliage + l'alumine + la zircone)



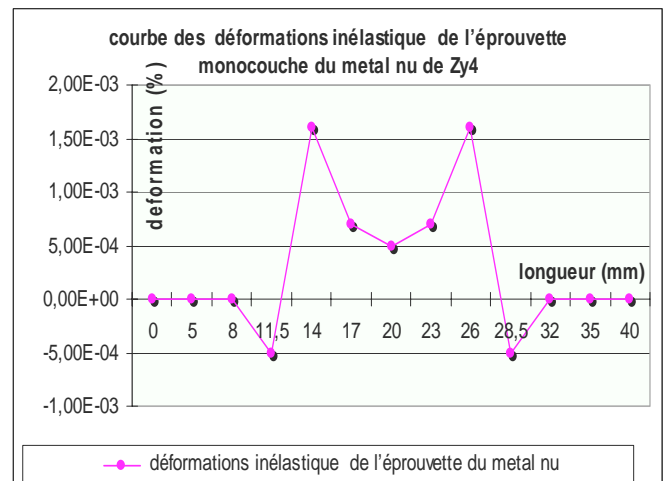
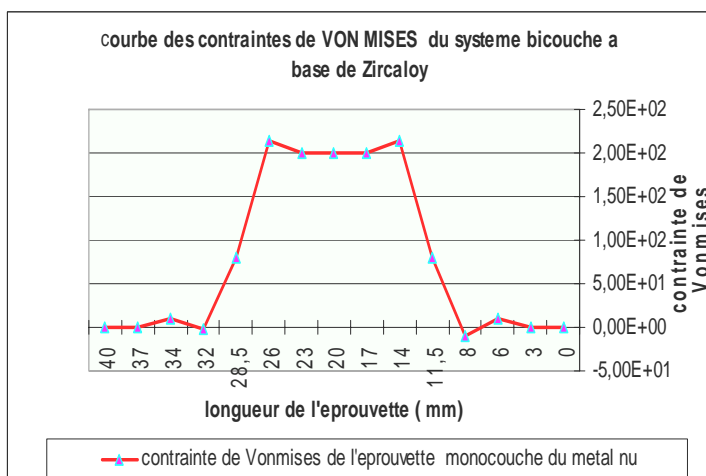
Résultats des essais pour le chargement mécanique pour les éprouvettes du système bicouche

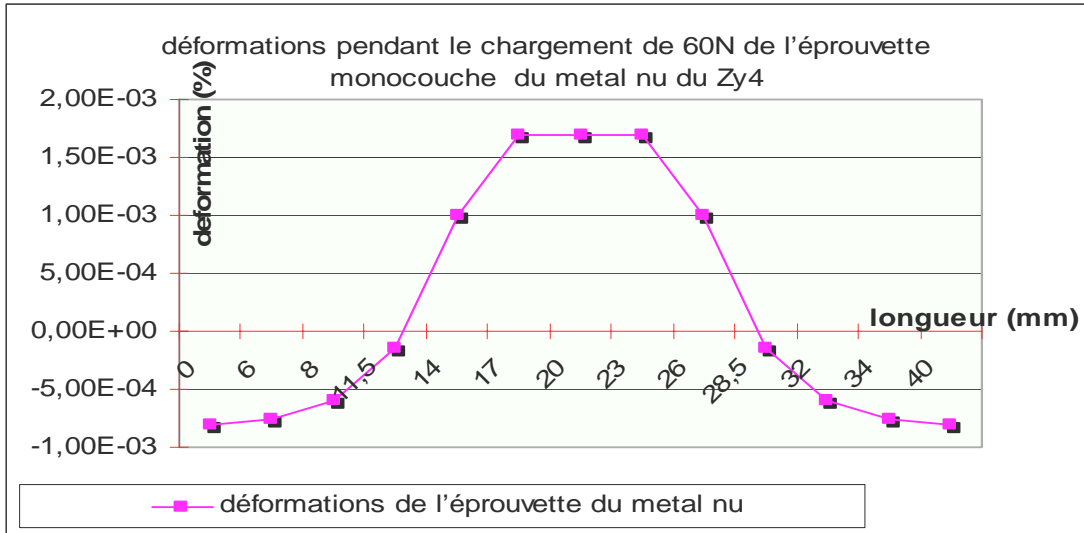


C. Résultats des essais pour le chargement mécanique pour le système bicouche

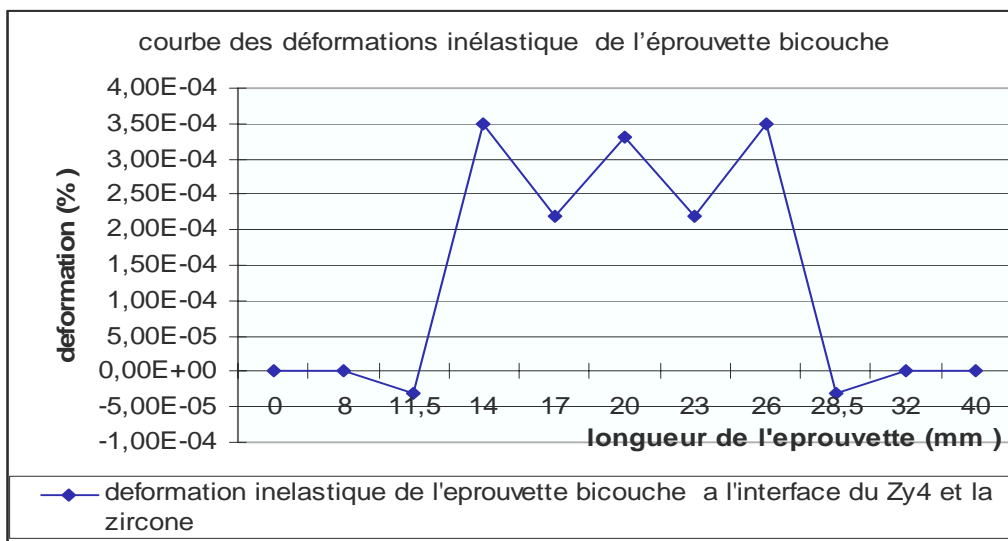
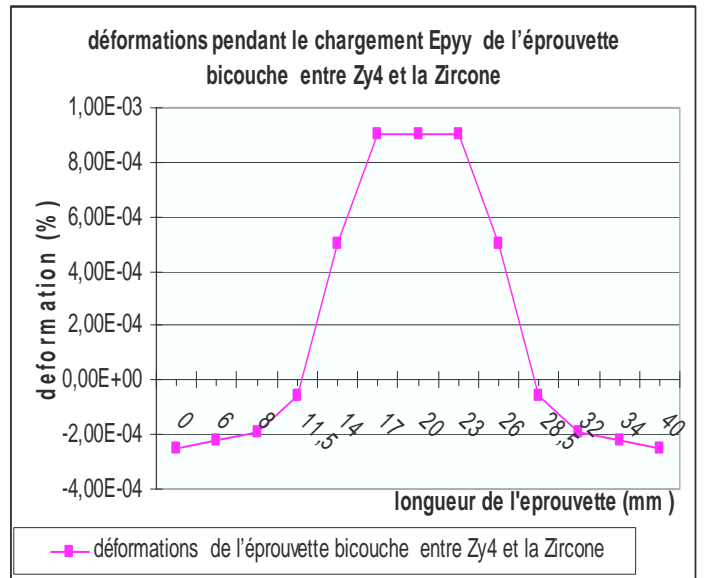
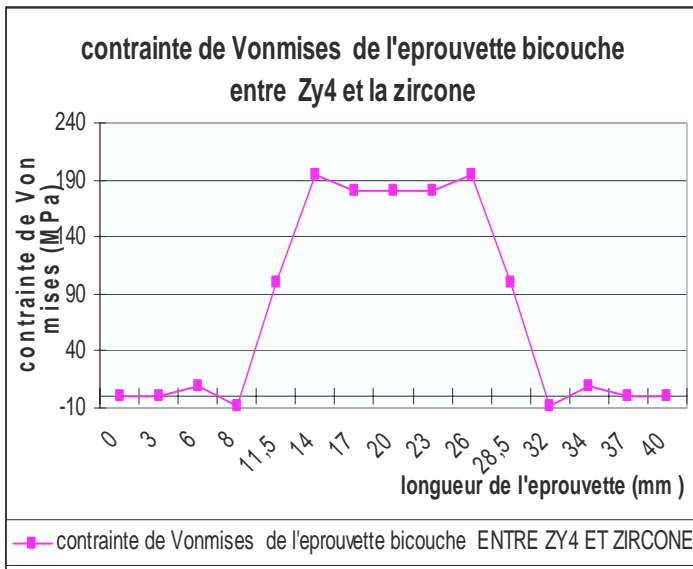
* résultats des essais pour l'éprouvettes monocouche de Zy4

*

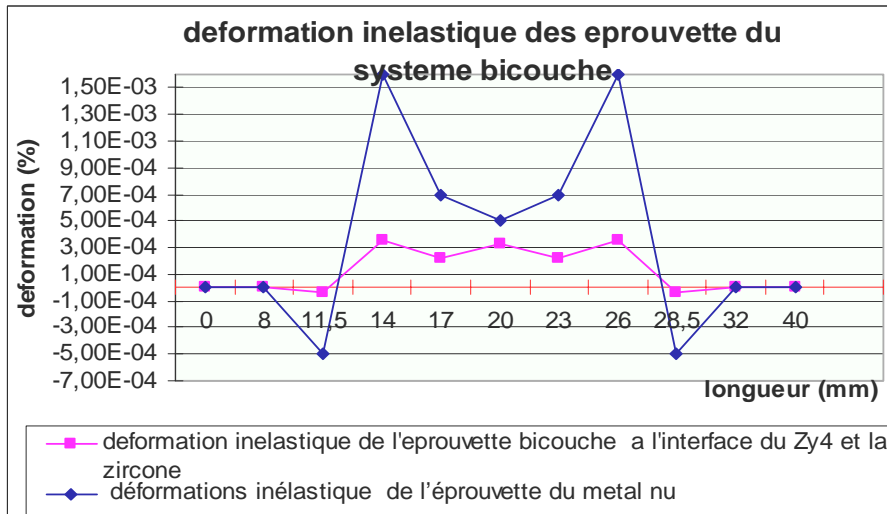
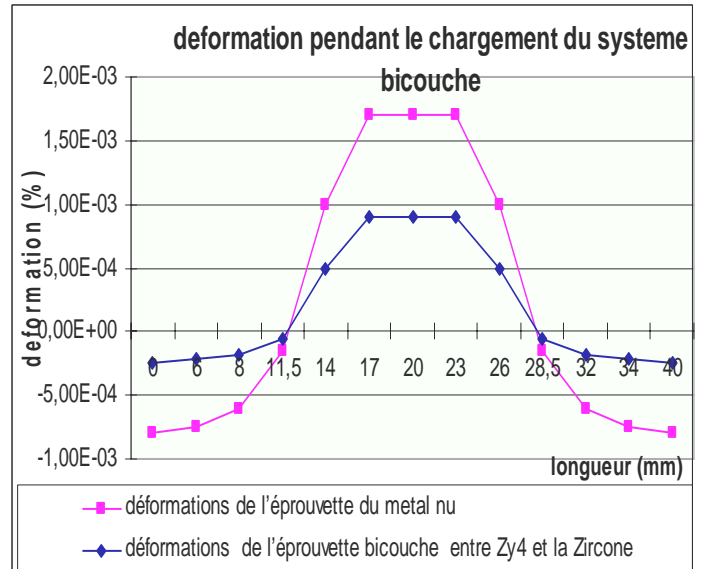
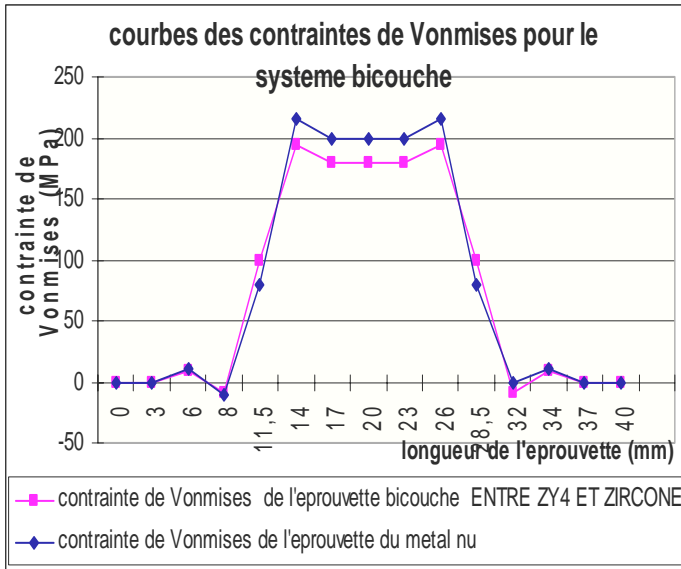




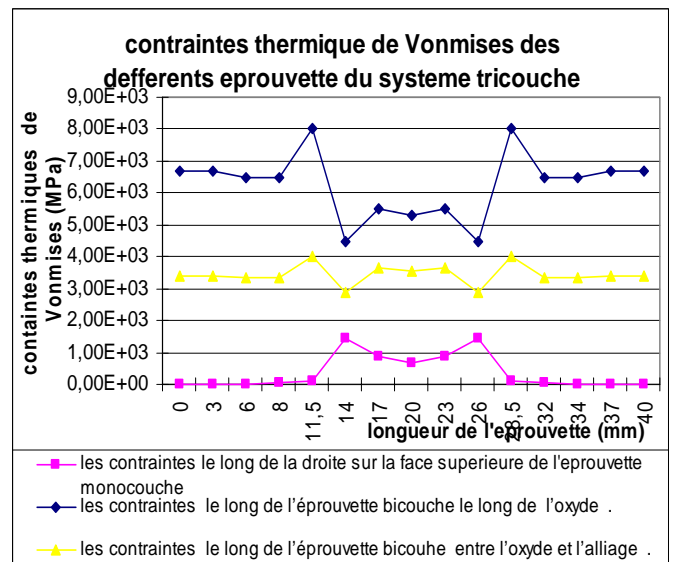
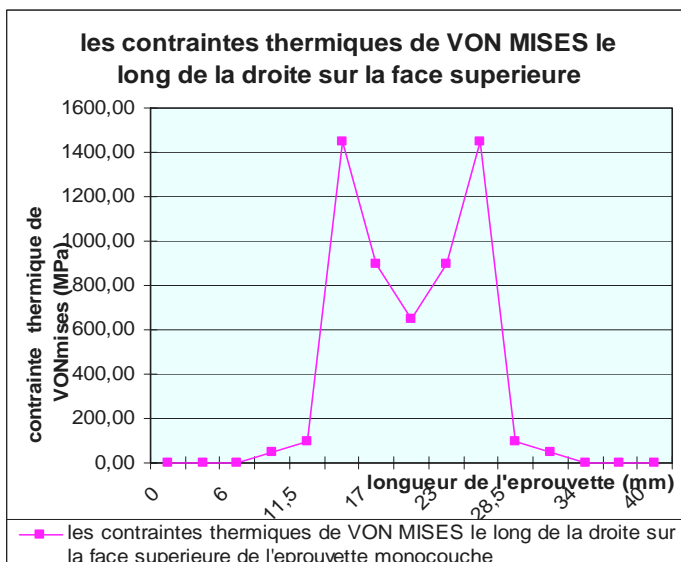
* résultats des essais pour l' éprouvette bicouche de (Zy4+ zircone)

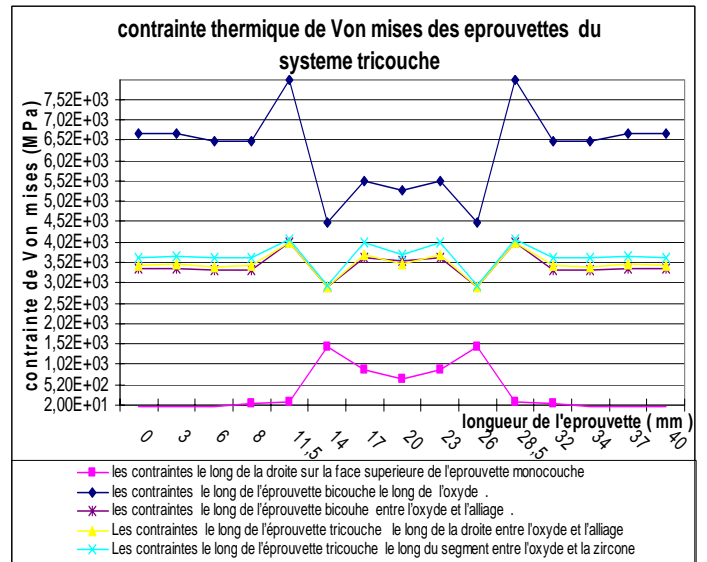
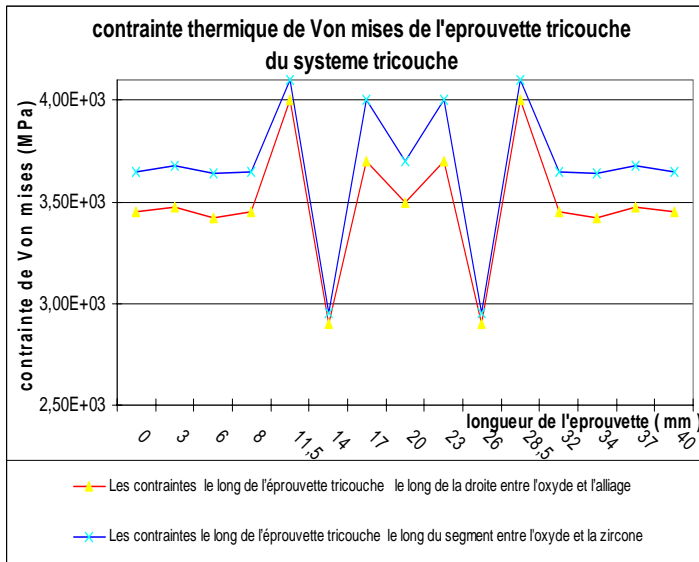


* Résultats des essais pour le chargement mécanique pour les éprouvettes du système bicouche

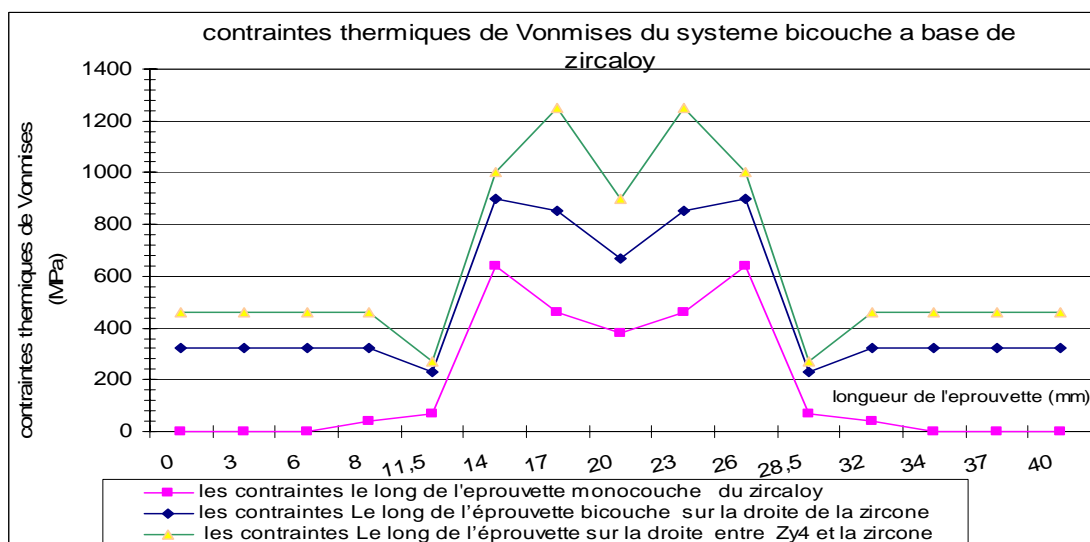
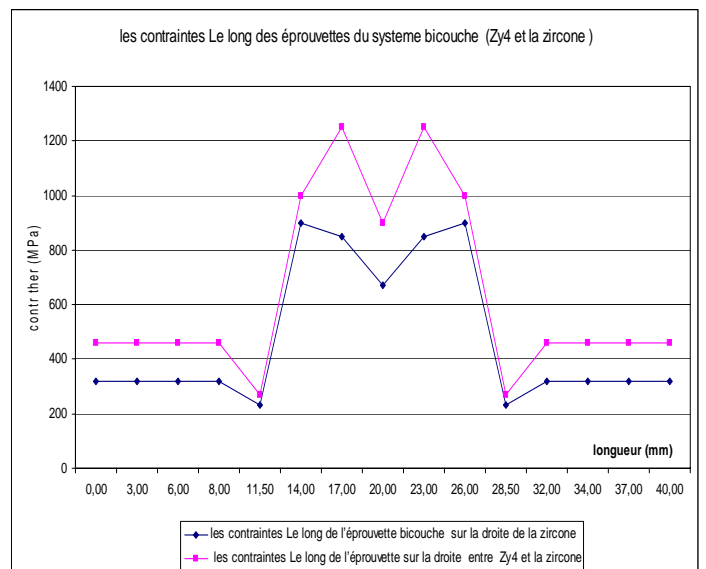
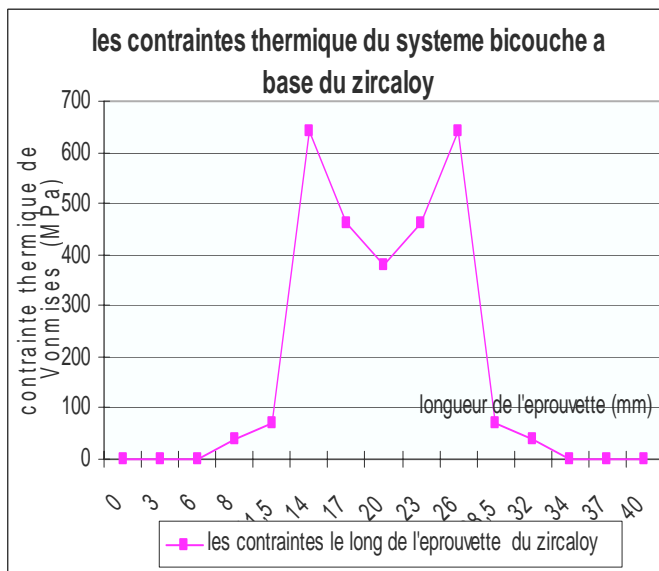


* Résultats des essais pour le chargement thermique pour le système tricouche

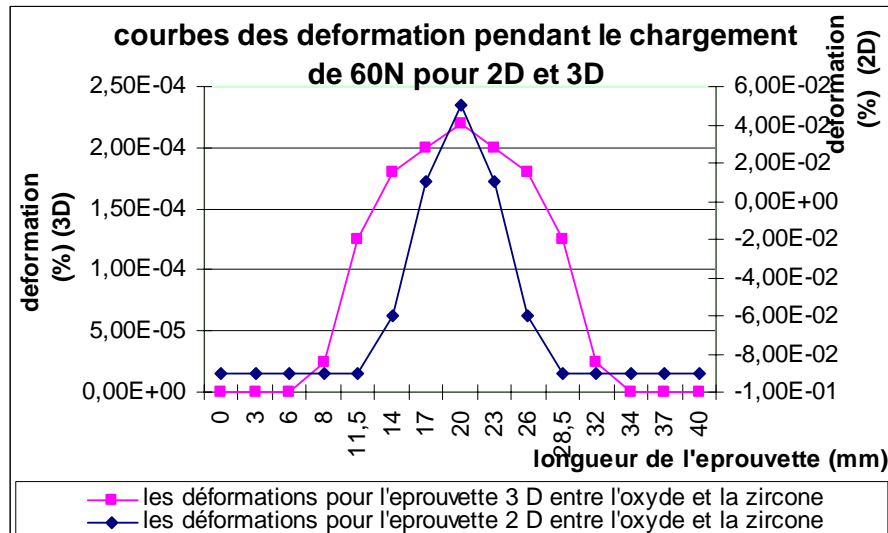
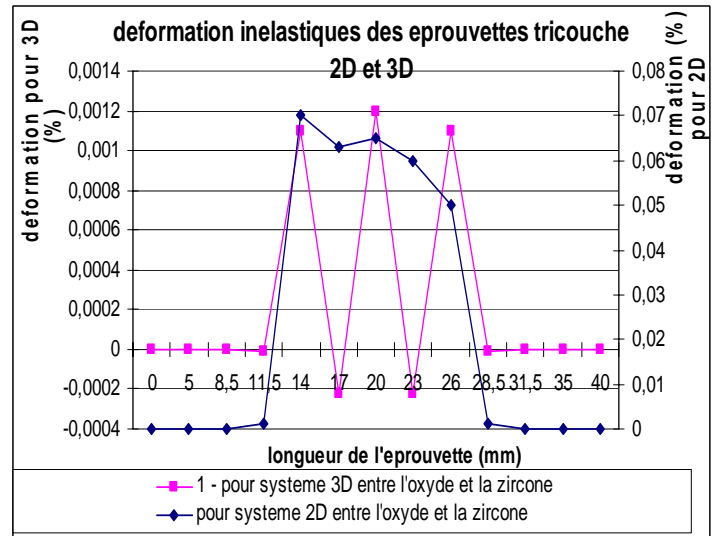
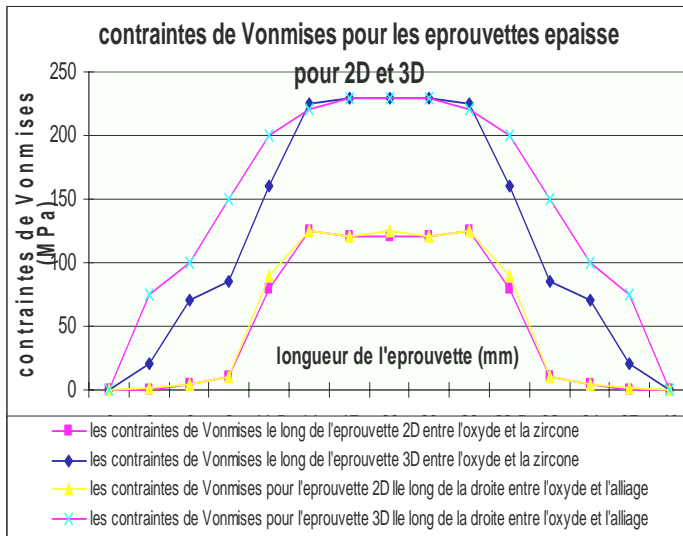




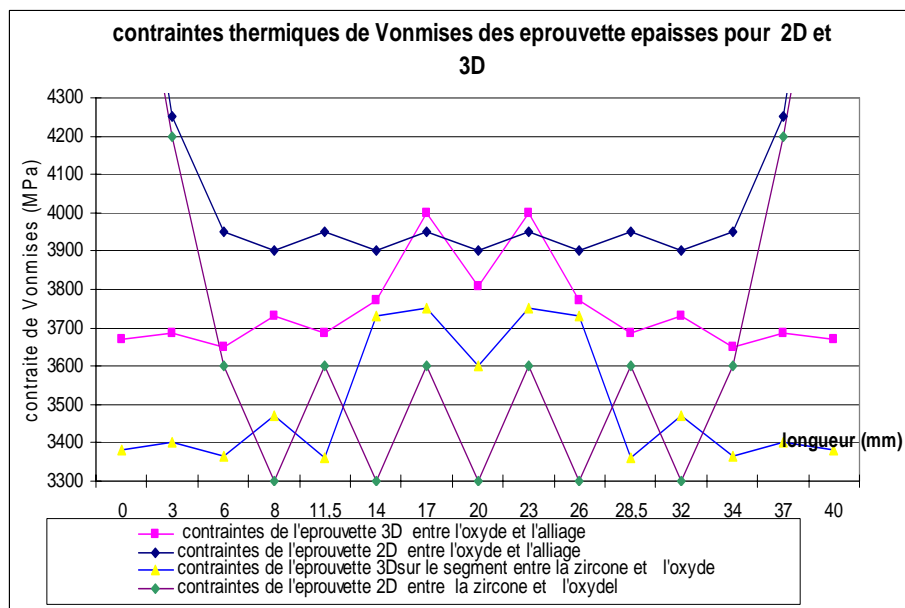
D. Résultats des essais pour le chargement thermique pour le système bicouche



E. Résultats des essais pour le chargement mécanique pour l'éprouvette 3D et 2D du système tricouche



F. courbes des contraintes thermique de Von mises pour l'éprouvette 3D et 2D du système tricouche



Bibliographie

- [1] B.Pieraggi, D.Monceau « Etude de l'oxydation de quelques matériaux pour sous-couches » *Journée Scientifique Barrières thermiques, PP 18-19 (ONERA) 23 mai 2002* .
- [2] J. Philibert, A. Vigness, Y. Brechet, H. Davidson « Oxydation/contraintes des superalliages a base de Ni protégés par revêtement » .
- [3] N.P. Padture, M. Gell, E.E. Jordan « Thermal barrier coatings for Gas-Turbine Engine Applications » *Materials science VOL 296 University of Connecticut, USA –2002-*.
- [4] M.Caliez, J.L.Chaboche « Approche locale pour la simulation des barrières thermiques EBPVD » *Journée Scientifique Barrières thermiques, PP 37-40 (ONERA) 23 mai 2000* .
- [5] A.G.Evans, J.W.Hutchinson, M.Y.He « Micromechanics model for the detachment of residually compressed brittle films and coatings » *see front matter :Elsevier Science PP 85-120 -1999-*
- [6] E.Lugscheider, R.Nickel « Finite element simulation of a coating formation on a turbine blade during plasma spraying » *Materials science VOL 296 University of Connecticut, –2003-*.
- [7] SNECMA service (Service et support client pour la maintenance et la réparation des moteurs d'avions) « Aspects industriels du dépôt de barrières thermiques par EBPVD » *Journée Scientifique Barrières thermiques, PP 6-8 (ONERA) 23 mai 2002*
- [8] Pierre-Olivier Bouchard "Contribution a la modélisation numérique en mécanique de la rupture et structures multimatériaux " Thèse de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris-2000 –
- [9] S. Mulot - Etude théorique et expérimentale du laminage à pas de pèlerin de tubes en Zircaloy 4, Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, février 1997.
- [10] M. Parise - Mécanismes de corrosion des alliages de zirconium, Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, décembre 1996.
- [11] F. Prat - Etude et modélisation de l'effet de l'hydruration sur le comportement mécanique de composants de structure en Zircaloy 4, Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, septembre 1994.
- [12] R. Logé - Influence des conditions thermomécaniques et de la microstructure sur les évolutions de texture cristallographique du Zircaloy 4 en mise en forme à chaud, Thèse de doctorat de l'Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, avril 1999.
- [13] P. Billot, P. Beslu, A. Giordano et J. Thomazet - Zirconium in the nuclear industry, ASTM STP 1023, San Diego, pp. 165, 1989.
- [14] N.B. Pilling, R.E. Bedworth - The oxidation of metals at high temperatures, J. Inst. Metals, Vol. 29, pp. 529-591, 1923.
- [15] D.H. Bradhurst, P.M. Heuer - The influence of oxide stress on the breakaway oxidation of Zircaloy-2, J. of Nuclear Materials, Vol. 37, pp. 35-47, 1970.

- [16] C. Roy, B. Burgess - A study of the stresses generated in zirconia's films during the oxidation of zirconium alloys, *Oxide. Met.*, Vol. 2, N° 3, pp. 235-261, 1970.
- [17] G. David, R. Geschier, C. Roy - Etude de la croissance de l'oxyde sur le zirconium et le Zircaloy-2, *J. of Nuclear Materials*, Vol. 38, pp. 329-339, 1971.
- [18] J. Stringer - Stress generation and relief in growing oxide films, *Cor. Sc.*, Vol. 10, pp. 513-543, 1970.
- [19] Riesenbeck, S.; Ullrich, T.; Neidel, A. J.; Volker, Chumming Yao " Caractérisation matériologique des systèmes multicouches modernes utilisés pour les composants à gaz de combustion dans les grandes turbines à gaz pour la production d'électricité stationnaire" ,Siemens Power Génération Berlin 2004.
- [20] Tamarin, Y. : Protective Coatings for Turbine Blades. ASM International 2002
- [21] Bürgel, R.: *Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik . Grundlagen, Werkstoffbeanspruchung, Hochtemperaturlegierungen* [Handbook of High-Temperature Materials Technology . Fundamentals, Material Stress, High-Temperature Alloys; in German]. Friedr. Vieweg & Sohn Verlagsgesellschaft mbH, Braunschweig / Wiesbaden, 1998.
- [22] Czech, N.; Schmitz, F.; Stamm, W.: Fortschrittliche Schutzschichten für Gasturbinenschaufeln [Advanced Protective Coatings for Gas Turbine Blades; in German]. *VGB Kraftwerkstechnik* 77 (1997) 3
- [23] Hocking, M.G.; Vasantasree, V.; Sidky, P. S: *Metallic and Ceramic Coatings . Production, High Temperature Properties and Applications*. Longman Scientific & Technical, 1989.
- [24] F. Ragueneau, C. Damien, D. Alexandre «Simulation d'un essai d'arrachement d'une tige d'acier dans une matrice de béton» *Laboratoire de mécanique et technologie (LMT) de l'ENS Cachan -2004-*.
- [25] M.Caliez, J.L.Chaboche, F.Feyel «Numerical simulation of EBPVD thermal barrier coatings spallation »*Materials Science Institute, Cachan University, Germany*PP174-175 (2002) .
- [26] Nicolas TESSIER-DOYEN, dans " étude expérimentale et numérique du comportement thermomécanique de matériaux réfractaires modèles "
- thèse de l' *ECOLE DOCTORALE Science Technologie Santé UNIVERSITE DE LIMOGES /2003*
- [27] S. Timoshenko, "Théorie de l'Elasticité", *Ed. Béranger*, 1961
- [28] C. Zener, "Elasticité et Anélasticité des Cristaux", *Ed. Dunod*, 1945
- [29] J. C. Glandus, "Rupture Fragile et Résistance aux Chocs Thermiques de Céramiques à Usage Mécanique", *Thèse, Université de Limoges*, 1981

- [30] D. François, A. Pineau, A. Zaoui, "Comportement Mécanique des Matériaux : Elasticité et Plasticité", *Ed. Hermès*, Paris, 1992
- [31] J.-F. Scaccadura, "Initiation aux Transferts Thermiques", *Ed. Tec. & Doc.* 2000,1980
- [32] W. D. Kingery, "Factors Affecting Thermal Stress Resistance of Ceramics Materials ", *J. Am. Ceram. Soc.*, vol.38, n°1, p.3-15, 1955
- [33] J.-C.Glandus, "Evaluation de la Tenue aux Chocs Thermiques des Céramiques *L'industrie Céramique*, vol.757, p.44-50, 1982
- [34] W. Voigt, "Lehrbuch der Kristallphysik", *B. G. Teubner*, Berlin, 1910
- [35] Z. Hashin, S. Shtrikman, "A Variational Approach to the Theory of the Effective Magnetic Permeability of Multiphase Materials", *J. Appl. Phys*, vol.33, p.3125-3131, 1962
- [36] J. D. Eshelby, "The Continuum Theory of Lattice Defects", *Prog. Solid State Phys.*, vol.3, F. Seitz-D. Turnbull, *Academic Press Inc.*, p.79-144, 1956
- [37] J. D. Eshelby, "The Determination of the Elastic Field of an Ellipsoidal Inclusion, and Related Problems", *Proc. R. Soc. Lond.*, vol.A421, p.376-396, 1957
- [38] A. Reuss, "Berechnung der Fließgrenze von Mischkristallen auf Grund der Plastizitätsbedingung für Einkristalle", *Z. angew. Math. u. Mech.*, vol.9, N°1, p.49-58, 1929
- [39] R. Hill, "Elastic Properties of Reinforced Solids: some Theoretical Principles", *J.Mech. Phys. Solids*, vol.11, p.357-372, 1963
- [40] P. S. Turner, "Thermal Expansion Stresses in Reinforced Plastics", *J. Res. Nat. Bur.Standards*, vol.37, p.239., 1946
- [41] 21 Thèse de magister A.Benghezal « Analyse élasto-plastique par éléments finis multicouches des plaques de mindlin » *Faculté des sciences de l'ingénieur Université de BATNA -2003-*.
- [42] E.Chollet, J.Nouaille *Rapport du stage* « Dégradation thermomécanique des réfractaires en présence d'un défaut » *LMT Cachan 2004*.
- [43] A.M.Huntz, M.Andrieux, G.Sattonnay, K.Loudjani *Rapport du stage* « Elaboration et caractéristiques mécaniques de couches minces d'oxyde de zirconium pour des applications de revêtements protecteurs de matériaux de structure » *février –2004-*.
- [44] D.R.Mumm, A.G.Evans, I.T.spitsberg «Characterization of cyclic displacement instability for a thermally grown oxide in a thermal barrier coating » *Acta Metallurgica Inc: Elsevier Science. PP 2329-2340 – 2001-*.

Abstract

Our work is to determine the distortions inelastic, and equivalent constraints of Von mises by the simulation of the tests bending four points on test-tubes of the two systems of layers (used in the energizing and nuclear domains), for loading and mechanical and thermal by a code of calculation, while using the software CASTEM 2001.

The calculation of the distortions of the systems of layers studies, used in the energizing and nuclear domains have the substrata that oxidize has high temperature, for the super-alloys has basis of Nickel used for the manufacture of the dawns of turbines, their protection against the corrosion and the oxidization has high temperature, is guaranteed by the deposition of a layer of oxide of zircon (thermal gate), but at the time of his deposition a fine layer of oxide marks alumina (Al_2O_3) forms itself by oxidization of the undercoat, under the ceramics, what returns the multilayered piece.

this last during its work, during the coming down in temperature, the layer of oxide is placed in strong compression because of the change of volume metal / oxide at the time the growth of alumina, This constraint is estimated experimentally between 4 and 5 GPa. This state of constraints provokes, after setting in service, a scaling of the thermal gate, that can entail a complete delaminate leading to the ruin of the system, this before the piece' reaches its life span specified at the time of the phase of conception.

For the alloys chosen Zy-4 for the girdles of the fuels in the REP, and at the time of the use of the girdles in Zircaloy-4 in reactor, a layer of oxide forms itself on the surfaces external and internal of the girdle. To interface metal oxidizes, the transformation of metal in oxide comes with a dilation volumique. What means that the layer of oxide will be submitted to constraints of compression raised at the time of his formation.

The constraints would grow in the layer until the layer fissures; these present constraints in the layer of oxide pass the 1GPa, what overnight has the security of these girdles and their life span.

Résumé

Notre travail est de déterminer les déformations inélastiques, et contraintes équivalentes de Von mises par la simulation des essais flexion quatre points sur des éprouvettes des deux systèmes de couches (utilisées dans les domaines énergétiques et nucléaires), pour des chargement et mécaniques et thermiques par un code de calcul, en utilisant le logiciel CASTEM 2001.

Le calcul des déformations des systèmes de couches étudiées, utilisées dans les domaines énergétiques et nucléaires ont des substrats qui s'oxydent à haute température, pour les superalliages à base de Nickel utilisées pour la fabrication des aubes de turbines, leur protection contre la corrosion et l'oxydation à haute température, est garantie par la déposition d'une couche d'oxyde de zircon (barrière thermique), mais lors de sa déposition, une fine couche d'oxyde type alumine (Al_2O_3) se forme par oxydation de la sous-couche, sous la céramique, ce qui rend la pièce multicouche.

cette dernière pendant son travail, durant les descentes en température, la couche d'oxyde est placée en forte compression à cause du changement de volume métal/oxyde lors la croissance de l'alumine, cette contrainte est estimée expérimentalement entre 4 et 5 GPa. Cet état de contraintes provoque, après mise en service, un écaillage de la barrière thermique, qui peut entraîner un délaminage complet menant à la ruine du système, ceci avant que la pièce n'atteigne sa durée de vie spécifiée lors de la phase de conception.

Pour les alliages Zy-4 choisis pour le gainage des combustibles dans les REP, et lors de l'utilisation des gaines en Zircaloy-4 en réacteur, une couche d'oxyde se forme sur les surfaces externe et interne de la gaine. A l'interface métal oxyde, la transformation du métal en oxyde s'accompagne d'une dilatation volumique. Ce qui veut dire que la couche d'oxyde sera soumise à des contraintes de compression élevées lors de sa formation.

les contraintes croîtraient dans la couche jusqu'à ce que la couche se fissure, ces contraintes présentes dans la couche d'oxyde dépassent le 1GPa, ce qui nuit à la sécurité de ces gaines et leur durée de vie.

المخلص

العمل اليد قمنا به يتمثل في استخلاص التشوهات الامرنة, و الاجهادات المتكافئة لقون ميزاس (Von mises) باستعمال تجارب افتراضية (fp4p) انحاء 4 نقاط على شرائح للجملتين ذات الطبقات (المستعملة في ميادين الطاقة والنووي), بأحمال ميكانيكية و حرارية بانجاز

برنامج حساب مستعملا CASTEM 2001 logiciel

إن حساب التشوهات للجملتين ذات الطبقات المدروسة, المستعملة في ميادين الطاقة والنووي لديهم المادة القاعدية تتأكسد في درجات الحرارة العالية, بالنسبة للسبانك الفانقة ذات العنصر الأساسي النيكل المستعمل في صناعة التربينات, فإن حمايتهم ضد الصدأ و الأكسدة في الحرارة العالية, مضمون بوضع طبقة من أكسيد الزر كون (حاجز حراري), لكن أثناء عملية الوضع, تنشأ طبقة رقيقة من نوعية الألومين (Al_2O_3) باكسدت الطبقة الجزئية, تحت السيراميك (الخزف), بحيث أصبحت القطعة متعددة الطبقات.

هذه الأخيرة أثناء عملها, وقت الانخفاض في الحرارة, فطبقة الأوكسيد توجد في انضغاط بسبب التغير في الحجم للمعدن/الأكسيد أثناء نزايذ الألومين. هذا الإجهاد قيم تجريبيا من 4 إلى 5 GPa. هذا الحال من الاجهادات يؤدي بعد الوضع في الخدمة, بتصدع الحاجز الحراري. والذي يمكن أن يؤدي إلى انسلاخ كلي يسبب اندثار الجملة كلها, وذلك قبل أن تصل وقت صلاحية القطعة المحددة أثناء مرحلة تصميمها.

بالنسبة للسبانك Zy-4 المختارة كاغمة للوقود النووي في المحطات (REP) المستعملة الماء المضغوط, وأثناء استعمال اغمده الزركالوي في المحطة, تنشأ طبقة على المساحات الداخلية والخارجية للأنتيوب و على السطح بين المعدن و الأوكسيد و أثناء الأكسدة يحصل تمدد حجمي, مما يعني إن طبقة الأوكسيد تكون تحت تأثير اجتهادات الانضغاط العالية أثناء تكونها. هذه الاجهادات تترايذ داخل الطبقة حتى انشاقها, هذه الاجهادات المتواجدة في طبقة الأوكسيد تتعدى الواحد GPa, مما يؤثر على هذه الاغمة ومدة صلاحيتها.