

الجمهورية الجزائرية الديمقراطية الشعبية
République algérienne démocratique et populaire
وزارة التعليم العالي و البحث العلمي
Ministère de l'enseignement supérieur et de la recherche scientifique
المركز الجامعي لعين تموشنت
Centre Universitaire Belhadj Bouchaib d'Ain-Temouchent
Institut de Technologie
Département de Génie Mécanique



Projet de fin d'études
Pour l'obtention du diplôme de Master en :
Domaine : Technologie
Filière : Génie Mécanique
Spécialité : Energétique
Thème

**Modélisation numérique des comportements thermomécanique
du composites renforcés avec double fissure**

Présenté Par :

- 1) BENAZOUZ Faycal
- 2) BENMEDDAH Yekhlef

Devant les jurys composés de :

GHENDOUZE Bouhalal	Dr	C.U.B.B (Ain Temouchent)	Président
NEHARI Tayeb	Dr	C.U.B.B (Ain Temouchent)	Encadrant
BOUAFIA Farida	Dr	C.U.B.B (Ain Temouchent)	Examineur

Année universitaire 2017/2018

Car on ne réussit jamais seul....

Les travaux présentés dans ce mémoire ont été réalisés en Centre Universitaire Belhadj Bouchaib d'Ain-Temouchent. Nous tenons à remercions vivement le chef de département Mr .Sari hassounzakaria, et BENSAAD Bourassia directrice institue science de la technologie et tous personnelsadministratif pour fournir l'atmosphère idéale pour travailler et un soutien continu.

Cette mémoire n'aurait pu voir le jour sans notre encadreur :

Monsieur, NEHARI TayebDocteur au Centre Universitaire Belhadj Bouchaib d'Ain-Temouchent, qui nous a fait confiance et nous a laissé une large liberté dans le travail, nous lui adressons notre profonde reconnaissance pour toutes les qualités avec lesquelles il a encadré ces travaux et le soutien que nous témoignons, pour sa gentillesse et ses précieux conseils tout au long de cette mémoire.

Nous tient à exprimer nos remerciements à monsieurGuendouzbouhalalDocteur au Centre Universitaire Belhadj Bouchaib d'Ain-Temouchent,qui nos a fait l'honneur d'accepter la présidence du jury. Qu'il trouve ici l'expression de nos profondes gratitudes.

Nous exprimons nos vifs remerciements à madameBouafia FaridaDocteur au Centre Universitaire Belhadj Bouchaib d'Ain-Temouchent,pour avoir accepté de faire partie du jury, montrant ainsi l'intérêt qu'ils portent au sujet de ce travail. A tous, nous tenons à exprimer nos sincères remerciements

Je tiens également à remercier nos amis et nos familles pour leur présence et leur soutien durant ces années.

Enfin, un grand merci du fond du cœur à nos parents, qui sont nos éternels soutiens, et qui nous ont donné bien plus que nous ne pourrions jamais leur rendre, et à nos frères, nos sœurs et toute notre familles pour leur soutient infini et leurs encouragements.

DEDICACE

A mon Père et ma mère
kuider et Mama
A mes frères
Mohamed et telga
A mes amis et ma famille.
,youcef ,miloud, yakhlef

BENAZOUZ faycal

*A mon Père et ma mère
mohamed et Zohra
A mes frères et mes seur
fati , hayet,
A mes amis et ma famille.
faycal , walid, habibe, amine*

BENMEDAH Yakhelaf

ملخص

لقد أصبحت المحاكاة الرقمية أداة ذات أهمية متزايدة في ميدان البحث العلمي، وقدمت الثورة على منهجية البحث العلمي، لأنه يمكن و عن طريق الحساب محاكاة مراحل مختلفة من أي عملية التشغيل. تركز هذه المذكرة لدراسة المحاكاة العددية، و دراسة تأثير حجم و انتشار الشق في مركب ذا مصفوفة من الألمنيوم تحتوي على جسيمات كربيدت السليكون بغية تحديد سلوك الميكانيكية الحرارية وهذا تحت تأثير التدرج المختلفة من درجة حرارة خلال التبريد. لتحقيق هذا، يتم حساب الإجهاد الحراري من خلال النظر في مجموعة واسعة من الأحجام و الشقوق من الاختراقات المختلفة، من ناحية أخرى وقد كشفت نتائج هذا التحقيق في التوزيع الضغوطات على طول الاتجاه الرئيسي (عمودي على اتجاه الشق) من ناحية أخرى ، التوزيع الضغوطات على طول اتجاه العرضي من الشق و بالقرب من الجسيمات، حيث نلاحظ أن تغلغل الشق في المصفوفة يؤدي إلى عدم التماثل الذي يزيد مع زيادة حجم الشق في الاتجاه العرضي ، وعلاوة على ذلك فقد وجد أن تأثير الفجوة بين الشق طرف و الجسيمات من الحد الأقصى للضغط هو أكثر أهمية للقيم الصغيرة و أقل من 10 ميكرومتر.

Résumé :

Dans cette investigation, l'effet de la taille et de la pénétration d'une fissure dans la matrice d'un composite d'aluminium renforcée par des particules de carbure de silicium, sont étudiés pour déterminer les principales caractéristiques du comportement thermo-mécanique sous l'effet de différents gradient de température lors d'un refroidissement. Ce faisant, un modèle numérique a été développé qui utilise la technique des éléments finis. Ce modèle numérique a calculé les contraintes résiduelles thermiques du composite en considérant une large gamme de plusieurs fissures de différente taille et de pénétration allant jusqu'à l'interface de matrice/inclusion.

Les résultats de la présente étude ont montré conformément à la littérature que les contraintes résiduelles thermiques sont dominantes dans l'inclusion et dans son voisinage proche. Il est à signaler qu'aucune influence significative par rapport au cas sans discontinuité géométrique n'a été détectée pour la distribution des différentes contraintes le long de la direction principale perpendiculaire à la direction de la fissure. D'autre part, suivant le plan de la fissure et au voisinage proche de la particule on remarque que la pénétration de la fissure dans la matrice provoque une certaine asymétrie qui augmente avec l'augmentation de la taille de la fissure suivant la direction transversale. En plus, on a constaté que l'effet de l'inter-distance sur les contraintes maximales est plus significatif pour les faibles valeurs et inférieur à 10 μm .

Abstract

In this numerical investigation, the effect of the size and penetration of a crack in a matrix reinforced by particles of aluminum silicon carbide of a composite is studied in order to determine the thermo-mechanical behaviour under the effect of different temperature gradients during cooling. To realize this, the thermal residual stresses are calculated by considering a wide range of cracks of different sizes and penetrations.

The results of this investigation in comparison with the case without geometric discontinuity, have revealed no meaningful effect for the distribution of the stresses along the main direction perpendicular to the direction of the crack. On the other hand, for the distribution of the stresses along the plane of the crack and in vicinity of the particle we notice that the penetration of the crack in the matrix causes an asymmetry which increases with the increase of the size of the crack in the transverse direction. Furthermore, it was found that the effect of the gap between the tip crack and the particle on of the maximum stresses is more significant for small values and less than 10 μm .

Keywords: *Metal matrix composites Al/SiC, thermal residual stress, crack.*

Table de Matière

Remerciement	i
Dédicace.....	ii
ملخص.....	iii
Résumé	iii
Abstracts	iii
Table de matière	iv
Liste des figures	viii
Liste de tableaux.....	x
Nomenclature.....	xi
Introduction générale.....	1

Chapitre I : Recherche bibliographique

I.1 Introduction.....	5
-----------------------	---

Chapitre II : Généralités sur les matériaux composites

II.1	Présentation du matériau à étudier (Al/SiC)	9
II.2	Propriétés de l'ensemble (Al/SiC)	9
II.3	Définition d'un matériau composite	10
II.3.1	Composites à matrice organique (CMO)	10
II.3.2	Composites à matrice métallique (CMM)	10
II.3.3	Composites à matrice céramique (CMC)	11
II.3.4	Composites carbone- carbone	11
II.3.4.1	Avantages des composites Carbone-Carbone	11
II.3.4.2	Inconvénients des matériaux Carbone-Carbone	12
II.3.5	Aciers inoxydables	12
II.3.6	Fonte grise	12
II.4	Constituants des matériaux composites	13
II.4.1	La matrice	13
II.4.4.1	Les résines thermodurcissables	14
II.4.4.2	Les résines thermoplastiques	14
II.5	Les renforts	14
II.6	Propriétés des Polymères	15
II.6.1	Propriétés physiques	15
II.6.2	Propriétés mécaniques	16

II.7	Contraintes thermiques résiduelles	16
II.7.1	Effet des propriétés des composants sur les contraintes thermiques	16
II.7.2	Contraintes mécaniques	17
II.8	Chargement mécanique	17
II.9	Mécanique de la rupture	17
II.9.1	Modes de rupture des matériaux	17
II.9.2	Mécanique linéaire et non linéaire de la rupture	18
II.9.3	Effet de la fatigue thermique	19
II.10	Endommagement	19
II.10.1	Définition	19
II.10.2	Mécanismes d'endommagement	19
II.10.2.1	Fissuration de la matrice	20
II.10.2.2	Décohésion fibre-matrice	20
II.10.2.3	Délaminage	23
II.10.2.4	Rupture de fibres	23

Chapitre III : Modélisation numériques

III.1	Présentation du modèle étudié	26
III.2	Modélisation Numérique	28
III.2.1	Méthodes des éléments finis	30
III.2.1.1	Domaines d'application	30
III.3	présentation du logiciel de calcul « abaqus »	31
III.3.1	Généralité	31
III.3.2	Mise en données d'un problème	31
III.4	Simulation de la propagation d'une fissure	48

Chapitre IV : Résultats et discussion

IV.1	Introduction	50
IV.2	Distribution des Contraintes Résiduelles	50
IV.3	Effet du gradient température pour le cas micro-structure avec double fissure	52
IV.3.1	Distribution des Contraintes Résiduelles (Path vertical)	54
IV.3	Effet de la pénétration de la fissure sur les contraintes maximales	57
	Conclusion	60
	Référence	62
	Annexe	65

Liste des figures

Figure II.1	Constitution d'un matériau composite	8
Figure II.2	Différentes familles de matrices	8
Figure II.3	Les différents types de renfort de base	10
Figure II.4	Contrainte d'origine thermique dans la fibre et matrice	11
Figure II.5	Modes de rupture	13
Figure II.6	Différents types de fissuration de la matrice (longitudinale, transversale)	15
Figure II.7	Phénomène de décohésion fibre-matrice	16
Figure II.8	Phénomène de propagation de la fissure	18
Figure II.9	Phénomène de propagation de la fissure (cas d'une bonne interface)	18
Figure II.10	Phénomène de propagation de la fissure (cas d'une très bonne interface)	18
Figure II.11	Mécanisme de délaminage	18
Figure II.12	Mécanisme rupture de fibre	19
Figure III.1	Géométrie à modéliser	20
Figure III.2	Modélisation d'un composite renforcé de particule	22
Figure III.3	Domaines d'application de la méthode des éléments finis	23
Figure III.4	Interface ABAQUS 6.11	26
Figure III.5.a	Introduction des paramètres du matériau dans le module property (Particule)	27
Figure III.5.b	Introduction des paramètres du matériau dans le module property (Matrice)	28
Figure III.6	Assemblage dans le module assembly, des entités définit dans le module Part.	29
Figure III.7	Choi du type de calcul dans le module step	30
Figure III.8	Chois de la méthode contour intégral dans le module Interaction.	31
Figure III.9	Chois modèle de maillage. Module mesh	32
Figure III.10	Chois du chargement. Module Load	33
Figure III.11	Chois du chargement. Module Load	34
Figure III.12	Chois des conditions aux limites, cas d'une fissure interne. Module : Load	35
Figure III.13	Visualisation des résultats	36
Figure III.14	Visualisation des résultats suivant Von Mises sans maillage	37
Figure III.15	Visualisation des résultats suivant l'axe (xx)	38
Figure III.16	Visualisation des résultats suivant l'axe (yy)	39
Figure III.17	Visualisation des résultats suivant l'axe (zz)	40
Figure III.18	Visualisation des résultats suivant l'axe (xy)	41
Figure III.19	propagation d'une fissure interne	42
Figure IV.1	Répartition du contrainte résiduelle équivalent de Von Mises et contraintes normale pour $d=0,1\mu\text{m}$, $a=10\mu\text{m}$, $\Delta T=300^\circ\text{C}$:(a) σ_{vm} ; (b) σ_{xx} ; (c) σ_{yy} and (d) σ_{zz} .	43
Figure IV.2	Répartition du contrainte résiduelle équivalent de Von Mises et contraintes normale pour $d=0.5\mu\text{m}$, $a=10\mu\text{m}$, $\Delta T=300^\circ\text{C}$:(a) σ_{vm} ; (b) σ_{xx} ; (c) σ_{yy} and (d) σ_{zz}	45
Figure IV.3	Distribution les contraintes résiduelles suivant l'axe (zz) pour : $d=0.1\mu\text{m}$, (a) $a=5\mu\text{m}$, (b) $a=10\mu\text{m}$, (c) $a=15\mu\text{m}$	47
Figure IV.4	Distribution les contraintes résiduelles suivant l'axe (zz) pour : $d=0.5\mu\text{m}$, (a) $a=5\mu\text{m}$, (b) $a=10\mu\text{m}$, (c) $a=15\mu\text{m}$	48
Figure IV.5	Interaction fissure-inclusion ($a=10\mu\text{m}$, $d=0.1\mu\text{m}$, $\Delta T=300^\circ\text{C}$)	49
Figure IV.6	Niveaux de contraintes VM dans la matrice et l'inclusion ($a=10\mu\text{m}$, $d=0.1\mu\text{m}$, $\Delta T=300^\circ\text{C}$)	49

Liste des tableaux

Tableau III.1	propriétés mécaniques supposées de l'aluminium et du silicium	21
Tableau IV.1	Contraintes résiduelles maximales σ_{zz} pour $d=0.1\mu\text{m}$	46
Tableau IV.2	Contraintes résiduelles maximales σ_{zz} pour $d=0.5\mu\text{m}$	48

Symboles

α	coefficient de dilatation thermique	$^{\circ}\text{C}^{-1}$
ν	Coefficient de Poisson	
D_{ij}	tenseur de déformation	s^{-1}
g	Accélération de la pesanteur	m/s^2
E	module d'élasticité (module de young)	GPa
CMM	Composite à matrice métallique	
Q	débit volumique	cm^3/s
Al	Aluminium	
SiC	Carbure de silicium	
t	le temps	s
u, v, w	les trois composants de la vitesse	$\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$
e	La longueur de fissure	μm
a	La largeur de fissure	μm
d	Inter-distance entre fissure et inclusion	μm
c	La longueur de l'éprouvette	μm
R_0	Le rayon de particule	μm

Symboles Grecs

$\dot{\gamma}$	Taux de cisaillement	s^{-1}
T_0	Température initiale	$^{\circ}\text{C}$
ρ	Masse volumique	kg/m^3
τ	Contrainte de cisaillement	Pa
ω	vitesse angulaire de rotation	rad/s

Symboles Mathématiques

exp	exponentielle
δ_{ij}	symbole de Kronecker
∇	vecteur gradient
∂	Différentielle partielle
∞	Infini
\sim	Tenseur
\rightarrow	Vecteur

INTRODUCTION GENERALE

INTRODUCTION GENERALE

Les transports aériens sont aujourd'hui en plein essor : le nombre d'avions construits et le trafic aérien augmentent de manière exponentielle. Cette inflation a entraîné de nombreuses innovations technologiques et des changements fondamentaux en termes de conception des structures. Des premiers avions en bois et en papier du début du XXème siècle, nous sommes passés à des gros porteurs constitués d'alliages métalliques optimisés et de composites à haute résistance mécanique. Dans cette course vers des propriétés accrues et contre le poids, les alliages d'aluminium se sont naturellement imposés. On peut estimer qu'un avion moderne est constitué à 70% d'aluminium.

Les composites se sont eux aussi beaucoup développés dans l'aéronautique gagnant une part importante sur l'aluminium ces dernières années. Ainsi a-t-on assisté à une évolution des matériaux utilisés par exemple sur les différents Airbus.

Aujourd'hui, matériaux composites à matrice métallique (MMC) sont des matériaux hautement concernés dans le cadre d'applications d'ingénierie principalement en raison de leurs propriétés mécaniques et les caractéristiques d'une manière générale, ces matériaux ont souvent très grande rigidité spécifique, la résistance et de faible densité. La plupart des procédés de fabrication associés à la MMC signifie que le matériel doit, à un certain stade, passer par des températures élevées et des gradients de température. Ces températures sont les plus proches du temps, ou encore au-dessus, la température de fusion du matériau de la matrice métallique. De ce fait détermine la plupart des propriétés mécaniques du matériau final. Par conséquent, il est de la plus haute importance à ce qu'il existe des méthodes numériques et des modèles sont développés qui peuvent représenter le comportement de MMC sur la plage de température. En outre, en raison du fait que les matériaux constitutifs auront coefficients distincts de dilatation thermique (CTE) et leur comportement constitutif sera différent, il est possible que les contraintes résiduelles peut se produire lorsque la console MMC est soumis à de fortes les variations de température d'amplitude. Ces contraintes résiduelles (et conséquentes déformations résiduelles) aura une incidence sur les propriétés finales et le comportement de la console MMC

Dans l'industrie aéronautique et automobile, de nombreuses pièces sont soumises simultanément à des sollicitations thermiques et mécaniques. Les sollicitations thermomécaniques peuvent provoquer des déformations et mêmes des endommagements. Par exemple, le frottement dans un système de freinage génère de la chaleur dans le disque laquelle peut engendrer des déformations et des vibrations.

Dans cette étude, on s'intéressera à la modélisation numérique du comportement thermomécanique des MMC en appliquant le code de calcul « Abaqus 6.11 ». Ainsi, on établit le champ de température en fonction des conditions aux limites thermiques et mécaniques.

La présentation de ce travail s'articule autour de quatre chapitres.

Le chapitre I présente une étude bibliographique fondée sur composites à matrice métallique (CMM).

Le chapitre II est consacré à la présentation les généralités sur les matériaux composites et modes de rupture des matériaux.

Le chapitre III porte sur la simulation et modélisation numérique du problème thermomécanique du RVE de MMC et la mise en oeuvre du logiciel « Abaqus 6.11 » utilisé dans cette modélisation.

Le chapitre IV est consacré à la présentation et à l'interprétation des différents résultats thermomécaniques et les contraintes résiduelles obtenues à l'aide du code de calcul.

Enfin, ce travail se termine par une conclusion générale présentant une synthèse des résultats de simulation obtenus et par des perspectives dans le domaine MMC.

Chapitre I

Recherche bibliographique

Chapitre I

Recherche bibliographique

Introduction

Avec la demande, dans les secteurs de la défense et de l'aérospatiale, de matériaux présentant un rapport résistance/densité élevé, la fabrication des composites à matrice métallique (CMM) basés sur des matrices de Mg, Al, Ti et leurs alliages avec des renforts tels que Al_2O_3 , SiC, TiN et d'autres particules dures, devient très importante grâce à leurs excellentes propriétés physiques et chimiques. Les CMM renforcés par des particules (CMMp) sont largement utilisés parmi les matériaux composites. Les CMMp peuvent être produits par diverses méthodes telles que la fusion, le moulage, le frittage, la projection thermique etc. Cependant, concernant le processus de fusion, la matrice métallique est susceptible de réagir avec le renfort et de former ainsi des phases fragiles nocives et présentant des propriétés mécaniques médiocres, et de créer des problèmes sévères de corrosion à températures élevées. Par ailleurs, l'oxydation des matériaux métalliques à températures élevées pendant le processus de fusion affaiblit les propriétés mécaniques [9].

Dans le cette étude, étudier la distribution et le niveau de contrainte résiduelle générée dans une matrice d'aluminium renforcée par des particules de carbure de silicium. L'effet de l'espacement des particules, la fraction volumique des particules, l'interaction des particules et la forme des particules au niveau du résidu le stress a été étudié. Le niveau de contraintes internes ainsi que la taille des particules ont été augmentés augmentation de la température. L'interface matrice / particule a été évaluée comme critère de stress résiduel des mesures. Les résultats montrent qu'une faible fraction volumique de SiC a entraîné une faible quantité de stress résiduel et dans un niveau fort dans la particule. En revanche, une fraction volumineuse de SiC présentait un effet inverse. D'ailleurs, le la distribution des particules de SiC dans la matrice affecte la quantité et le gradient des contraintes internes générées. Par exemple, la répartition des contraintes internes et leur intensité, influencée par l'inter-particule espacement, a montré un grand effet sur la durabilité du composite produit. En outre, la forme des particules a montré une influence significative sur le niveau et la répartition des contraintes résiduelles [4].

Les matériaux composites en général sont caractérisés par une meilleure résistance spécifique que les métalliques et ont une dissipation d'énergie particulièrement élevée [2]. Parmi les matériaux composites les plus utilisés, le sheet molding compound (SMC) est largement répandu dans la grande série car il répond bien aux exigences souhaitées [3] (la définition du Sheet moulding compoud est donnée dans partie A. Généralement ce matériau se présente sous la forme marchande d'une ébauche surfacique constituée de fibres de verre longues ou coupées noyées dans une pâte à base de résine polyester insaturé et de nombreuses charges).

Il existe aujourd'hui un grand nombre de matériaux composites qui peuvent être classés suivant différents critères (La nature de la matrice et la nature du renfort), détaillée ci après ou selon l'objectif recherché via leurs utilisations. Si l'optimisation des coûts est le principal objectif, on parlera de composites 'grande diffusion'. En revanche, pour une utilisation dans le but d'optimiser les performances mécaniques ou thermiques, liées à une réduction de poids, on parlera de composite 'hautes performances' [18].

L'utilisation des matériaux composites pour des applications structurelles dépend du niveau de performance souhaité. Pour les pièces semi-structurelles, leur utilisation est croissante. Ces pièces, appelées « serveurs », sont situées sous la carrosserie. Ce sont les poutres d'absorption de choc, la face technique avant supportant le radiateur, les quarts avant supportant les optiques, les doublures d'ailes et d'ouvrants..... Ces pièces sont le plus souvent réalisées avec des matériaux thermoplastiques renforcés de fibres de verre courtes [6].

Dans objectif d'augmenter la raideur et la tenue à haute température de matériaux tels que l'aluminium, le magnésium ou le titane, des fibres céramiques ont été ajoutées à ces matériaux, donnant ainsi naissance aux composites à matrice métallique (CMM). Depuis leur apparition, il y a un peu plus d'une vingtaine d'années, les CMM sont rapidement devenus de solides candidats pour une utilisation en aéronautique, ou dans des structures fonctionnant à haute température. Les CMM renforcés de fibres continues sont principalement utilisés dans le domaine aéronautique et l'apparition plus récente des CMM à renforts discontinus a permis d'élargir leur emploi à l'industrie automobile [1].

Les CMM sont principalement appréciés pour leur haut module d'élasticité, leur faible coefficient de dilatation thermique, leur forte résistance (notamment à haute température), tant en sollicitations monotones qu'en fatigue, ainsi que pour leur bonne résistance au fluage et à

l'abrasion, comparés aux alliages non renforcés. Ils présentent en revanche un certain nombre d'inconvénients tels que leur coût élevé, leurs faibles ductilité et ténacité, ou encore leur mauvaise usinabilité, toujours comparés aux alliages non renforcés [5].

De plusieurs études ont été réalisées ces dernières années sur les conditions d'élaboration des CMM à renforts discontinus, puisqu'une élaboration contrôlée est la condition indispensable au développement industriel des CMM. A ce titre, les techniques de fonderie semblent prometteuses, notamment pour l'industrie automobile, puisqu'elles permettent d'élaborer des CMM relativement bon marché avec des techniques voisines de celles de la fonderie traditionnelle. Le développement à grande échelle des CMM à renforts discontinus élaborés par fonderie, passera nécessairement par l'obtention de matériaux sains avec une microstructure reproductible (répartition homogène des renforts, conditions de traitement thermique et état de précipitation dans la matrice maîtrisés, bonne adhésion matrice/renfort ...), par la maîtrise des techniques de mise en forme et d'usinage, ainsi que par une bonne connaissance des caractéristiques mécaniques monotones et cycliques de ces matériaux, à température ambiante et à haute température [3].

L'utilisation du MMC dans les applications des véhicules à moteur augmente la nécessité de déterminer les propriétés mécaniques de ce matériau lors d'un impact, pour assurer la stabilité et les conditions de sûreté des structures conçues, notamment celles concernant la protection des passagers. Le fait de substituer des matériaux métalliques par des matériaux composites pour de nombreux éléments d'un véhicule, il est nécessaire de prendre en compte leur tenue aux endommagements d'impacts [14].

Chapitre II

Généralité sur les matériaux composites

II.1 Présentation du matériau à étudier (Al/SiC)

Ces dernières années, les matériaux composites à matrice métallique (CMM) sont devenus importants dans les applications industrielles qui nécessitent l'emploi de matériaux à haute résistance mécanique spécifique et bonne tenue au fluage à haute température. Lors de l'élaboration ou des traitements thermiques de ces CMM, des contraintes résiduelles apparaissent dans la matrice et les renforts, principalement à cause de la différence significative qui existe entre les coefficients de dilatation thermique des deux constituants. Des contraintes résiduelles peuvent aussi être engendrées dans les CMM par des déformations plastiques (même en traction uniaxiale). En effet, la présence des particules dures de renforts provoque un écoulement non homogène dans le matériau, engendrant ainsi des contraintes résiduelles après décharge. Ces contraintes résiduelles peuvent affecter la tenue en service du matériau, en favorisant par exemple son endommagement par fatigue ou par corrosion sous contraintes. Il est donc important de les évaluer et de séparer les contributions d'origines différentes.

Les CMM ont de nouvelles propriétés comme : une meilleure tenue en température, de meilleures propriétés mécaniques, une meilleure tenue au vieillissement et au feu, une meilleure étanchéité aux gaz. Parmi les composites les plus utilisés sont les composites à matrice d'aluminium.

II.2 Propriétés de l'ensemble (Al/SiC)

Les matériaux composites à matrice métallique (CMM) présente un fort potentiel pour les applications aérospatiale et aéronautique, leur utilisation dans ce domaine n'a cessé de surmonter. C'est ce que justifie notre intérêt de considération d'un type de tels matériaux (Al/SiC) dans notre étude.

Le matériau désigné par (Al/SiC) est un composite constitué d'une matrice d'Aluminium, Cette matrice est renforcée par des particules de carbure de Silicium sous forme de microbilles dont le taux de renfort représente 20%. L'ordre de grandeur du diamètre des particules est de (5-50) avec un module d'Young de l'ordre de 480 GP. Ce matériau représente la structure endommagée et est considéré comme étant un matériau composite mât ayant un comportement isotrope.

II.3 Définition d'un matériau composite

Un matériau composite est constitué de l'assemblage de deux ou plusieurs Matériaux de natures différentes. Leur association est complémentaire et permet d'aboutir à un matériau dont les performances recherchées seront supérieures à celles des composants pris séparément. Un matériau composite est constitué dans le cas le plus général d'une ou plusieurs phases discontinues réparties dans une phase continue. La phase discontinue, appelée renfort ou matériau renforçant, est habituellement plus dure avec des propriétés mécaniques supérieures à celles de la phase continue, appelée matrice. [1]

Il existe aujourd'hui un grand nombre de matériaux composites que l'on classe généralement en trois familles en fonction de la nature de la matrice :

II.3.1 Composites à matrice organique (CMO)

Elles sont obtenues à partir de polymères thermoplastiques ou thermodurcissables. Dans le cas des résines thermodurcissables, la mise en forme est effectuée impérativement avant l'étape de polymérisation au cours de laquelle le matériau devient, de façon irréversible, rigide; les produits couramment utilisés sont à base de résines polyester insaturé, époxyde ou phénolique. Pour les résines thermoplastiques, la plasticité nécessaire à la mise en forme est obtenue à volonté par simple chauffage de la matrice, le matériau reprenant sa rigidité lors du refroidissement. Cette particularité permet leur emploi pour des applications en très grande série (pièces d'automobile); outre la cadence plus élevée de fabrication, une opération de recyclage de pièces peut aussi être envisagée [11].

II.3.2 Composites à matrice métallique (CMM)

Comme leur nom l'indique, ces composites sont constitués d'une matrice en alliage métallique et d'un renfort en particules. Ils sont conçus pour avoir une bonne ténacité de la matrice en alliage métallique et une bonne résistance mécanique des particules. Ces composites présentent des propriétés isotropes par rapport aux composites à fibres. Ils se distinguent par:

- la disponibilité d'une gamme de renfort à des coûts compétitifs,
- le progrès enregistré dans le développement des procédés de fabrication de ces Composites ayant des microstructures et des propriétés reproductibles.

On essaie actuellement des disques composites où la partie utile en fonte est soutenue par un substrat d'aluminium plus léger. Le renfort est généralement constitué de particules de carbure de silicone SiC. Les composites à matrice aluminium (Al-MMC) ont des rapports module de Young/densité largement supérieurs à ceux des aciers ou des alliages de titane. Le module d'élasticité des composites Al-MMC dépend de la fraction volumique du renfort. Pour ce genre de matériau, les problèmes de dilatation différentielle ne sont pas encore résolus [11].

II.3.3 Composites à matrice céramique (CMC)

Les composites à matrice céramique (CMC) sont actuellement développées pour diverses applications à haute température, y compris les turbines à gaz. Ces dernières années sont apparus les disques en céramique, qui ont des capacités thermiques élevées, une bonne résistance mécanique à haute température et des taux d'usures moins élevés que la fonte grise. Leur utilisation reste cependant limitée en raison de leur fragilité et leur faible résistance à la rupture et les difficultés dans la fabrication des pièces de formes complexes. Des conceptions avec des revêtements céramiques semblent plus réalistes [11].

II.3.4 Composites carbone- carbone

Nous avons deux matériaux en carbone (fibre + matrice), ont été conçus initialement pour les applications spatiales notamment pour la fabrication des tuyères des moteurs fusées. Dans les années 70, ils ont été utilisés dans la fabrication des disques de frein d'avions militaires. Ce n'est qu'au milieu des années 80 que les premiers avions civils (le Concorde) furent dotés de disques de frein en composite C/C. Les disques de frein en composite C/C représentent aujourd'hui la meilleure solution technologique pour assurer un freinage efficace des avions, dit freinage à haute énergie en relation avec la quantité d'énergie absorbée par les disques de frein aéronautiques [5].

1. Avantages des composites Carbone-Carbone

- La capacité thermique massique est beaucoup plus élevée (1.35 KJ/kg°C pour C-C au lieu de 0.52KJ/kg°C pour l'acier),
- Le point de fusion est beaucoup plus élevé (supérieur à 3000°C pour C-C au lieu de 1450°C pour l'acier),
- Le gain de masse est de l'ordre de 50% par rapport à un disque en acier.

- Le coefficient de frottement est plus élevé,
- La conductivité est plus élevée (110 W/m°C),
- Absence de domaine plastique, de risque de déformation au cours des cycles thermiques.

2. Inconvénients des matériaux Carbone-Carbone

- La masse volumique est de 1750 kg/m³ et celle de l'acier 7800 kg/m³,
- Meilleur comportement vibratoire que celui de l'acier,
Sensibilité du carbone à l'humidité.

II.3.5 Aciers inoxydables

Domaine d'étatisation ce matériau dans les trains à grande vitesse de plus en plus des aciers inoxydables alliés au chrome, au molybdène et au vanadium. Les propriétés mécaniques de ces aciers sont la grande ductilité ($Re > 1000 \text{ MPa}$ à 20°C et $Re > 800 \text{ MPa}$ à 450°C) et la résilience élevée surtout à haute température [8].

II.3.6 Fonte grise

La fonte grise est une fonte à graphite lamellaire, c'est-à-dire une fonte où le carbone se cristallise sous forme de lamelles de graphite longues et étroites. Pour obtenir de la fonte, il faut ajouter au fer en fusion beaucoup plus de carbone que pour produire de l'acier. Elle présente une bonne conductivité, une résistance mécanique satisfaisante et une faible usure [20].

II.4 Constituants des matériaux composites

Les matériaux composites sont constitués principalement :
 D'une matrice à laquelle sont ajoutés, dans certains composites des charges, D'un renfort.

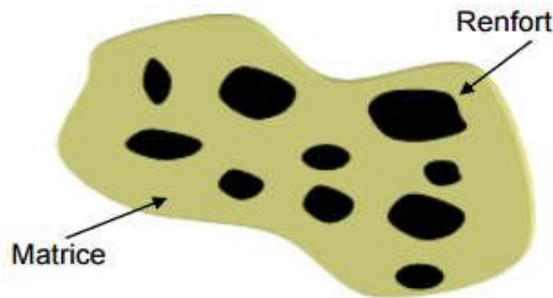


Figure II.1 : Constitution d'un matériau composite [5].

II.4.1 La matrice

Dans un matériau composite, le terme matrice désigne la matière solide qui entoure les renforts pour former une masse compacte. Le premier rôle de la matrice est de maintenir les renforts dans une forme compacte et de donner la forme voulue au produit final. Elle sert également à protéger les fibres contre l'abrasion et un environnement agressif, contrôler le fini de surface et assurer le transfert de charges entre les fibres. Le solide formant la matrice peut être d'origine métallique, céramique ou polymère.

On peut retrouver dans l'organigramme ci-dessous, les différentes familles de matrices :

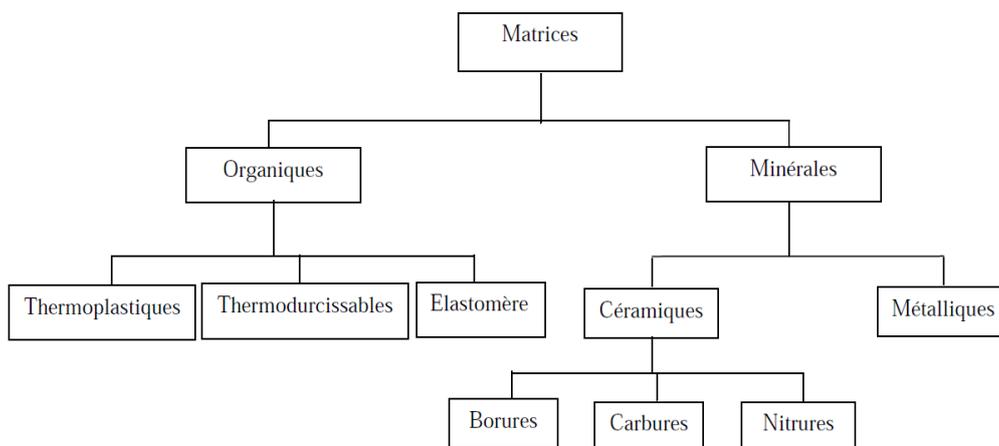


Fig.II.2: Différentes familles de matrices [17]

La matrice peut être de deux types, thermodurcissable ou thermoplastique. Les résines thermodurcissables présentent de longues macromolécules possédant des liaisons disponibles pour créer un réseau chimique tridimensionnel. Les matrices thermoplastiques sont constituées de macromolécules linéaires pouvant cristalliser mais ne présentant pas de liaisons disponibles pour établir des ponts avec d'autres molécules. La première famille est la plus répandue, cependant, depuis quelques années de nombreuses applications se sont développées autour des résines thermoplastiques.

II.4.1.1 Les résines thermodurcissables

Les thermodurcissables sont des polymères, qui se présentent sous forme liquide visqueuse et que l'on met en forme en déclenchant une réaction chimique de polymérisation par ajout d'un durcisseur, ce qui entraîne une solidification, et un traitement thermique ou physico-chimique (catalyseur, durcisseur), se transforment en des produits essentiellement infusibles et insolubles [17].

II.4.1.2 Les résines thermoplastiques

Les résines thermoplastiques sont des solides généralement solubles, formés de chaînes distinctes bien compactées, liées entre elles par des seules liaisons secondaires (force de van der Waals, liaisons d'hydrogène) et mis en forme par chauffage et refroidissement [17].

II.5 Les renforts

Les renforts contribuent à améliorer la résistance mécanique et la rigidité des matériaux composites et se présentent sous forme filamentaire, allant de la particule de forme allongée à la fibre continue qui donne au matériau un effet de résistance orientée [17].

Les différents types de renforts sont cités dans l'organigramme ci-dessous.

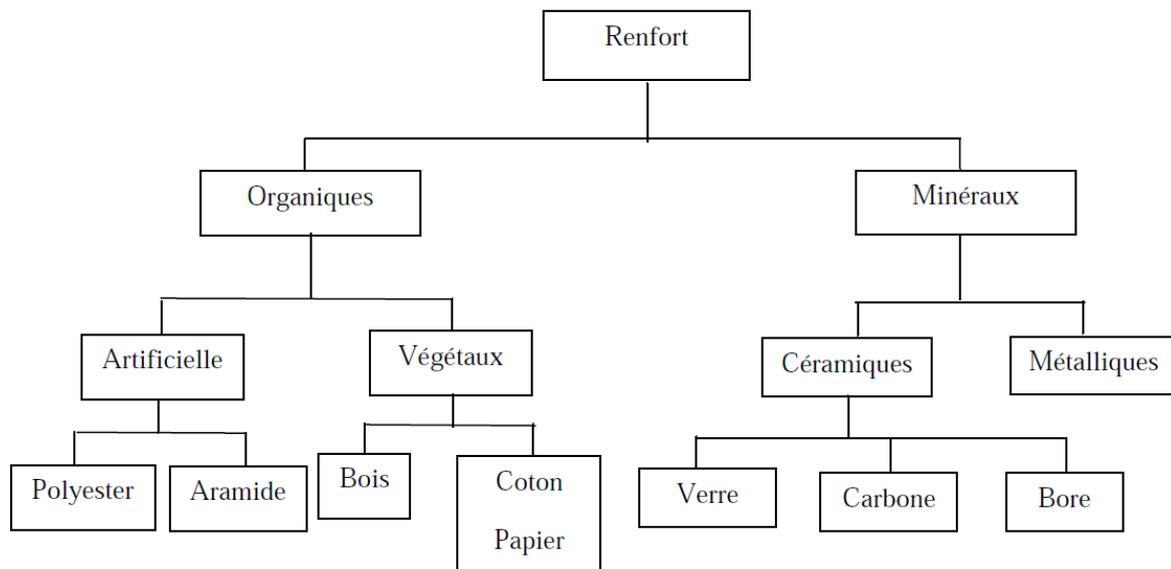


Fig.II.3: Les différents types de renfort de base [17]

II.6 Propriétés des Polymères

Les polymères ont connu un développement important depuis le milieu du siècle précédent grâce à la grande variété de propriétés qu'elles offrent. Elles ont cependant un défaut critique : une mauvaise résistance thermique. Le comportement mécanique des polymères est dépendant de la température mais la faiblesse réside surtout dans leur inflammabilité [12].

II.6.1 Propriétés physiques.

De densité faible, composés en majorité par des atomes de Carbone et d'Hydrogène, les polymères ont une masse volumique faible. Ceci en fait un matériau intéressant pour l'allègement des structures [9].

Sans porteur de charges électriques ou conducteurs thermiques ce sont des matières isolantes et à haute résistivité [12].

Les propriétés optiques des polymères varient selon le degré de cristallinité. Un polymère amorphe est transparent (PSU ou PC). L'opacité augmente avec la cristallinité [12].

II.6.2 Propriétés mécaniques

Résistants au choc et à la traction. En outre les propriétés mécaniques des polymères dépendent de la température, de la vitesse et du temps de sollicitation appliqués sur une pièce donnée. La température de transition vitreuse T_g est une caractéristique très importante des matériaux thermoplastiques amorphes et semi-cristallins. En effet, elle définit la limite entre état solide rigide (vitreux) et état caoutchoutique. Il est donc très important de ne pas la dépasser afin d'éviter des évolutions rapides des propriétés. Par ailleurs, concernant les polymères cristallins, c'est la température de fusion qui définit la limite entre l'état plastique solide et l'état fluide [9].

II.7 Contraintes thermiques résiduelles

II.7.1 Effet des propriétés des composants sur les contraintes thermiques

Ces contraintes sont générées par la température d'élaboration (T_0) du matériau qui est différente de celle d'usage (T). Lors de la phase de refroidissement, la différence entre les coefficients de dilatation thermique de chacun des constituants (fibre, matrice et interphase) engendre l'apparition de contraintes thermiques résiduelles. Dans leur évaluation, on néglige pratiquement toujours le rôle de l'interphase. La Fig. II.4 schématise le cas d'un composite constitué d'une fibre et d'une matrice.

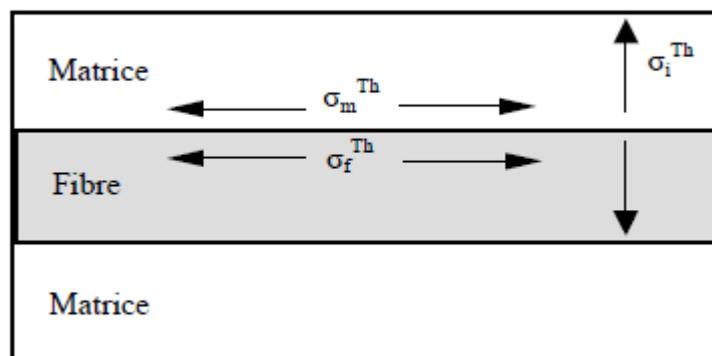


Fig. II.4 Contrainte d'origine thermique dans la fibre et matrice.

La prise en compte de la contrainte thermique résiduelle est de la première importance pour la prédiction du comportement mécanique des composites à matrice métallique. En effet leur existence influence de façon majeure la valeur de contrainte de microfissuration de la matrice et aussi le mécanisme de transfert de charge à l'interface.

II.7.2 Contraintes mécaniques

Le comportement mécanique peut être classé suivant :

- les sollicitations (pression et couple), les conditions aux limites (par exemple : serrage du disque sur le moyeu, contact avec la jante, présence de l'étrier) et la géométrie.
- le contact entre deux pièces;
- l'usure.

II.8 Chargement mécanique

Le chargement mécanique est exprimé par la pression. Les efforts d'inertie sont négligeables. Ce chargement engendre des contraintes mécaniques beaucoup plus petites que les contraintes thermiques. En effet, la pression hydraulique est de quelques dizaines de bars; les contraintes de compression

Le chargement mécanique joue aussi un rôle dans les déformations globales, en même temps que les conditions aux limites et la géométrie.

II.9 Mécanique de la rupture

La mécanique de la rupture a pour objet l'étude le comportement mécanique d'un matériau en présence de fissures macroscopiques. Cela revient notamment à déterminer le champ des contraintes et des déformations au voisinage de la pointe d'une fissure. L'étude de ces champs mécaniques permettant ensuite de juger de la stabilité ou non d'une fissure. Il est également possible, comme nous le verrons par la suite, d'aborder la mécanique de la rupture à travers une étude énergétique du solide fissuré.

II.9.1 Modes de rupture des matériaux

La fissuration se manifeste par la séparation irréversible d'un milieu continu en deux parties, appelées lèvres de la fissure, ce qui introduit une discontinuité au sens des déplacements. D'après G.R. Irwin [10], on peut distinguer trois modes de sollicitations

représentés par la figure II.5 Ces trois modes sont chacun définis par le mouvement des deux surfaces de la fissure l'une par rapport à l'autre. Les mouvements possibles des lèvres de chaque fissure sont des combinaisons de trois modes indépendants:

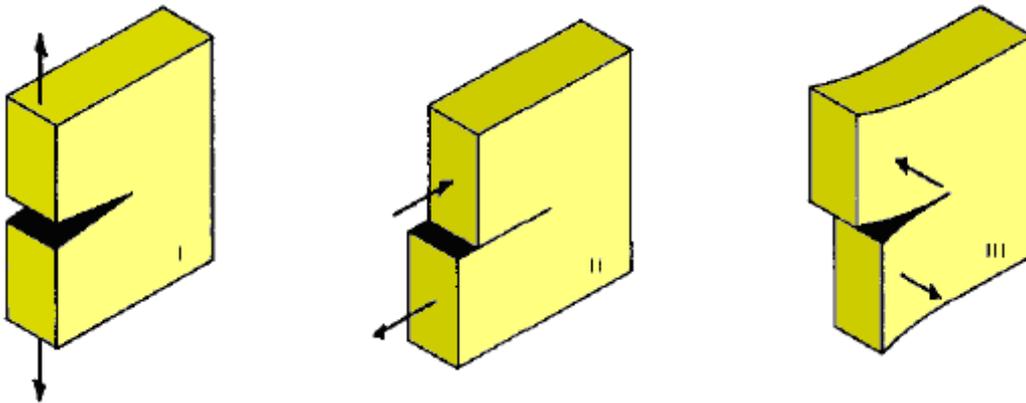


Fig. II.5 Modes de rupture [10]

- *Mode I* : dit mode par ouverture (ou clivage), correspond à un écartement relatif des deux surfaces de la fissure par l'ouverture angulaire de celles-ci;
- *Mode II* : dit cisaillement plan;
- *Mode III* : dit cisaillement anti-plan, et correspond à un glissement transversal des deux surfaces de la fissure, en sens opposés, mais cette fois dans une direction parallèle au front de la fissure.

Des trois types de sollicitations, le mode I est considéré comme le plus sévère, et c'est pour cette raison que la plupart des études de la mécanique de la rupture ont été effectuées en utilisant ce mode ; cependant, une fois amorcée et pour des sollicitations mixtes ou des géométries complexes, la fissure a tendance à bifurquer, et reste donc rarement rectiligne (2D) ou plane (3D).

II.9.2 Mécanique linéaire et non linéaire de la rupture

La mécanique de la rupture se propose de décrire les étapes d'amorçage et de propagation de la fissuration. Selon le comportement du matériau durant la propagation d'une fissure, on peut être confronté à deux types de rupture :

- **Rupture fragile**, en l'absence de déformation plastique significative (mécanique linéaire de la rupture) ;

- **Rupture ductile**, en présence de déformation plastique non négligeable (mécanique non linéaire de la rupture). Dans ce cas, suivant l'étendue de la zone plastique en pointe de fissure, on différencie le cas de la plasticité confinée, de celui de la plasticité étendue.

II.9.3 Effet de la fatigue thermique

Lorsqu'une pièce subit localement des variations cycliques de température, des gradients thermiques apparaissent et induisent des contraintes par dilatations. Ces variations cycliques de température et de contrainte peuvent conduire à un endommagement dit de fatigue thermique, caractérisé par des déformations thermiques locales et des concentrations de contraintes. Deux niveaux de fissuration peuvent être observés sur les disques de frein, un faïençage superficiel caractéristique sous chargement cyclique thermique et dans certain cas l'apparition de fissures macroscopiques dans les zones très sollicitées thermiquement pouvant atteindre des longueurs importantes, de plusieurs dizaines de millimètres.

II.10 Endommagement

II.10.1 Définition

L'endommagement est l'apparition de dommages dans un matériau caractérisé par une extension de surface libre à l'intérieur du matériau, accompagnée d'une augmentation de fraction volumique de vide. Cette apparition est causée par une attaque physique ou chimique. Il conduit à une dégradation de ses capacités physiques pouvant conduire à la rupture.

Un niveau d'endommagement peut être relié directement à des propriétés physiques parce que l'endommagement est caractérisé par des modifications en principe observables. Les phénomènes d'endommagement tels que les microdéformations, la dégradation des surfaces, les microfissures, les microcavités, la corrosion, et le vieillissement. Sont tous observables, mais parfois ils sont difficiles à mettre en évidence. [24]

II.10.2 Mécanismes d'endommagement :

L'identification des dommages par la microscopie a permis de développer l'analyse d'endommagement. La perte de rigidité du matériau endommagé permis de définir et de déterminer un seuil critique de déformation ou de contraintes qui amorce les mécanismes d'endommagement. Il a été montré que la température, la vitesse de sollicitation, les chocs, la nature chimique d'un environnement agressif, le chargement monotone ou cyclique

influencent l'évolution de l'endommagement. La ténacité de la matrice et la qualité de l'interface influence la résistance aux dommages. Les mécanismes d'endommagement potentiels d'un matériau hétérogène, notamment les composites soumis à une sollicitation mécanique, peuvent se regrouper en quatre principaux modes différents selon le site où ils opèrent :

- Fissuration matricielle.
- Rupture de l'interface fibre-matrice et déchaussement de fibre, délaminage (décohésion étendue intra plis).
- Rupture des fibres.
- Délaminage inter plis.

II.10.2.1 Fissuration de la matrice

La complexité des matériaux composites introduit plusieurs types d'endommagements à l'échelle microscopique. La matrice étant le constituant qui s'endommage le premier, son seuil de déformation à l'endommagement est plus faible par rapport à celle des fibres. Les microfissures se produisent au sein de la matrice apparaissent aux niveaux des porosités et des inclusions constitue le principal mécanisme de dégradation des composites par le phénomène de fissuration transversal ou par fissuration longitudinale. Ce dernier mode de rupture se produit lorsque la contrainte de décohésion est supérieure à celle de cisaillement. Cette fissuration se propage selon la direction perpendiculaire à la sollicitation et elle peut provoquer une décohésion fibre-matrice.

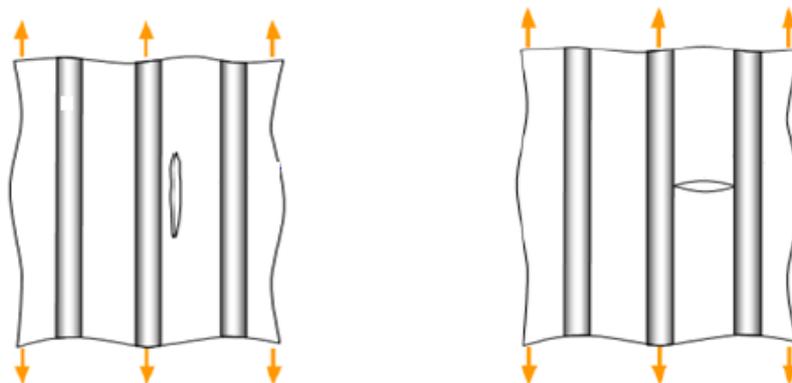


Figure II.6 : Différents types de fissuration de la matrice (longitudinale, transversale) [24]

II.10.2.2 Décohésion fibre-matrice :

Suite à la fissuration matricielle, les microfissures arrivent au niveau de l'interphase, où elles peuvent être arrêtées ou réorientées. C'est la zone de l'interface où s'effectue le transfert de charge de la matrice vers le renfort. On constate donc une perte d'énergie, liée à la nécessité de création de nouvelles microfissures dans l'interphase

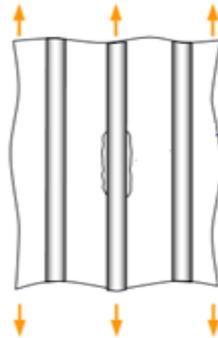


Figure II.7 : Phénomène de décohésion fibre-matrice [24]

Parallèlement, des fissures longitudinales apparaissent le long des axes du renfort (Dans ce cas, il intervient le phénomène de décohésion fibre-matrice Figure II.7). L'intensité de la liaison matrice-fibre, en relation intime avec les propriétés de l'interphase et la compatibilité fibre-matrice, est le paramètre qui influe sur la longueur de décohésion selon le chargement appliqué.

Après initiation, la propagation de la rupture change suivant la nature de l'adhésion fibre-matrice. Dans le cas d'un composite à fibres unidirectionnelles sollicité parallèlement aux fibres, on peut distinguer trois cas :

Dans le cas d'une interface très faible, la fissuration matricielle est déviée à l'interface, la décohésion fibre-matrice s'étend sur une très grande distance. (Figure II.8)

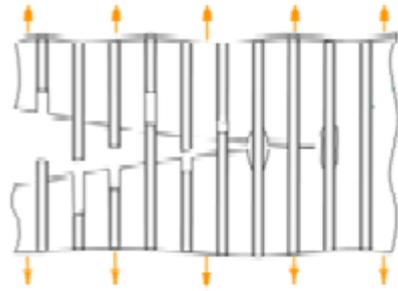


Figure II.8 : Phénomène de propagation de la fissure [24]

Lors d'une interface ayant des propriétés intermédiaires, présentée par la Figure II.9 la fissure au contact d'une fibre se dévie dans un plan perpendiculaire en provoquant un décollement de la matrice au niveau de l'interface ou une fissuration longitudinale de la matrice

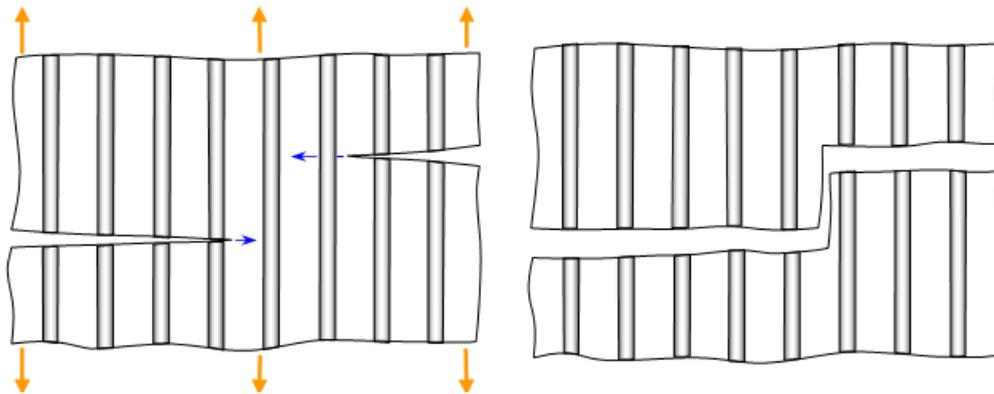


Figure II.9 : Phénomène de propagation de la fissure (cas d'une bonne interface) [24]

Finalement dans le cas d'une interface très forte : Si l'adhérence entre fibres et matrice est très forte, on aura une propagation de la fissure initiée par rupture de fibres (figure II.10).

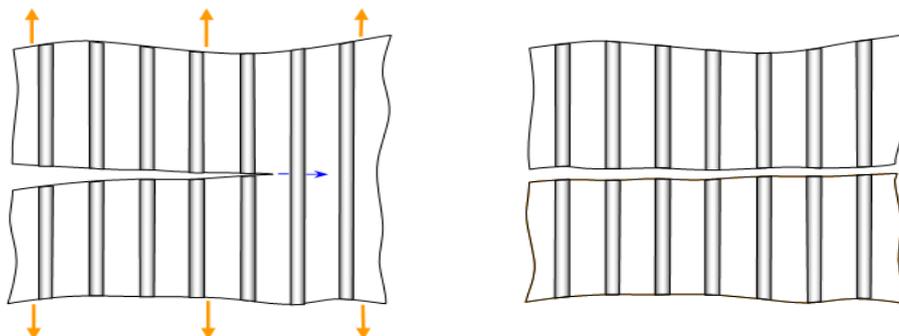


Figure II.10 : Phénomène de propagation de la fissure (cas d'une très bonne interface) [24]

II.10.2.3 Délaminage :

Dans le cas des stratifiés, dont les mécanismes d'endommagement ont été décrits précédemment (fissuration matricielle, décohésion, etc....), s'ajoute un autre mécanisme d'endommagement entre couche appelé délaminage, Figure II.11

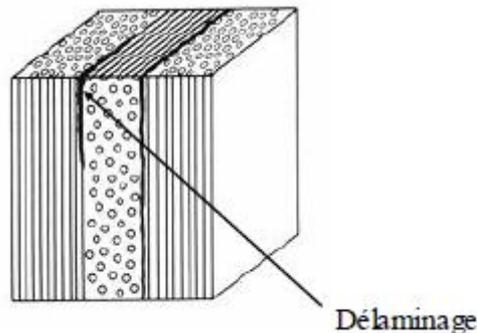


Figure II.11 : Mécanisme de délaminage [24]

Le processus de délaminage est le résultat d'une chronologie de divers types d'endommagement. Les propriétés mécaniques de la matrice et de la fibre ainsi que les propriétés adhésives et cohésives de l'interface gèrent cette chronologie en révélant des types d'endommagement fréquemment rencontrés comme la micro fissuration de la matrice, la rupture des fibres et la rupture des interfaces. A cela, on associe un réseau très important de fissures intra-laminaires qui sont eux aussi induites par les fissures inter-laminaires par différents moyens (rupture de matrice, de fibre et d'interface) allant jusqu'au décollement total des deux plis. Ce type d'endommagement contribue largement à la dégradation des propriétés mécaniques de la structure.

II.10.2.4 Rupture de fibres :

Dans un matériau composite unidirectionnel soumis à des sollicitations mécaniques, la rupture des fibres intervient lorsque la contrainte de traction dans une fibre atteint la contrainte à la rupture σ_r (Figure II.12). Cette rupture provoquera une concentration de contraintes au voisinage et une rupture des constituants voisins, et ce de proche en proche jusqu'à la ruine du volume sollicité.

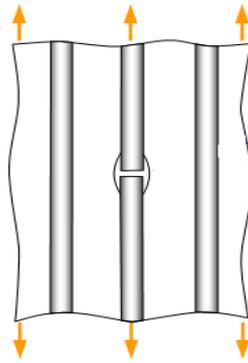


Figure II.12 : Mécanisme rupture de fibre [24]

Chapitre III

Modélisation Numérique

III.1 Présentation du modèle étudié

L'utilisation des composites à matrice métallique est envisagée dans plusieurs types d'application, tant avec des fibres courtes (culasses de moteur diesel, coiffes de missiles) que pour des configurations fibres longues (alliages Ti/SiC envisagés pour des disques de turbomachines, par exemple). Jusqu'à présent la plupart des travaux de modélisation de la tenue mécanique de ce type d'alliage composite ont eu pour finalité, soit l'amélioration des procédés de fabrication (par une meilleure connaissance des phénomènes mécaniques locaux à l'échelle de la microstructure), soit la fiabilité, c'est-à-dire l'évaluation de la tenue et de la durée de vie de ces matériaux, là encore en tenant compte des phénomènes microstructuraux. La plupart des analyses des contraintes dans les applications aux pièces réelles sont menées en élasticité.

Dans cette étude, nous nous intéressons à étudier la micro-structure d'un composite à matrice métallique voir (figure III.1). Il est constitué principalement :

- a. D'une matrice en (Aluminium Al).
- b. D'un renfort (Particule) en carbure de silicium (SiC).

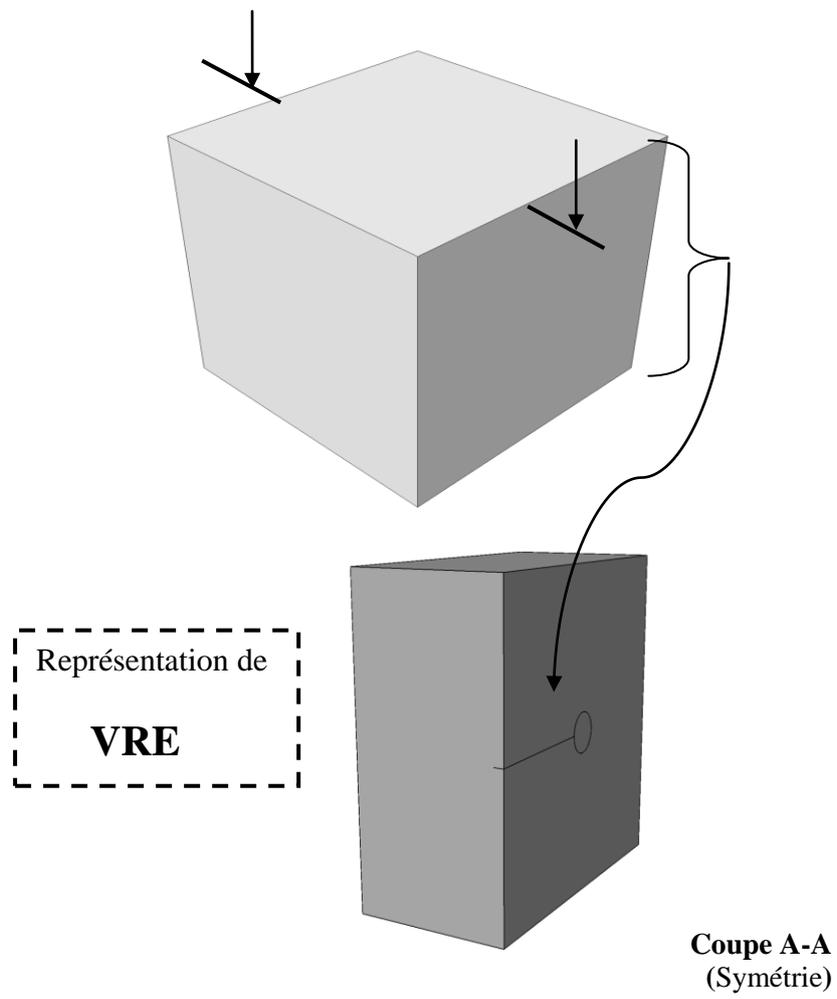


Fig III.1 : Géométrie à modéliser

III.2 Modélisation Numérique :

Dans cette étude, nous utilisons la micro-structure de matrice (Al) et renforcée par des particules (SiC) et représenté sur la (figure III.2a). En ce qui concerne la longueur, la largeur et l'épaisseur de notre micro-structure sont respectivement de 160 μm ; 160 μm et 80 μm . en revanche, le diamètre de particule renforcé (SiC) est égale à 20 μm . La liaison entre les inclusions et la matrice est supposé parfaite, le décollement de l'interface inclusion-matrice n'est pas étudiée, Avec une fraction volumique de 10% de matière de renfort [4].

Ce composite a été soumis à un cycle thermique de préchauffage à T_0 , suivie d'un refroidissement jusqu'à la température ambiante. La matrice (Al) a été défini comme un matériau élastique-plastique avec le module d'élasticité de 70 GPa, le coefficient de Poisson de 0,3, la limite d'élasticité de 275 MPa et le coefficient de dilatation thermique de $23.4 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$. La particule (SiC) a été considérée comme un matériau élastique isotrope. La particule est supposée avoir un module d'élasticité de 408 GPa et un coefficient de Poisson de 0.2, ce qui correspond aux propriétés du carbure de silicium (SiC). Le coefficient de dilatation thermique (ci-après CET) du SiC a été considéré comme $5.12 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$. Par conséquent, le TEC de l'aluminium est environ quatre fois plus que le SiC. Le tableau si dessous présent les propriétés du CMM [4].

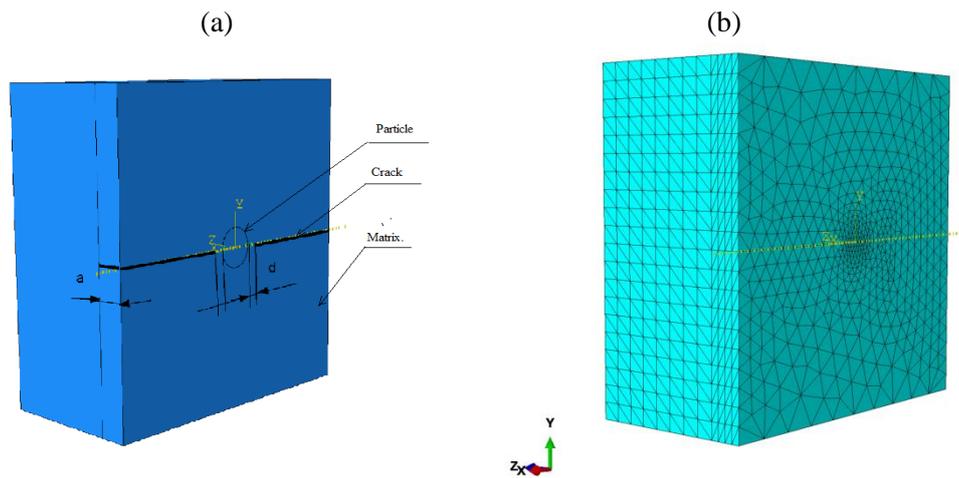
Propriétés	Aluminium	Silicium
Coefficient de dilatation thermique	$23,4 \cdot 10^{-6}$	$5,12 \cdot 10^{-6}$
module d'élasticité (Module young)	70	408
Coefficient de Poisson	0,3	0,2

Tableau III.1 : propriétés mécaniques supposées de l'aluminium et du silicium [4]

Comme ce composite, a été soumis à un cycle thermique de préchauffage à T_0 , suivie d'un refroidissement jusqu'à la température ambiante. On suppose que le champ de température absolue est homogène et que son évolution est donnée par:

$$T(t) = T_0 + \tilde{T} . t$$

Où T_0 est la température initiale, t est le temps et \tilde{T} est le taux de refroidissement, qui est considérée comme constante pendant le refroidissement. ici, la température initiale est considéré pour plusieurs cas $T_0=120^\circ\text{C}$, 220°C , 320°C , 420°C , 520°C et 620°C , tandis que la température finale est maintenue égale à la température ambiante ($T_{\text{end}} = 20^\circ\text{C}$), et la vitesse de refroidissement a été considérée comme constante $\tilde{T} = -100^\circ\text{K.s}^{-1}$.



(a) : Le modèle du MMC

(b) : Maillage par éléments finis de MMC

Figure III.2: Modélisation d'un composite renforcé de particule

La méthode numérique utilisée dans cette étude incorporée dans le code de calcul « ABAQUS » est celle des éléments finis.

III.2.1 Méthodes des éléments finis

III.2.1.1 Domaines d'application

La méthode des éléments finis est appliquée dans la majorité des domaines de la physique (Figure III.3). Cela va de la mécanique à l'électronique, en passant par la thermique et la météorologie [5].

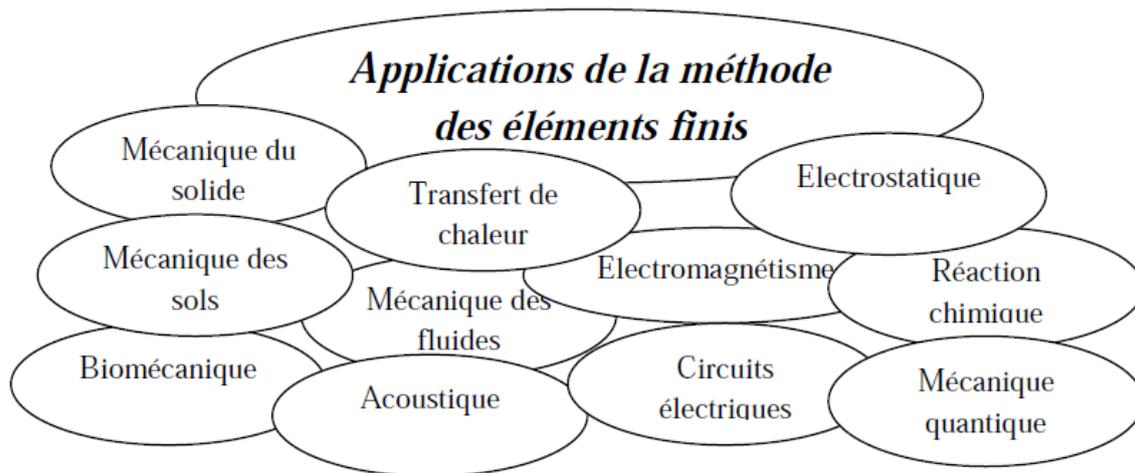


Figure III.3 : Domaines d'application de la méthode des éléments finis [5]

La méthode des éléments finis est une méthode numérique qui a fait preuve d'efficacité dans divers domaines notamment matériaux composites. C'est une méthode très générale qui s'applique à la majorité des problèmes rencontrés dans la pratique: problèmes linéaires ou non, définis dans un domaine géométrique quelconque. La méthode des éléments finis consiste à discrétiser un solide en éléments de géométries simples rattachés à des nœuds auxquels sont associées des grandeurs cinématiques. A chaque nœud sont associées des variables, ou degrés de liberté qui peuvent être de différentes natures : déplacements, vitesse, températures. Les champs sont alors approximés en tout point des éléments par une interpolation à partir des valeurs associées aux différents nœuds. Les fonctions choisies doivent satisfaire des conditions de continuité entre les différents éléments.

La FEM est basé sur la technique d'approximation par éléments finis, qui permet d'approcher une fonction dans un espace donné à partir de la connaissance des valeurs en certains nœuds du domaine. Cependant la complexité de la géométrie des systèmes considérés rend très difficile voire impossible l'approximation de la solution dans l'ensemble du

domaine. Pour contourner cette difficulté, on subdivise le domaine en sous domaines appelés éléments de maillage.

Dans cette étude on a utilisé type de maillage tétraédrique linéaire à 4 nœuds C3D4 avec 33951 éléments et 49310 nœuds.

III.3 Présentation du logiciel de calcul « ABAQUS ».

III.3.1 Généralité

L'objectif de ce travail est d'établir un modèle numérique permettant de déterminer les différentes propriétés thermomécaniques des composites à matrice métallique (CMM). Notre choix s'est porté sur le logiciel de calcul ABAQUS, Cet outil de simulation numérique, basé sur la méthode des éléments finis permettent de traiter de nombreux problèmes grâce à sa banque intégrée d'équations physiques très variées. Il possède de plus un environnement graphique permettant de réaliser rapidement des figures relativement complexes (en 1D, 1D-axisymétrique, 2D, 2D-axisymétrique ou 3D), et d'effectuer une analyse statique ou dynamique. Il permet aussi d'étudier le comportement des différents types de matériaux : Elastique, viscoélastique, élastoplastique, visco-élastoplastique ...etc. et aussi de traiter les problèmes linéaire et non linéaire

Abaqus couvre plusieurs domaines d'ingénierie comme la mécanique, l'électronique, etc. Il s'applique à de nombreux type de discipline tel que la mécanique de la rupture, la mécanique des fluides, le champ électrique, l'électrostatique, l'électronique, la biomécanique.

La figure III.4 présente l'interface d'Abaqus 6.11

III.2 Mise en données d'un problème

La réalisation complète d'un jeu de données s'effectue après un passage successif dans les modules :

- **Part** : C'est dans ce module qu'est définie la géométrie des entités du modèle.
- **Property** : On y définit les propriétés du ou des matériaux (élastique. viscoélastiqueetc), il faut ensuite affecter ces propriétés à une entité du corp désiner figure (III.5.a.b).
- **Assembly** : Dans ce module, il s'agit de créer une (voir plusieurs) instance(s) à partir des entités qu'on a définit dans le module part figure (III.6).

- **Step** : C'est dans ce module qu'on choisit le type d'analyse (static, dynamique, transfert de chaleur,.....). C'est également dans ce module qu'on devra choisir les sorties désirées figure (III.7).

- **Interaction (Edit crack)**: On définit dans ce module les interactions entre différentes entités du modèle, ce qui peut prendre la forme d'un contact (III.8).

- **Mesh** : Dans ce module est défini la nature des éléments choisis et leurs tailles figure (III.9).

- **Load** : On définira ici le chargement, les conditions aux limites figure (III.10) et figures (III.11, III 12).

- **Job** : Le lancement du calcul est classique. Après avoir lancé le calcul, on pourra suivre l'évolution du processus en cliquant sur monitor, Figure (III.13).

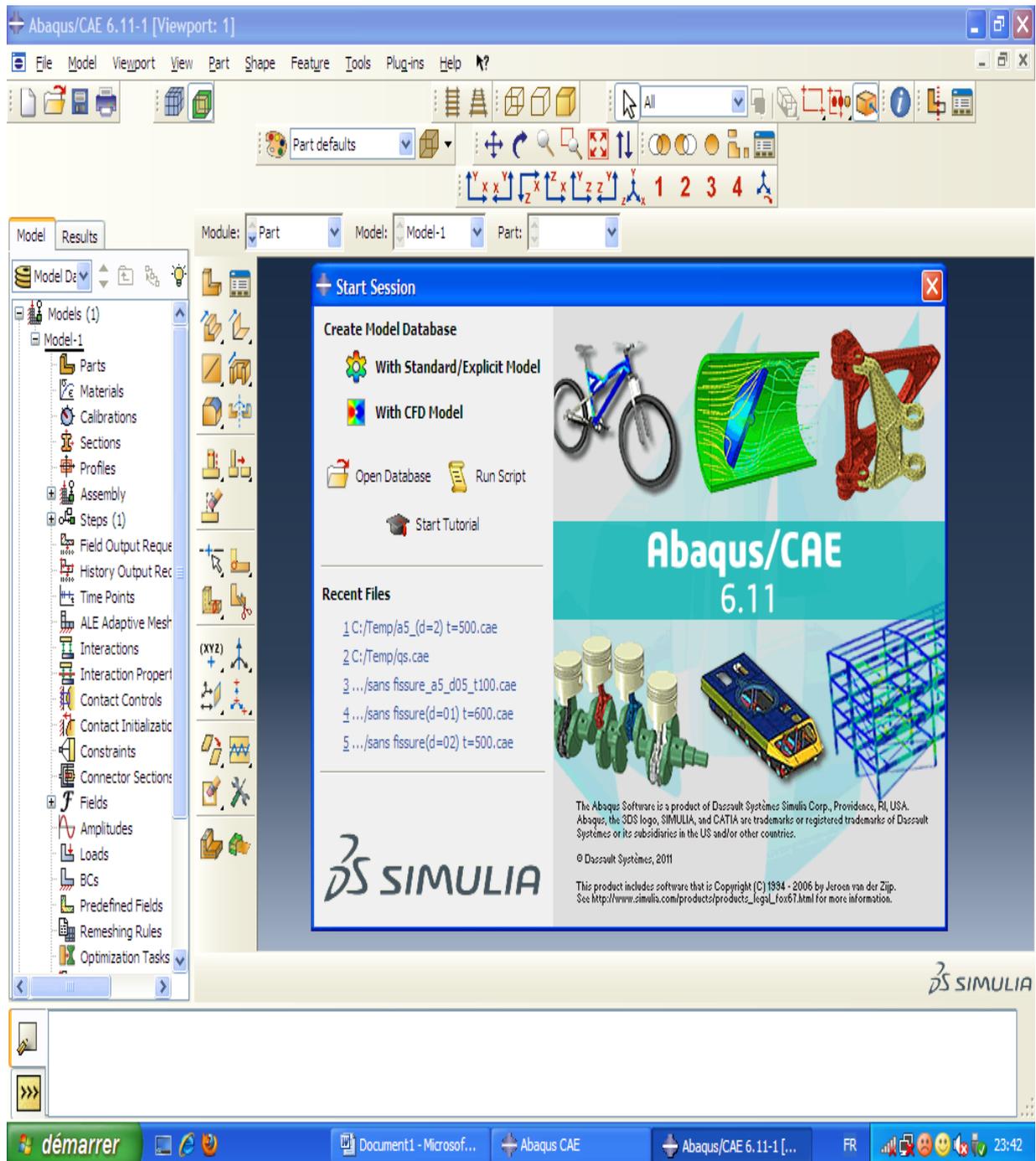


Figure (III-4): Interface ABAQUS 6.11

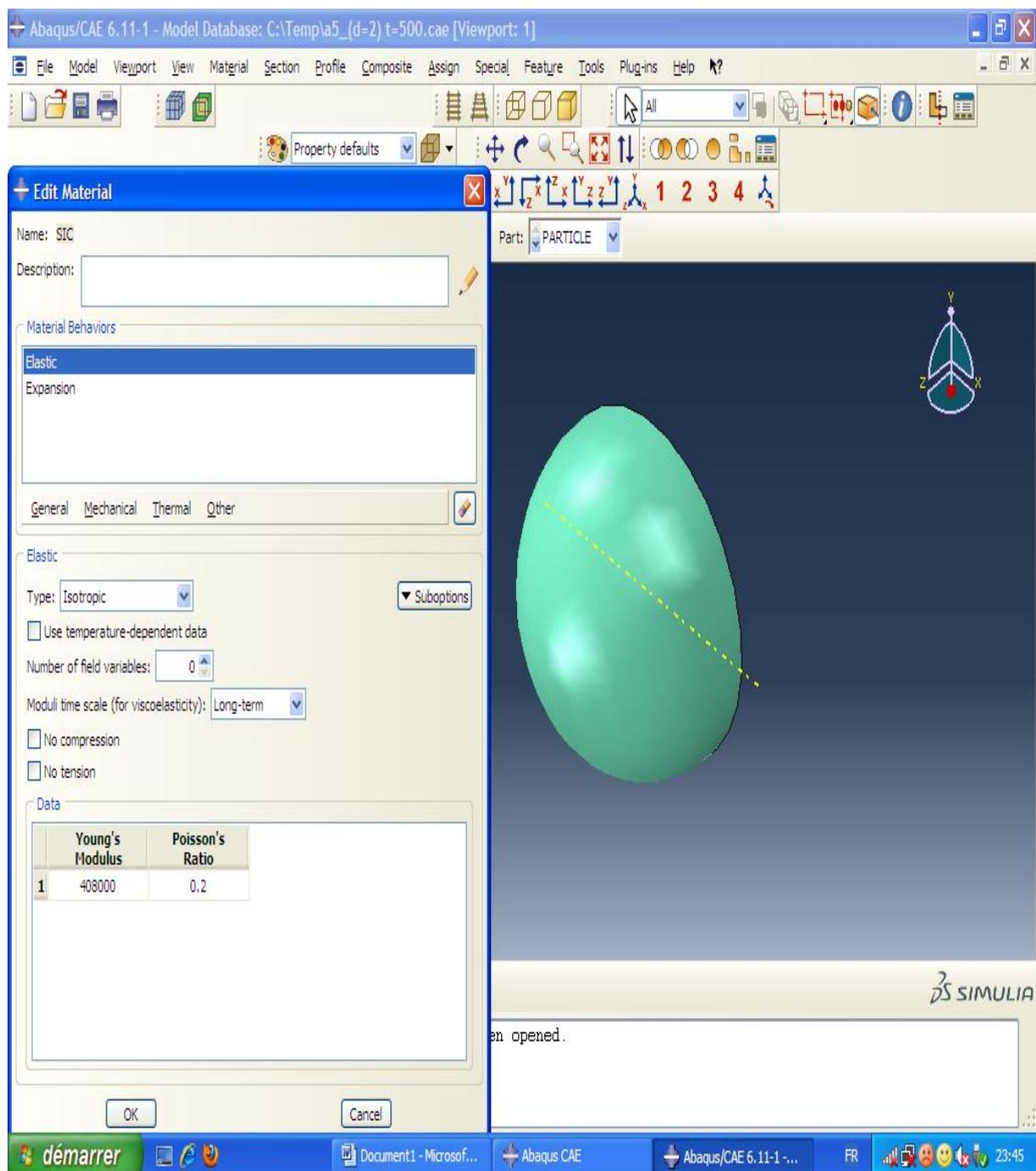


Figure (III-5.a): Introduction des paramètres du matériau dans le module property (Particule)

T

Figure (III-5.b): Introduction des paramètres du matériau dans le module property (Matrice)

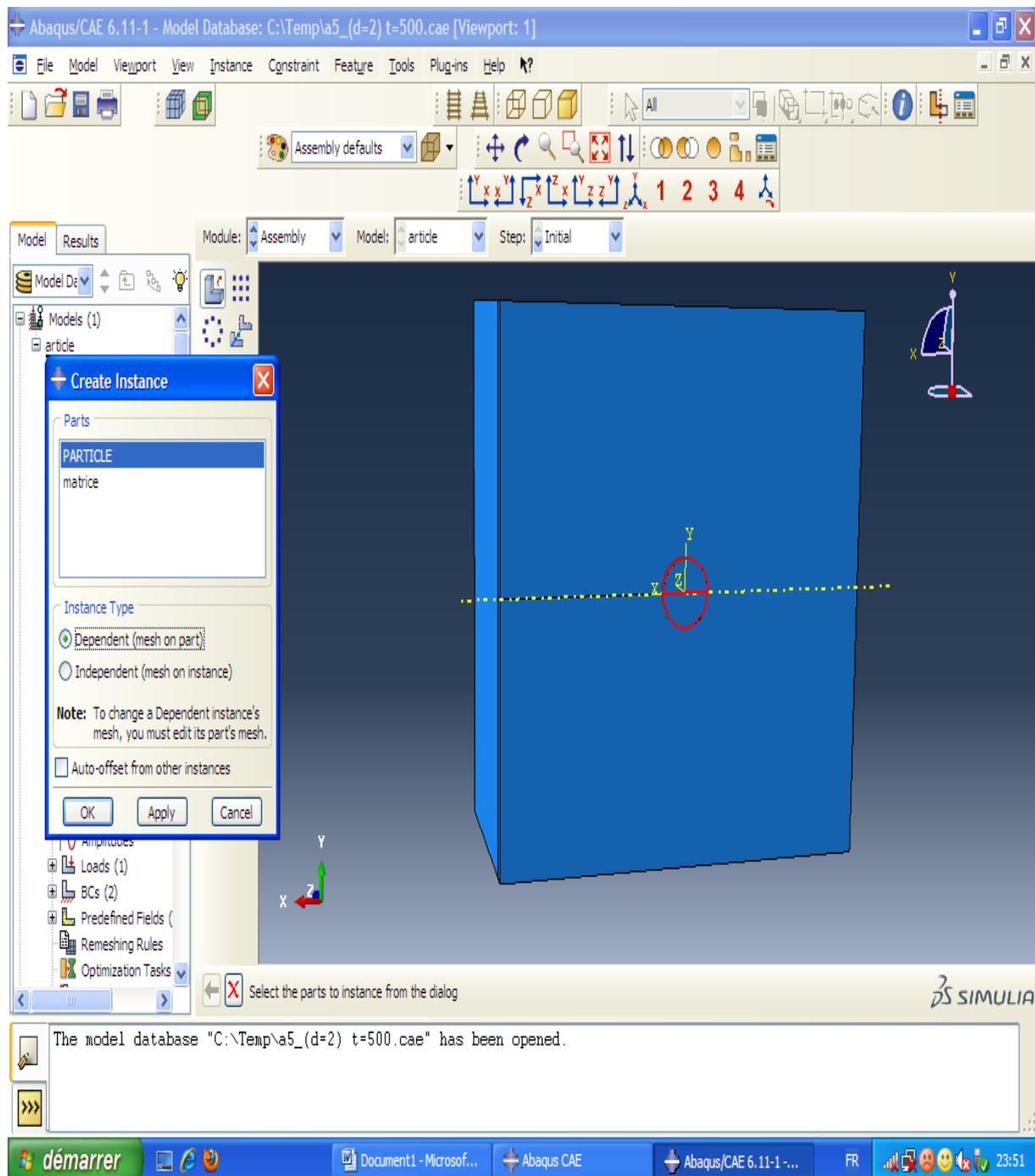


Figure (III-6): Assemblage dans le module assembly, des entités définies dans le module Part.

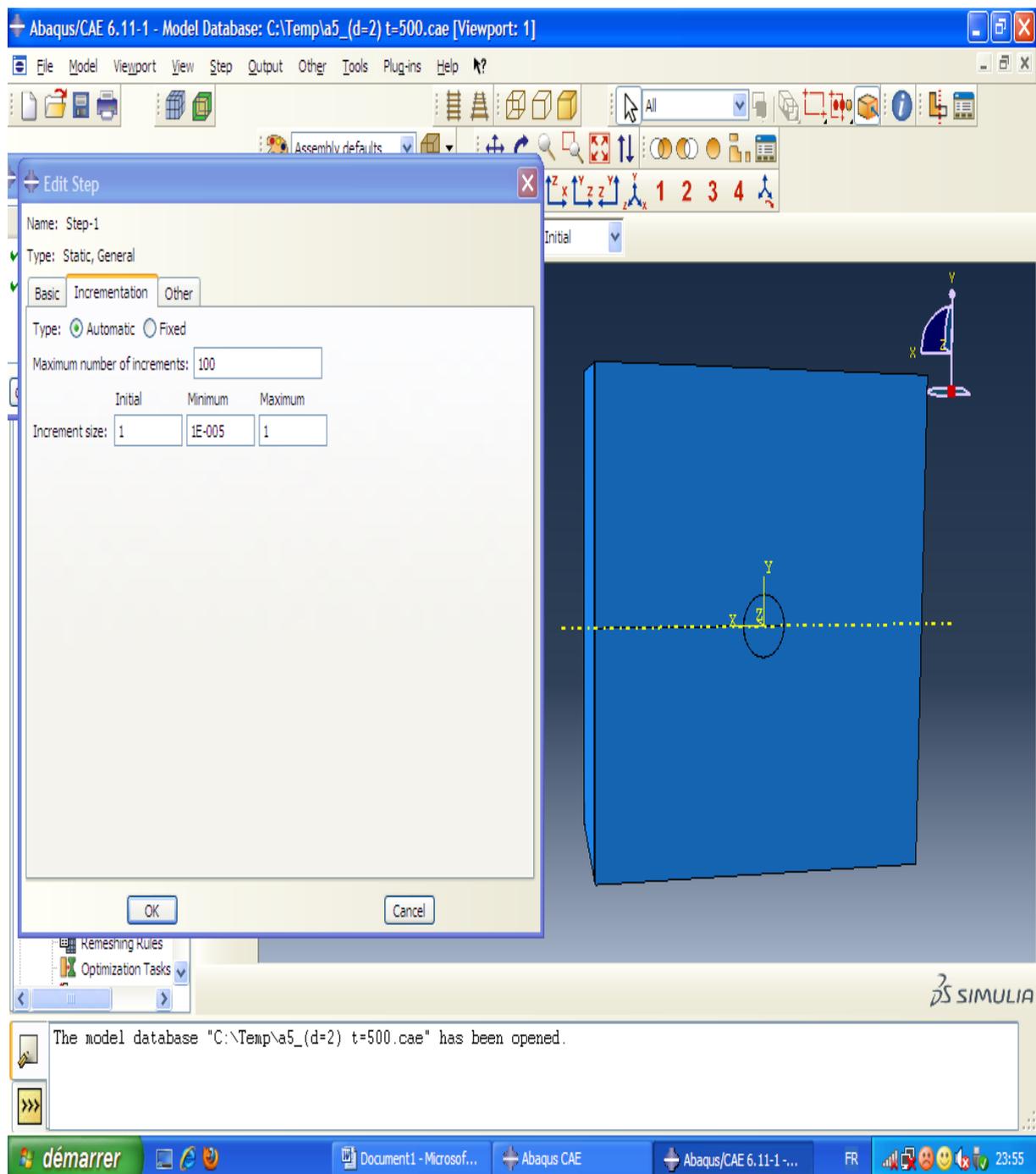


Figure (III-7): Choix du type de calcul dans le module step

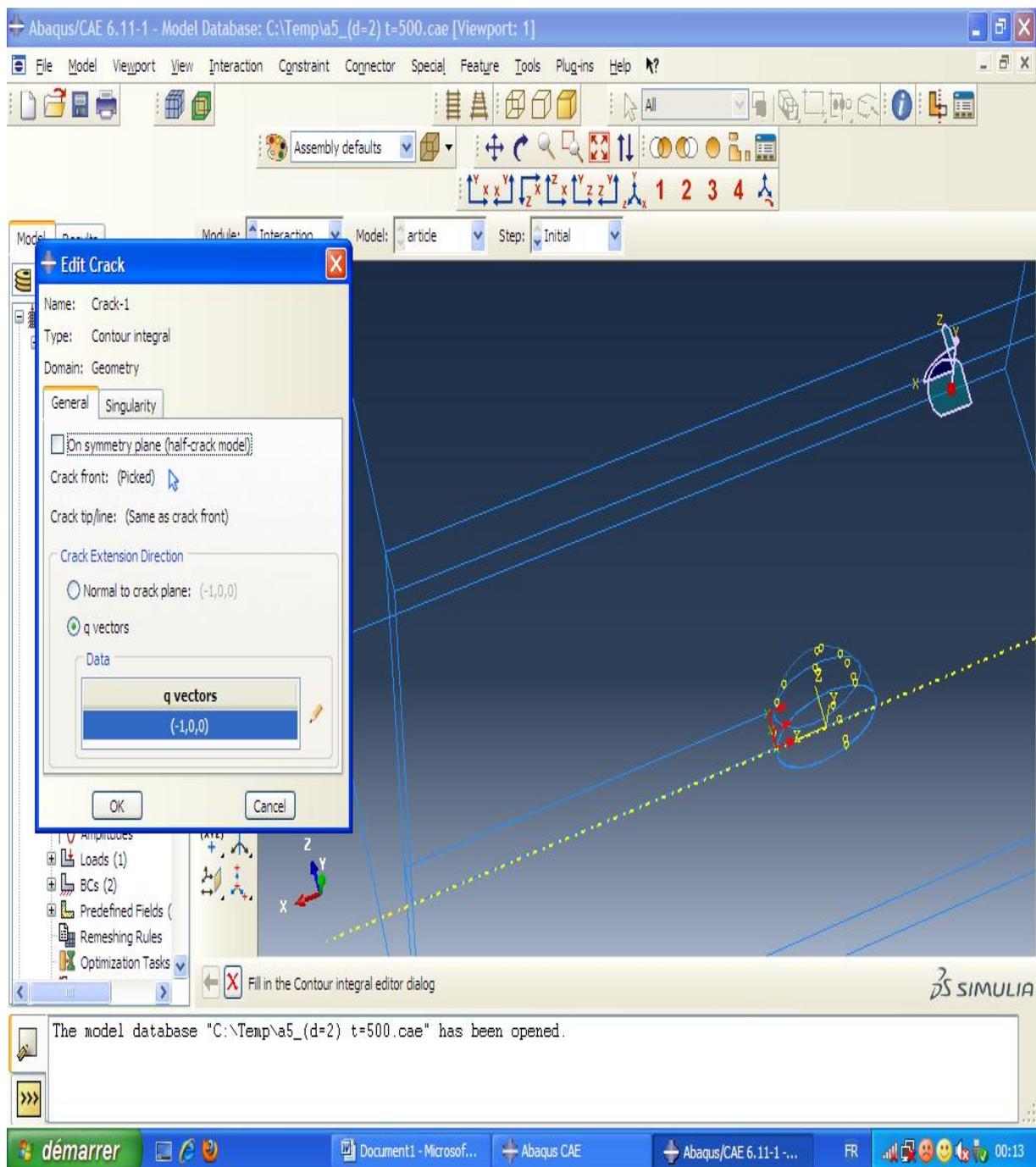


Figure (III.8): Choix de la méthode contour intégral dans le module Interaction.

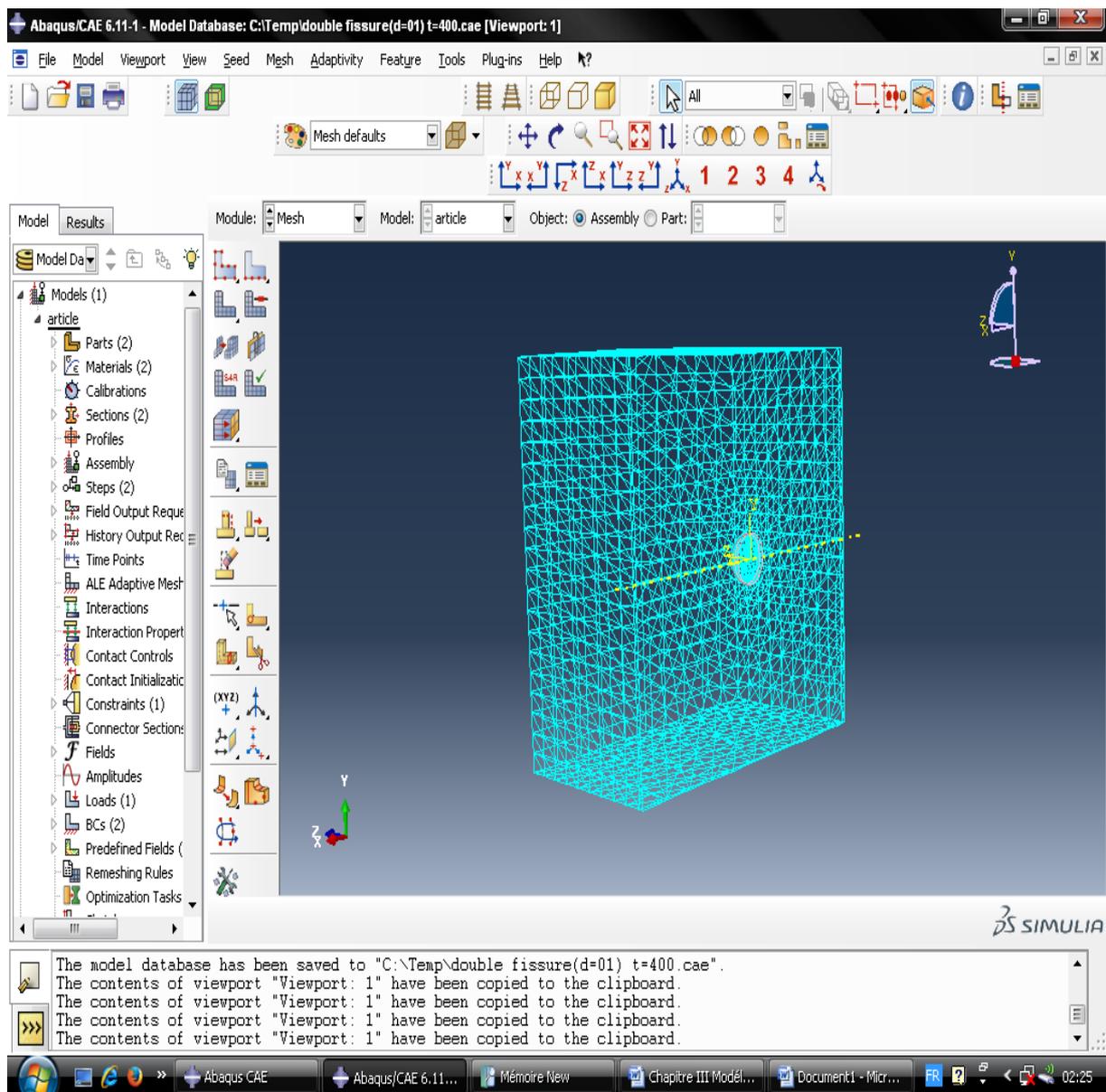


Figure (III-9): Chois modèle de maillage. « Module mesh »

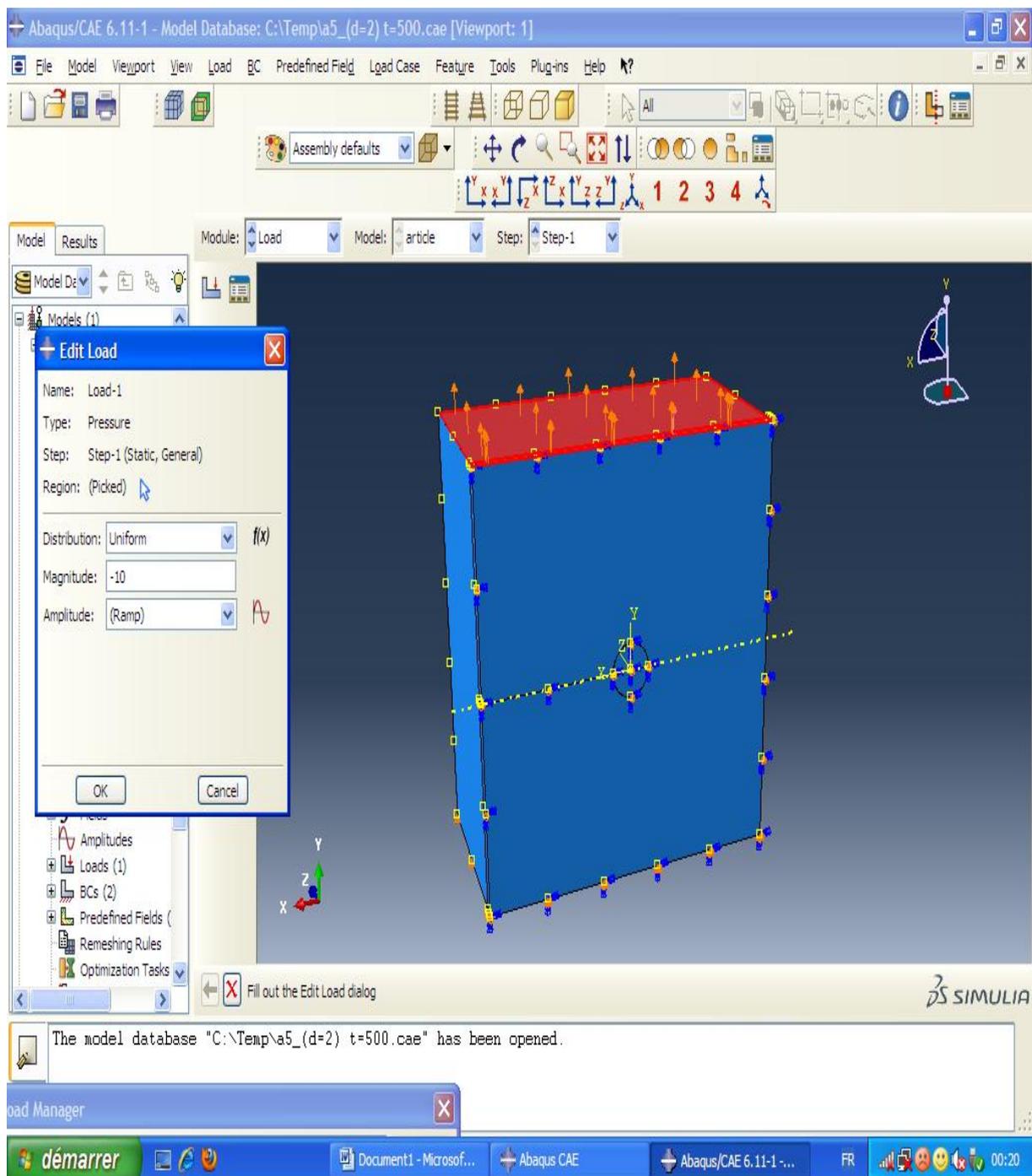


Figure (III-10): Choix du chargement. « Module Load »

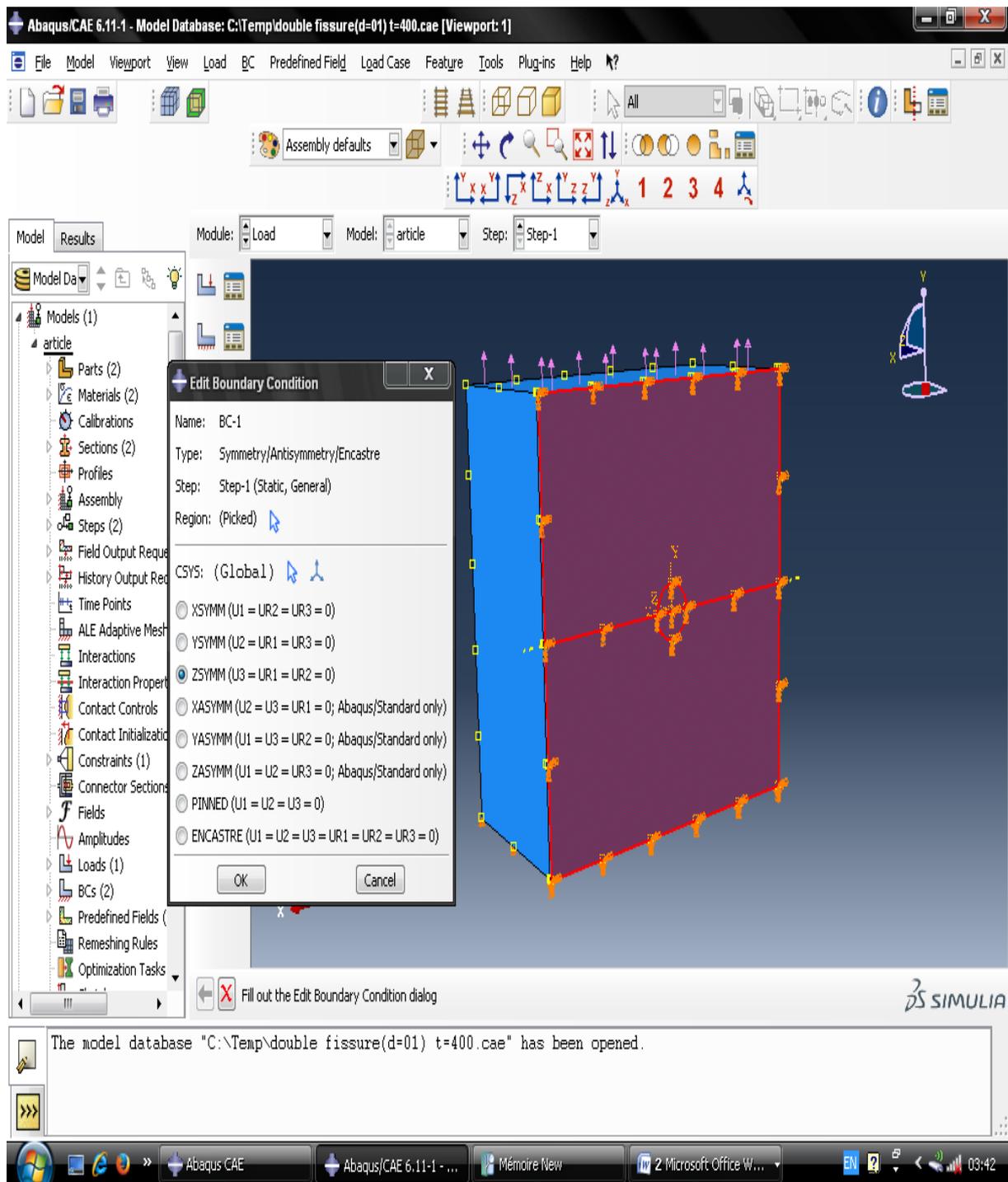


Figure (III-11): Choix du chargement. « Module Load »

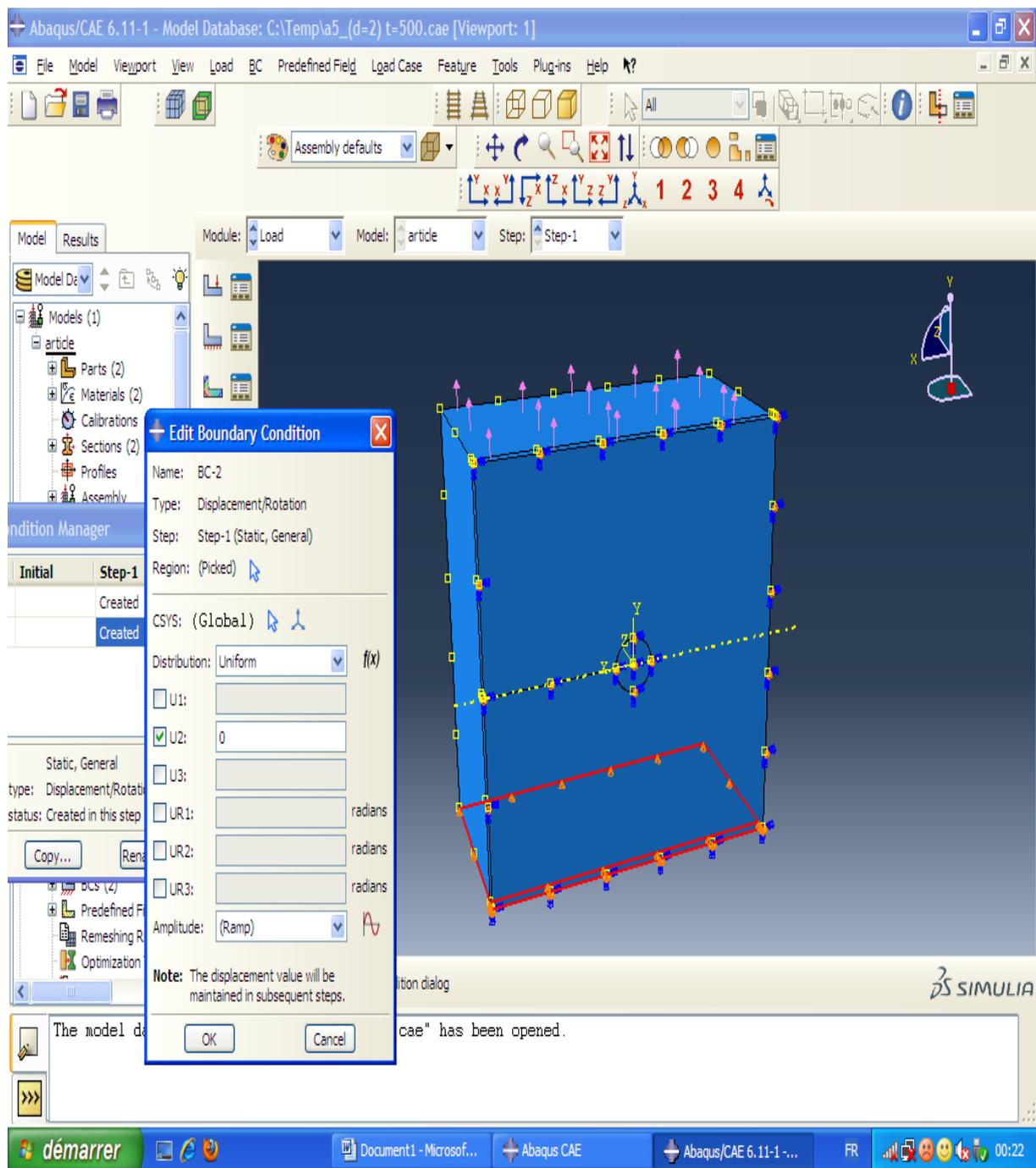


Figure (III-12): Choix des conditions aux limites, cas d'une fissure interne. « Module : Load »

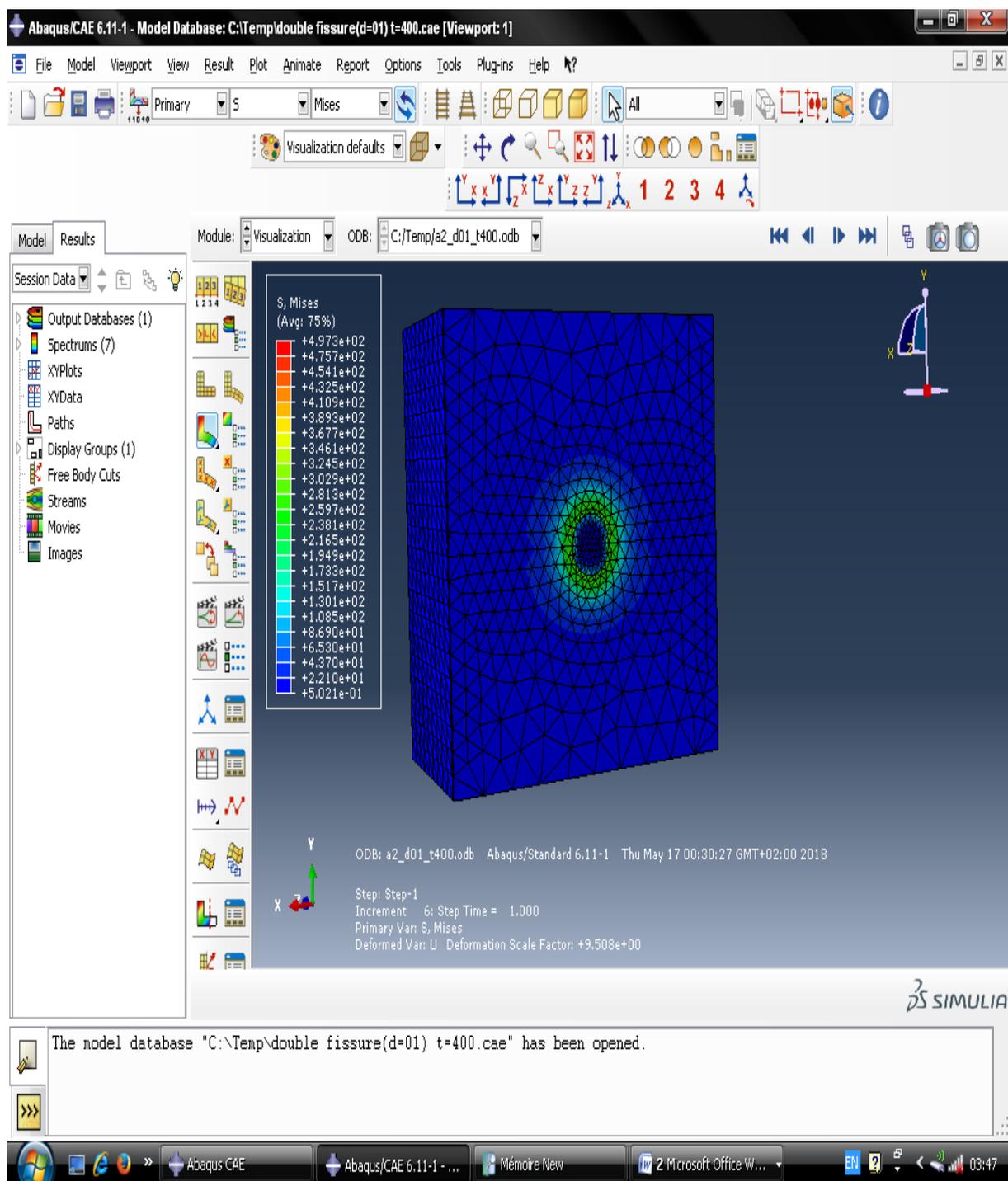


Figure (III-13): Visualisation des résultats

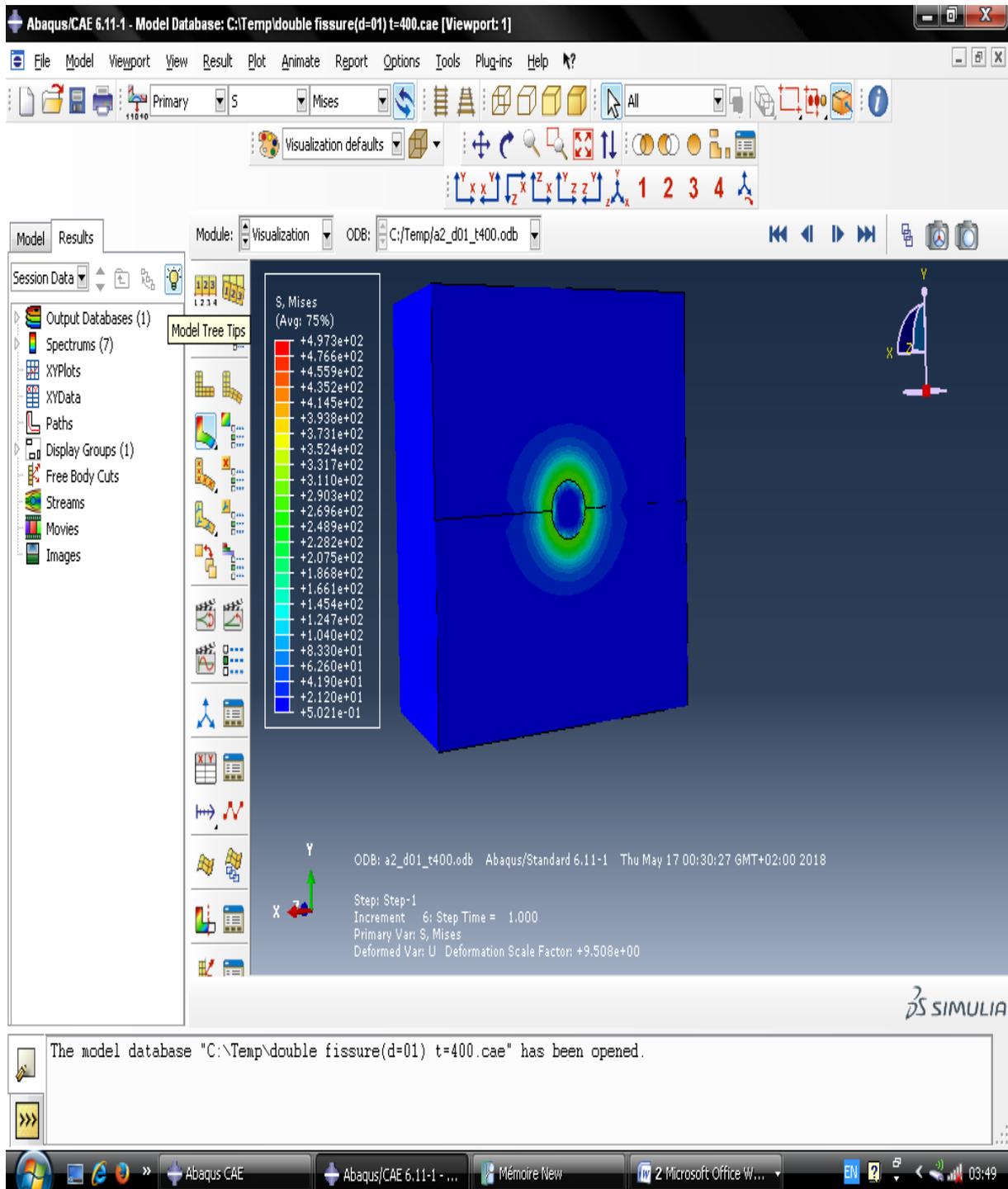


Figure (III-14): Visualisation des résultats suivant Von Mises sans maillage

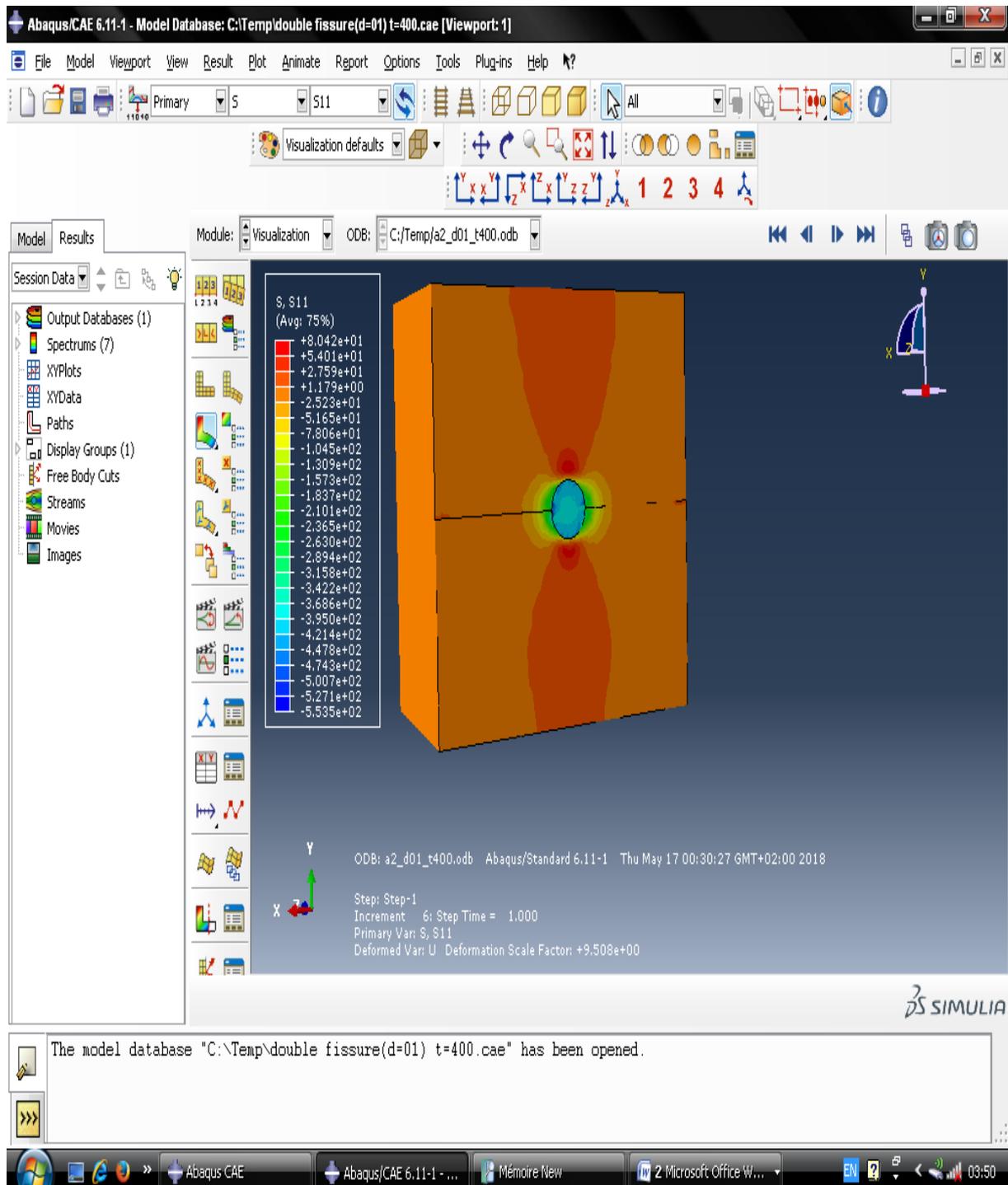


Figure (III-15): Visualisation des résultats suivant l'axe (xx)

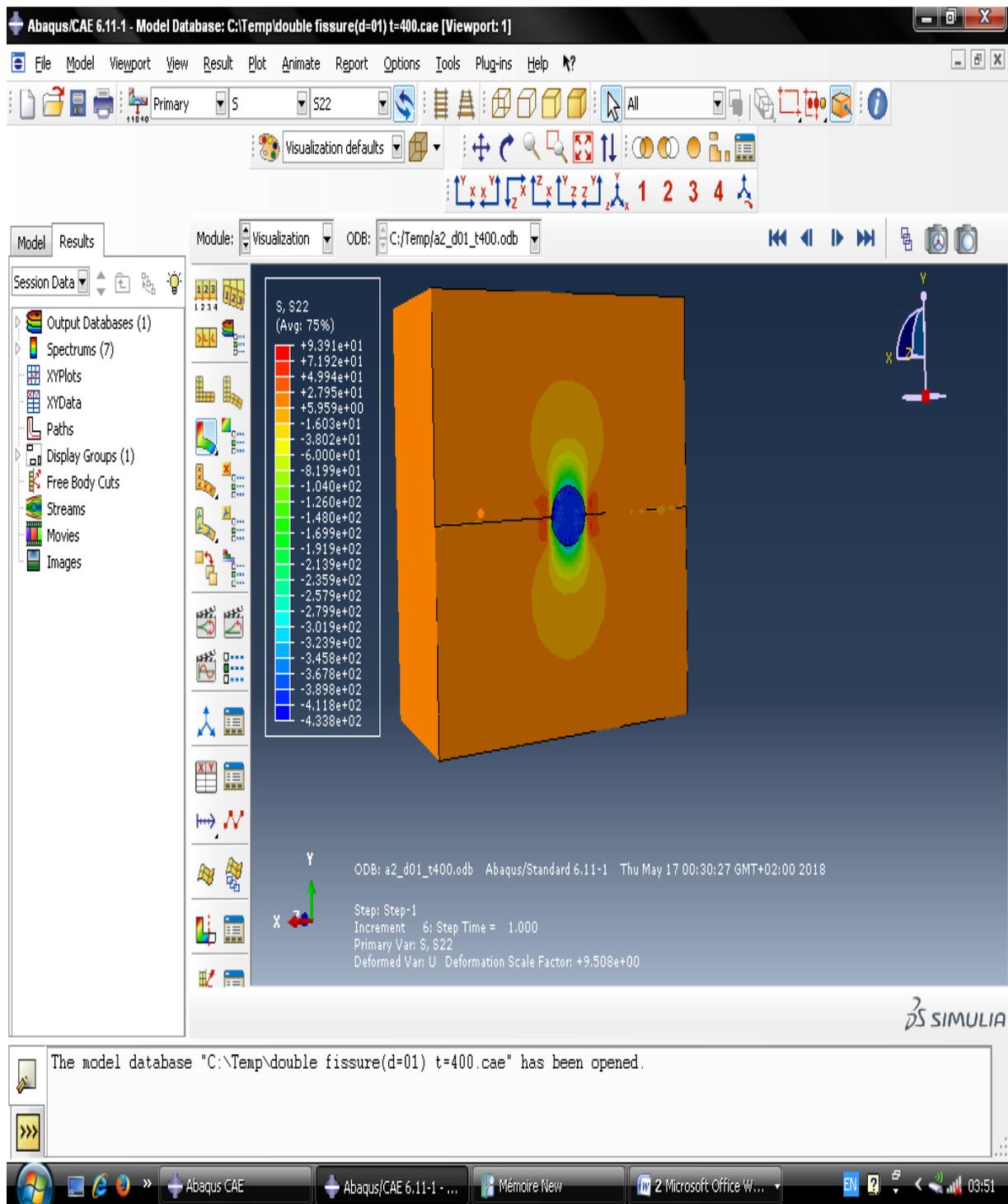


Figure (III-16): Visualisation des résultats suivant l'axe (yy)

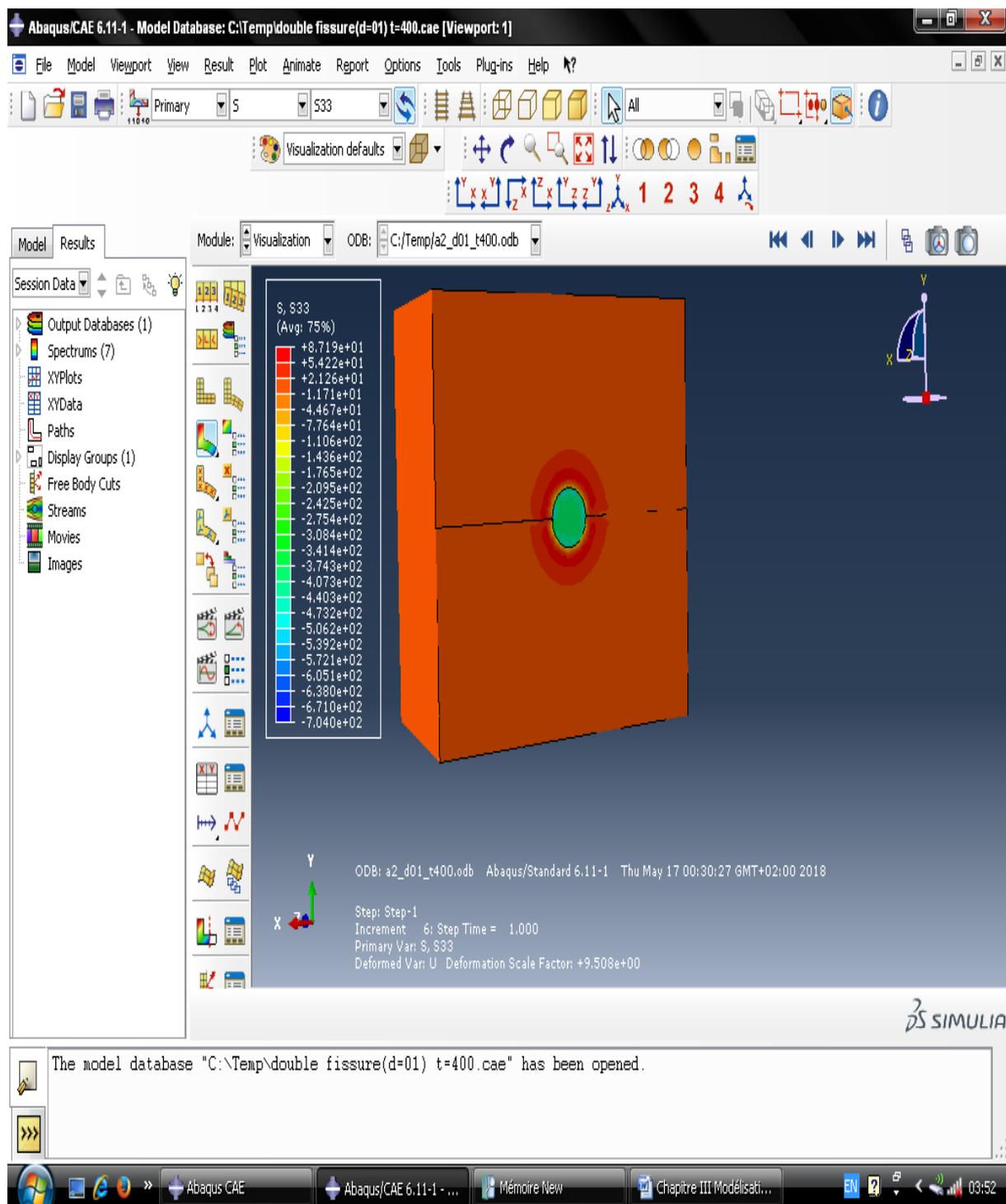


Figure (III-17): Visualisation des résultats suivant l'axe (zz)

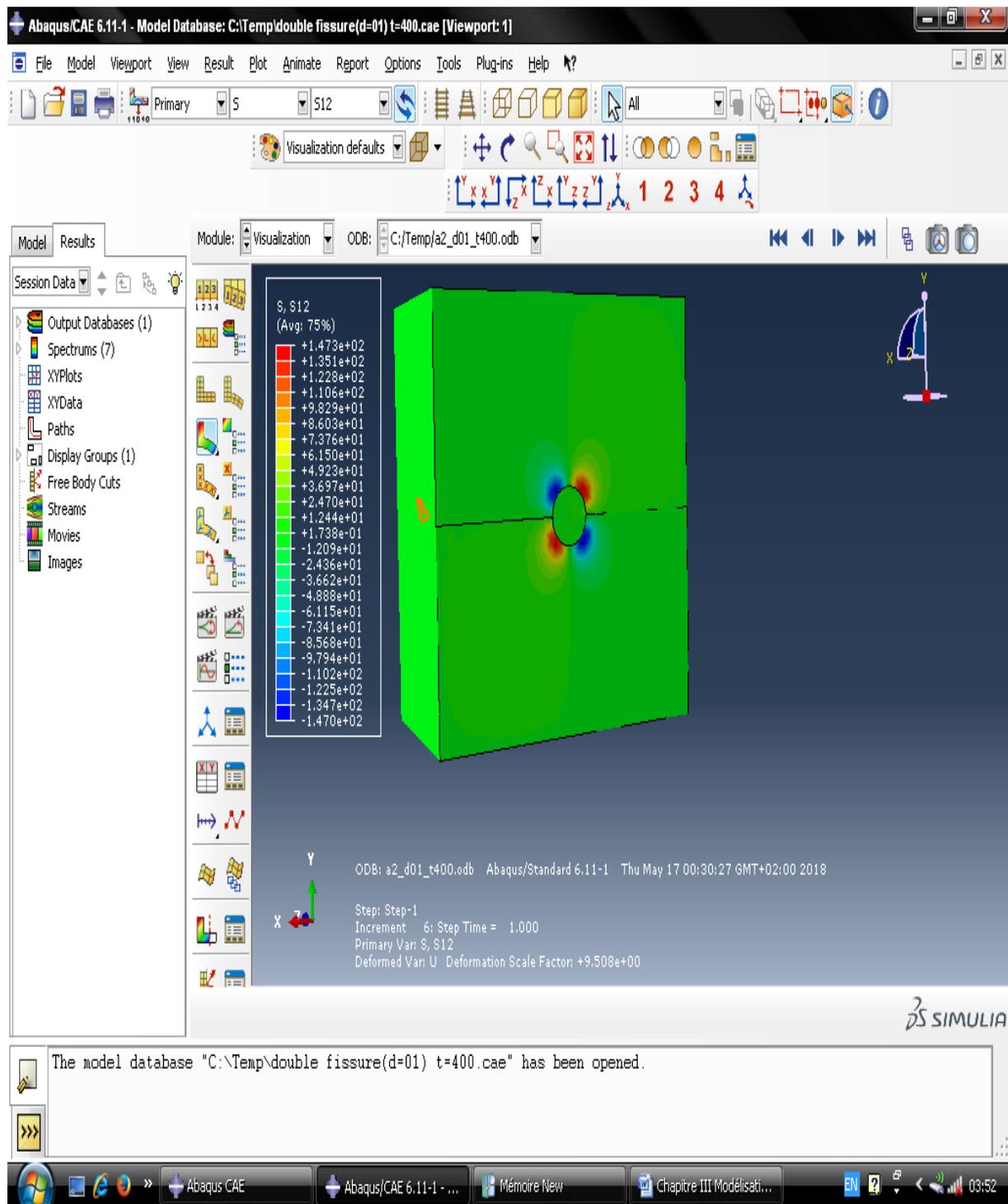
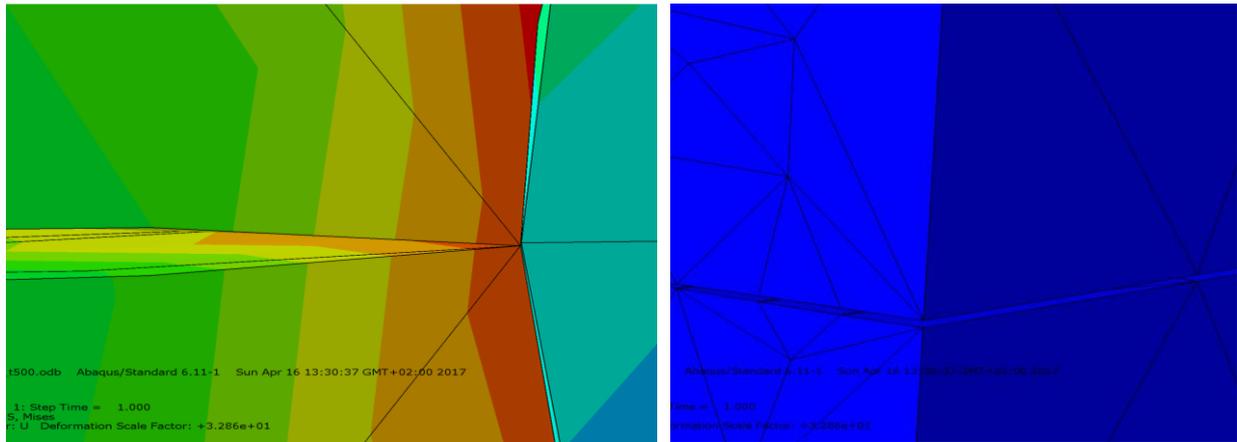


Figure (III-18): Visualisation des résultats suivant l'axe (xy)

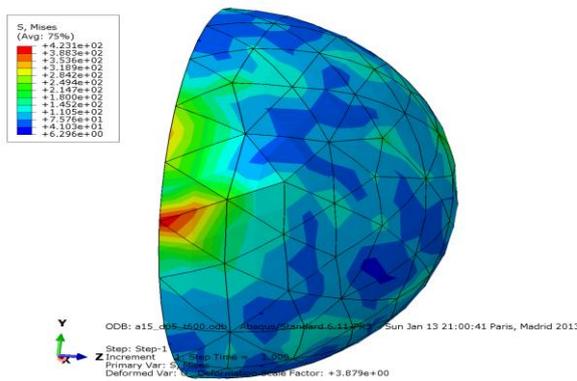
III.4 Simulation de la propagation d'une fissure

Dans cette partie de notre étude nous avons réalisé, par simulation, la propagation d'une fissure présentée.

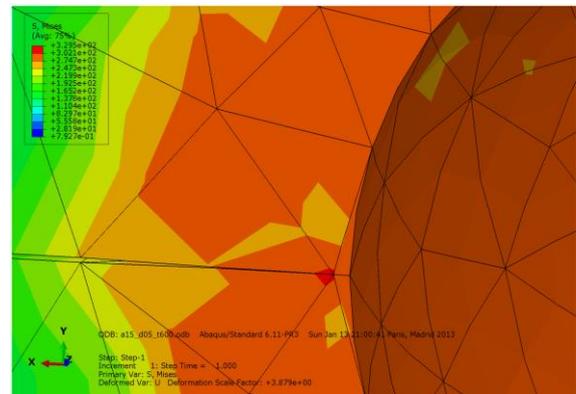


a- Propagation de la fissure en longueur

b- Propagation de la fissure en largeur



c- point contrainte maximal en particule



d- Propagation de la fissure sans particule

Fig.III.19 : propagation d'une fissure interne

Chapitre IV

Résultats et discussion

IV.1 Introduction

Dans ce chapitre, on présente tous les résultats obtenus par simulation numérique et réalisés avec le logiciel « ABAQUS 6.11 » et déterminer contraintes résiduelles équivalente de Von Mises et contraintes résiduelles thermique normal agissant sur une microstructure d'un composite à matrice métallique renforcée par des particules sphérique (SiC).

IV.2 Distribution des Contraintes Résiduelles

La Figure IV.1 représente la distribution tridimensionnelle des contraintes résiduelles thermiques V_M , σ_{xx} , σ_{yy} et σ_{zz} sur la micro-structure en investigation pour le cas ($a=10 \mu m$, $d=0,1 \mu m$, $\Delta T=300^\circ C$). Il est à remarquer que la distribution de la contrainte de Von Mises est symétrique sphérique selon les trois plans par rapport au centre de l'inclusion. Elle prend des valeurs élevées dans l'inclusion et au voisinage proche de l'interface particule-matrice. Il est à noter que la contrainte considérée diminue au fur et à mesure qu'on s'éloigne radialement du centre de l'inclusion et tend à une valeur négligeable vers l'extrémité du volume élémentaire.

En ce qui concerne la distribution de la contrainte σ_{xx} est symétrique dans la matrice par rapport à l'axe des abscisses et fortement importante de part et d'autre de l'inclusion. Ces contraintes sont négatives suite à la compression créée par la présence de la discontinuité géométrique sur l'inclusion. Par contre, les contraintes de compression dans l'inclusion sont deux fois plus importantes que celles obtenues dans la matrice. A cet effet, la zone plastique dans la matrice entourée par l'inclusion engendre systématiquement le décollement de l'interface matrice-inclusion suivant l'axe x.

Il est à signaler qu'une répartition des contraintes résiduelles σ_{yy} est nettement asymétrique par rapport à l'axe verticale en présence de l'effet de la fissure qui apparaît par la création de la zone de traction au voisinage de l'inclusion dans le côté opposé de la fissure. Les contraintes de compression sont deux fois plus grandes de part et d'autre de l'inclusion sur l'axe des ordonnées. Les contraintes de compression situées dans la particule sont comparables à celles montrées sur la Fig. IV.1.b (σ_{xx}). La différence des contraintes traction-compression sur le côté opposé de la fissure peut produire la naissance des fissures par décohésion inclusion-matrice.

La Fig. IV.1.d, illustre l'évolution des contraintes normales suivant l'axe z. Il est clair que la distribution des contraintes de traction dans la matrice est homogène et sphérique par rapport au centre de l'inclusion dont les valeurs sont comparables aux contraintes σ_{xx} . Les contraintes de compression sont à l'intérieures de l'inclusion et elles sont de l'ordre de cinq fois plus importantes que celles de la traction. Loin de la particule cette contrainte dans la matrice prend des valeurs faibles.

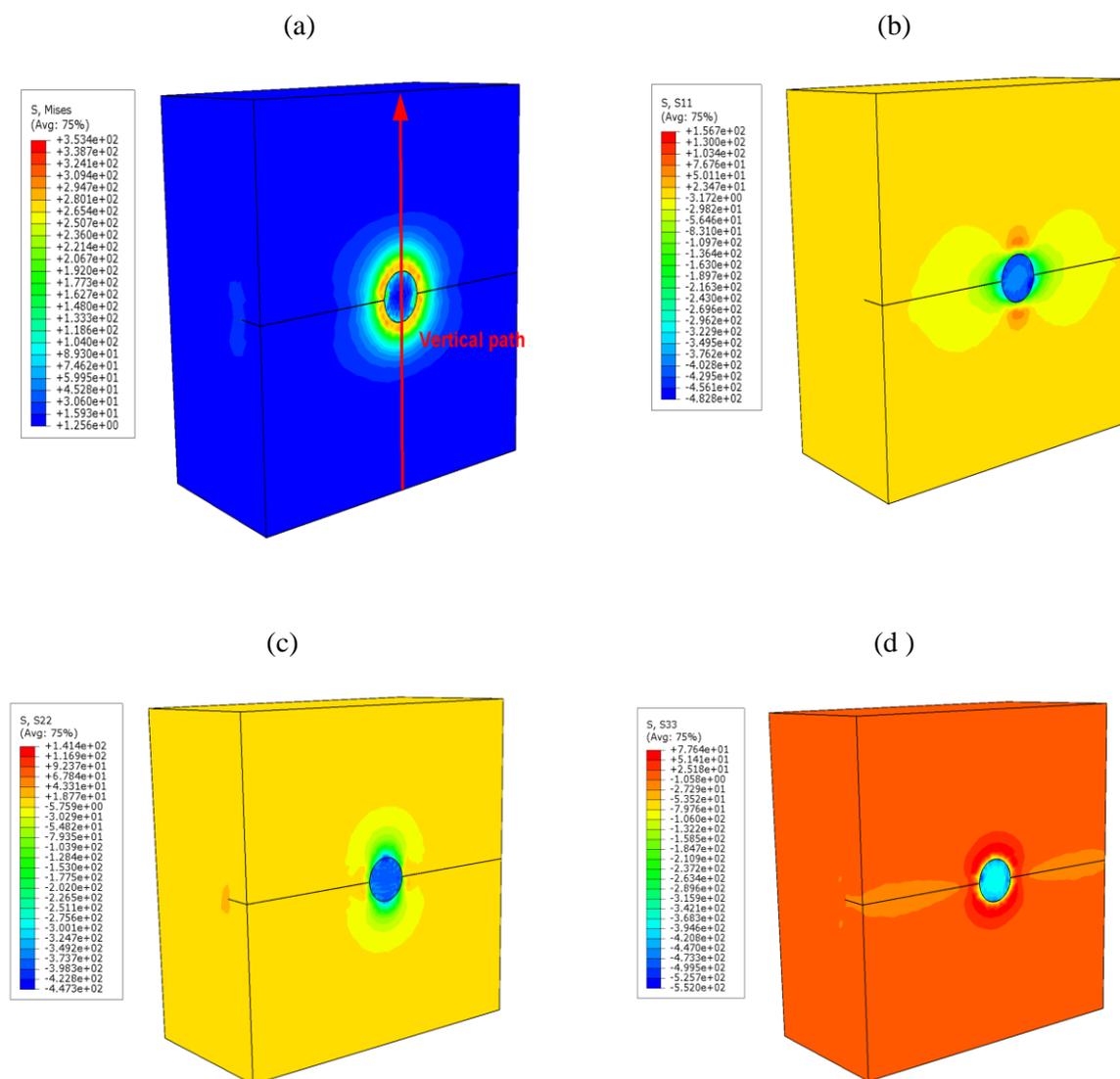


Fig. IV.1. Répartition du contrainte résiduelle équivalent de Von Mises et contraintes normale pour $d=0.1\mu m$, $a=10\mu m$, $\Delta T=300^\circ C$: (a) σ_{vm} ; (b) σ_{xx} ; (c) σ_{yy} and (d) σ_{zz} .

IV.3 Effet du gradient température pour le cas micro-structure avec double fissure

La figure IV.2 décrit la répartition des contraintes agissant sur une microstructure d'un composite à matrice métallique (CMM) à savoir V_M , σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} pour différents gradients de température variant de 100°C à 600°C. Il est à constater que l'allure de toutes ces contraintes est quasiment symétrique par rapport au centre du défaut. Les contraintes maximales sont proportionnelles au gradient de température qui réplique sur la différence de dilation thermique et les propriétés mécaniques des matériaux radicalement différentes. Ainsi, quelque soit les différents gradients de température les grandeurs des contraintes sont insignifiantes en s'éloignant de l'inclusion. IL est à signaler que ces contraintes sont maximales au niveau de l'interface entre l'inclusion et la matrice alors qu'elles sont très faibles voire une valeur nulle lorsque la distance est supérieure à 0.5 μm . Il est clair que le gradient de température a un effet direct et significatif sur les contraintes au voisinage proche de l'inclusion.

En ce qui concerne et en particulier les contraintes de Von Mises V_M , celles-ci diminues fortement à l'intérieur de la particule jusqu'à une valeur proche du zéro au centre de la particule ce qui montre que l'effet du gradient de température est négligeable à l'intérieur du défaut. Un comportement inverse se produit pour les contraintes σ_{xx} , σ_{yy} et σ_{zz} , elles sont pratiquement constantes à l'intérieur de la particule et comparables à la valeur maximale obtenue au voisinage de l'interface. Il est à noter que le gradient de la température influe d'une manière importante sur les contraintes à l'intérieur de l'inclusion.

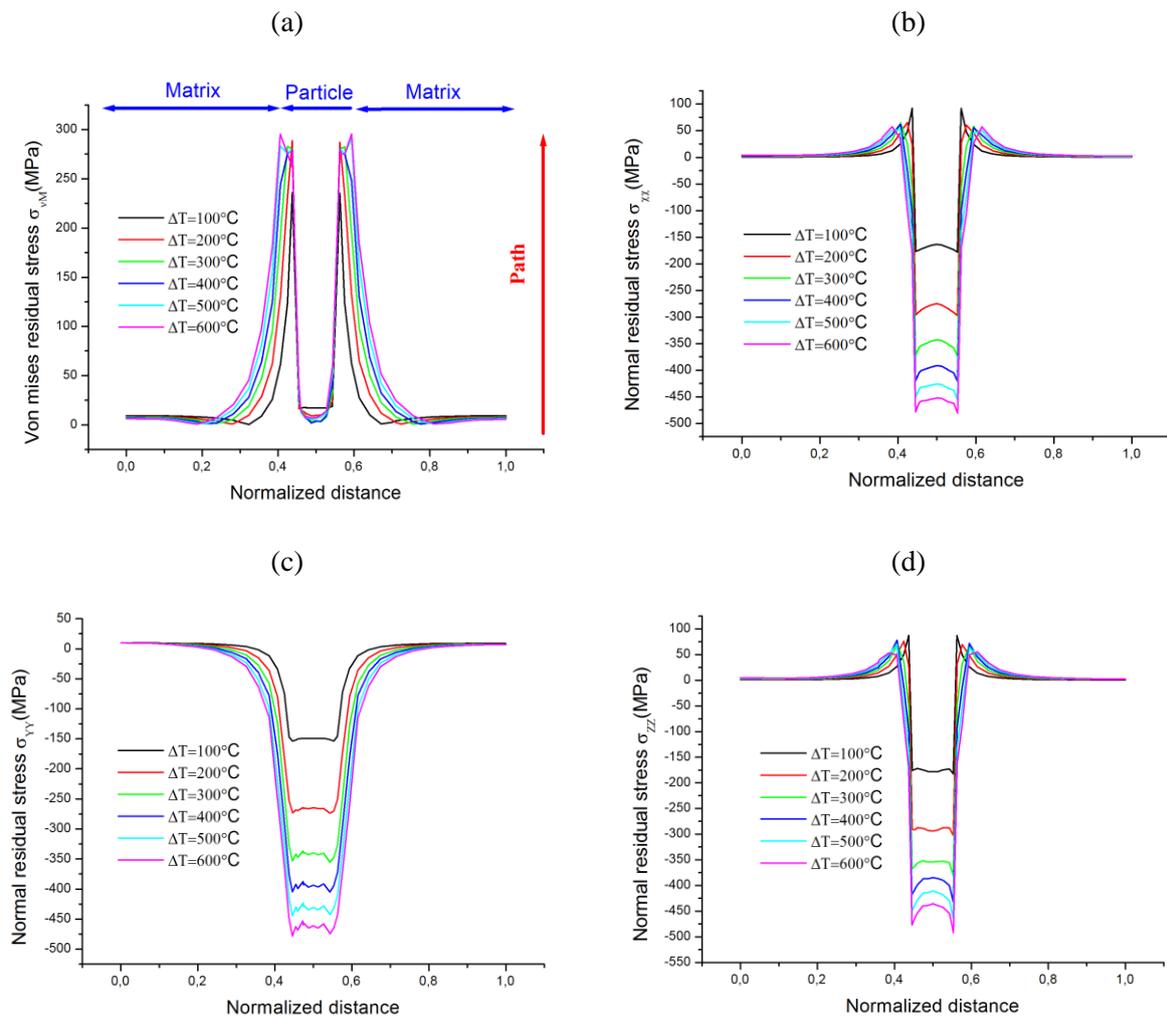


Fig. IV.2. Répartition du contrainte résiduelle équivalent de Von Mises et contraintes normale pour $d=0.5\mu m$, $a=10\mu m$, $\Delta T=300^\circ C$: (a) σ_{vm} ; (b) σ_{xx} ; (c) σ_{yy} and (d) σ_{zz}

IV.3.1 Distribution des Contraintes Résiduelles suivant (Path vertical)

Sur la figure IV.3 on illustre la répartition des contraintes résiduelles selon la direction verticale passant par le centre de l'inclusion, en présence d'une fissure longitudinale plane des largeurs « $a=5 \mu\text{m}$, $10 \mu\text{m}$, et $15 \mu\text{m}$ ». On note « d » l'inter-distance séparant de la particule et la fissure (suivant le plan passant par le centre de la particule). Deux distances sont considérées à savoir $d=0.1$; $0.5 \mu\text{m}$. Il est à noter que quelle que soit l'inter-distance « d » les allures des contraintes V_M , σ_{xx} , σ_{yy} , σ_{zz} sont quasi-identiques sous l'effet du gradient de température avec ceux sans la présence de fissure.

Nous constatons que l'effet de la présence de la fissure négligeable sur l'ampleur des contraintes σ_{xx} , σ_{yy} et V_M , alors qu'il est important sur la contraintes σ_{zz} . Elles augmentent avec l'augmentation de la fissure suivant largeur en conséquence selon le tableau ci-dessous les contraintes maximales de σ_{zz} s'affaiblissent lorsque la fissure s'approche de la l'inclusion.

Tableau IV.1

Contraintes résiduelles maximales σ_{zz} pour $d=0.1\mu\text{m}$

<i>Largeur de fissure [μm]</i>	5	10	15
<i>Contraintes résiduelle σ max [MPa]</i>	-468	-490	-538

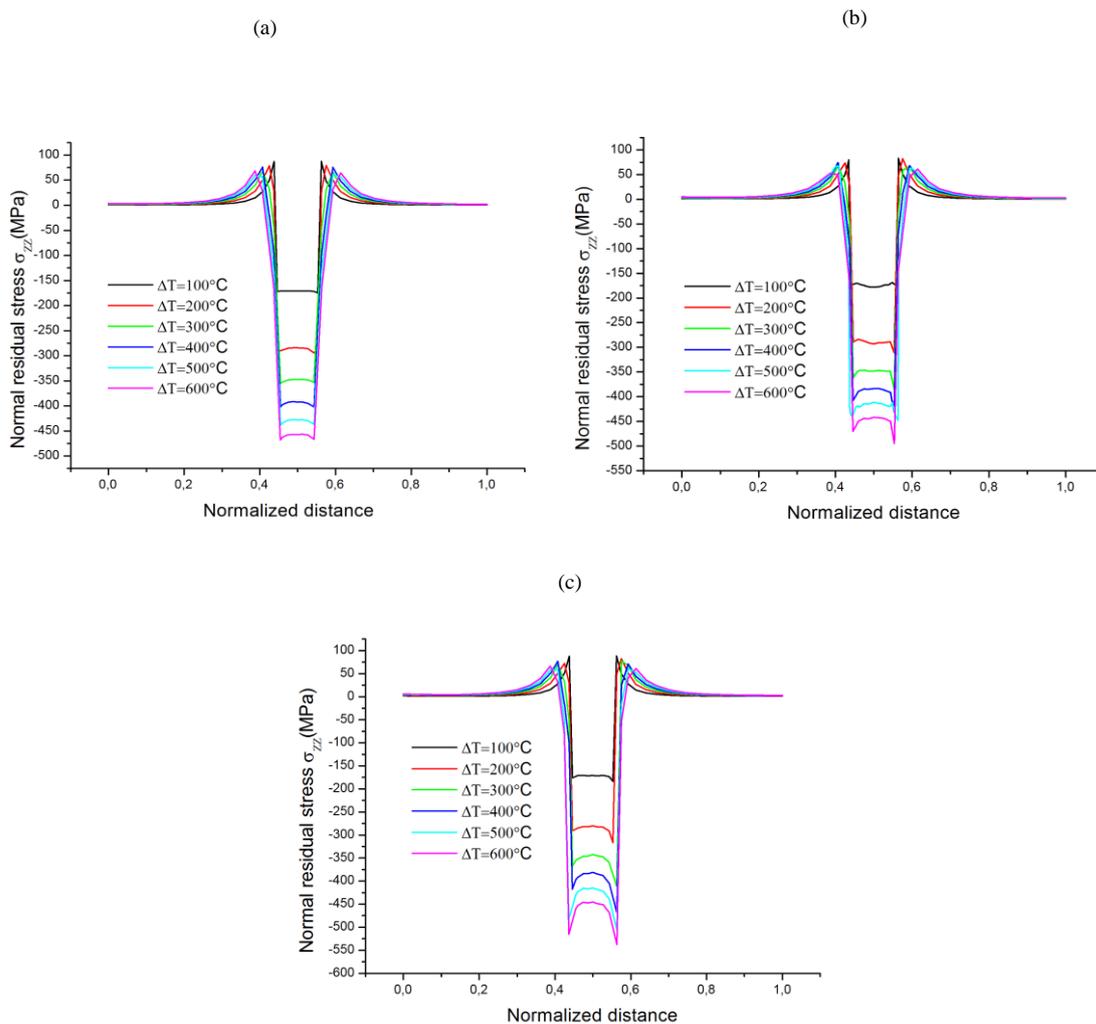


Fig. IV.3 Distribution des contraintes résiduelles suivant l'axe (zz) pour : $d=0.1 \mu\text{m}$, (a) $a=5 \mu\text{m}$, (b) $a=10 \mu\text{m}$, (c) $a=15 \mu\text{m}$

Les mêmes constatations sont enregistrées pour le cas d'une fissure de inter-distance $d=0.5 \mu\text{m}$ (figure IV.4), Il est à signaler que les contraintes σ_{zz} . Elles augmentent avec l'augmentation de l'inter-distance jusqu'à « $d=0.5 \mu\text{m}$ », la contrainte σ_{zz} augmente avec la propagation de la fissure en direction largeur et en conséquence selon le tableau ci-dessous.

Tableau IV.3

Contraintes résiduelles maximales σ_{zz} pour $d=0.5\mu\text{m}$

Largeur de fissure [μm]	5	10	15
Contraintes résiduelle σ_{max} [MPa]	-500	-502	-503

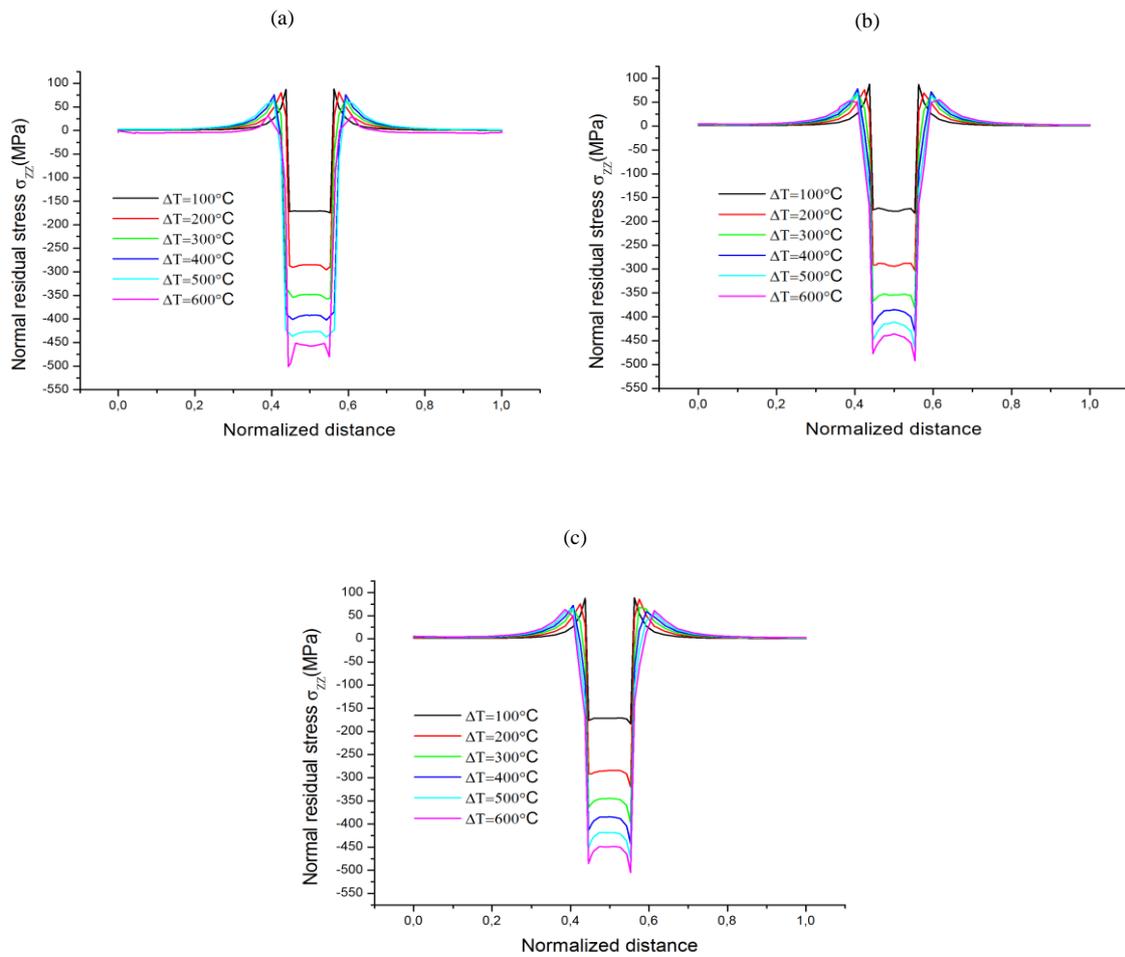


Fig. IV.4 Distribution les contraintes résiduelles suivant l'axe (zz) pour : $d=0.5\mu\text{m}$, (a) $a=5\ \mu\text{m}$, (b) $a=10\ \mu\text{m}$, (c) $a=15\ \mu\text{m}$

IV.4 Effet de la pénétration de la fissure sur les contraintes maximales

Pour se faire il est important de localiser les extremums des contraintes et de déterminer leurs valeurs à partir des résultats obtenus. A titre d'exemple, les contraintes résiduelles sur la surface de la jonction entre l'inclusion et la matrice sont mis en évidence par la figure IV.5, qui représente la répartition de la contrainte de Von Mises pour le cas ($a=10\mu\text{m}$, $d=0.1\mu\text{m}$ et $\Delta T=300^\circ\text{C}$) au voisinage de la fissure et de l'interface de la microstructure, d'autre part, la fissure est représentée par la région en couleur blanche. Cette contrainte est très importante à la pointe de la fissure en se propageant vers l'inclusion ; elle est de l'ordre de 327MPa.



Fig. IV.5 Interaction fissure-inclusion ($a=10\mu\text{m}$, $d=0.1\mu\text{m}$, $\Delta T=300^\circ\text{C}$)

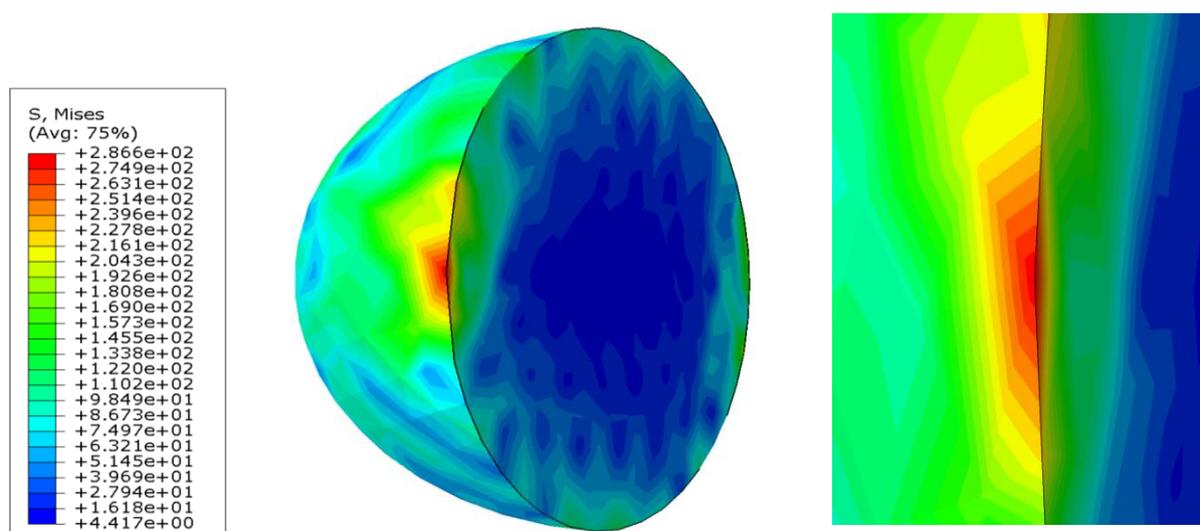


Fig. IV.6 Niveaux de contraintes V_M dans la matrice et l'inclusion ($a=10\mu\text{m}$, $d=0.1\mu\text{m}$, $\Delta T=300^\circ\text{C}$)

Dans le même sens, l'effet de la fissure très proche de l'inclusion sur les niveaux de contraintes de Von Mises à l'interface de la matrice et à l'inclusion est exprimé sur la figure IV.6 qui montre aussi une forte concentration des contraintes au voisinage de la pointe de la fissure et qui s'étend vers l'inclusion. Par ailleurs, les contraintes maximales pour le cas de la matrice et l'inclusion suivant les directions xx, yy, et zz sont montrées sur la figure IV.6. Il est à constater que les contraintes maximales dans l'inclusion se trouvent au fond alors que celles de la matrice se trouvent proche au fond, ceci est dû principalement à l'effet d'interaction et différence des propriétés mécaniques des matériaux.

Pour les faibles inter-distances dans le cas de l'inclusion, l'augmentation du gradient de température provoque la transformation des contraintes résiduelles de traction à des contraintes résiduelles de compression en ce qui concerne les contraintes σ_{xx} et σ_{yy} . Les contraintes σ_{xx} et σ_{zz} sont deux fois plus importantes dans la matrice que l'inclusion. Un comportement inverse se produit pour la contrainte σ_{yy} , elle est maximale dans l'inclusion. L'augmentation du gradient de température fait augmenter les contraintes. Il est à signaler aussi, que l'effet de l'inter-distance est significatif pour les faibles valeurs de « d » et inférieur à $10 \mu m$ pour les deux cas à savoir sur l'interface de la matrice et sur la surface extérieure de l'inclusion.

CONCLUSION GENERALE

Conclusion

L'augmentation des contraintes résiduelles entre matrice et particule dépendent du désaccord du coefficient de dilatation thermique (CTE) et le module d'élasticité ainsi le coefficient des poisons entre la matrice (Al) et la particule (SiC). Ainsi le désaccord entre les caractéristiques d'élasticité/ plastique et dilatation thermique du matrice et particule conduit à un rendement plastique inhomogène pendant le chargement thermique cette déséquilibre entraine grandes contraintes dans les particules.

D'après les résultats de la simulation numérique obtenus, on a pu constater :

1. L'inter-distance entre la fissure et la particule joue un rôle important en ce qui concerne la génération de contraintes résiduelles. Plus l'inter-distance n'est faible, plus les contraintes internes des contraintes résiduelles normales de σ_{zz} sont faible.
2. Nous avons noté que plus la largeur de fissure de 5 μm , 10 μm et 15 μm , est grande, plus la contrainte résiduelle de σ_{zz} augmente.
3. Les valeurs des contraintes internes normales introduites dans la matrice et la particule augmentent avec l'augmentation de la température de réchauffage.
4. Des contraintes résiduelles étendues sont générées, principalement au niveau de la matrice d'interface, de la particule.
5. L'augmentation de la température de réchauffement a entraîné une augmentation des contraintes résiduelles.

REFERENCES
BIBLIOGRAPHIQUES

RÉFÉRENCE BIBLIOGRAPHIQUE

- [1] Ph. BERTIN ; "Les avantages technologiques dans l'utilisation de matériaux composites pour l'industrie automobile "; Matériaux composites avancés, Procédure du 1er séminaire de France Japon sur les matériaux composites; Éditeurs C. BATHIAS and M. UEMURA; Paris, March 13-14, p. 74-82, 1990.
- [2] Z. Jendli, F. Meraghni, J. Fitoussi, D. Baptiste. (2004) Micromechanical analysis of strain rate effect on damage evolution in sheet molding compound composites. *Composites, Part A* 35, pp. 779-785.
- [3] J.-M. Berthelot, Matériaux composites : comportement mécanique et analyse des structures, Masson, Paris, 1992.
- [4] F. Bouafia, B. Serier, B. Bachir Bouiadjra, "Finite element analysis of the thermal residual stresses of SiC particle reinforced aluminum composite", *Computational Materials Science*, Vol. 54, pp. 195-203, 2012
- [5] B. Agoudjil, L. Ibos, J. C. Majesté, Y. Candau, and Y. P. Mamunya, "Correlation between transport properties of Ethylene Vinyl Acetate/glass, silver-coated glass spheres composites," *Composite: Part A*, vol. 39, pp. 342- 351, 2008.
- [6] B. Bonnet. (2005) Comportement au choc de matériaux composites pour applications automobiles. Thèse de l'Ecole des Mines de paris.
- [7] J.J.Santini, F.E. Kennedy, An experimental investigation of surface temperatures and wear in disk brakes, *Lub. Eng.*, 116(1975)402-417.
- [8] H.J.Tumbrink, Measurement of load distribution on disc brake pads and optimization of disc brakes using the ball pressure method, SAE paper 890863, 1989.
- [9] Min YU, Elaboration de composites à matrice métallique d'alliages d'aluminium par projection à froid. Thèse de belfort.
- [10] G.R. Irwin, Analysis of stresses and strains near the end of crack traversing a plate, *J. Appl. Mech. Transactions*, 24(3):361–64, 1957.

- [11] Bunsell A., Renard J., “Fundamentals of fibre reinforced composite materials”, IOP 2005.
- [12] T. Kurmura, J.E. King, Residual stress effect on crack initiation and growth in Al/SiC MMCs, in: Proceeding of the Fourth European Conference on Residual Stresses, vol. 1, June 4–6, 1996, pp. 499–508.
- [13] ABAQUS, User’s Manual, 6.11, Dassault Systèmes Simulia Corp, 2011.
- [14] S. Main Lee, J. Seung cheon, Y. T. Im. (1999) Experimental and numerical study of the impact behaviour of SMC plates. Composite structures, vol. 47, pp. 551-561.
- [15] A.E. Anderson, R.A Knapp, Hot spotting in automotive friction systems, Wear135(1990)319-337.
- [16] T. M-L. Nguyen-Tajan, Modélisation thermomécanique des disques de frein par une approche eulérienne, thèse doctorat. Materials. Ecole Polytechnique X, 2002, France.
- [17] H. Manel, Etude numérique avec comparaison expérimentale des propriétés thermophysiques des matériaux composites à matrice polymère. Mémoire master 2010/2011.
- [18] J.L. BILLOËT “Introduction aux matériaux composites à hautes performances”
Edition Broché, 1993
- [19] A. Loyer, Etude numérique et expérimentale du crissement des systèmes de freinage ferroviaires, thèse doctorat, Mechanics. Ecole Centrale de Lyon, 2012. France.
- [20] E.A. Carneiro, L. Winocq and J. Berthaud, Disc brakes of trucks: a technical innovation for heavy vehicles, Warrendale SAE, 1992.
- [21] Gornet L, “Généralités sur les matériaux composites”, Ecole Centrale Nantes, http://cel.archivesouvertes.fr/cel-00470296_v1/ (1999, 2009).
- [22] G. Amontons, De la résistance causée dans les machines, Mémoires de l’Académie Royale A, publié dans Histoire de l’Académie Royale des Sciences, 19/12/1699, p. 1732, 206-227.
- [23] L. Euler, Sur le frottement des corps solides; Sur la diminution de la résistance du frottement, Mémoires de l’Académie des sciences de Berlin, 1750, IV (1748)122-132 et 133.
- [24] KAOUCHE Naima, « prise en compte du vieillissement et de l’endommagement dans le dimensionnement de structures en matériaux composites » Mémoire magister 2016. USTO.

- [25] D. Ouinas, B. Bachir Bouiadjra, N. Benderdouche, “Interaction effect of a main crack emanating from a semicircular notch and a microcrack”, *Comput. Mater. Sci.* 43, pp. 1155–1159, 2008.
- [26] H.R. Wentenkamp, R.M. Kipp, Hot spot heating by composite shoes, *J.Eng.Ind.* (1976)453-458.
- [27] T.A Dow, Thermoelastic effects in brakes, *Wear* 59(1980)213-221.
- [28] W.Y. Li, H.L. Liao, C.J. Li, H.S. Bang, and C. Coddet, Numerical simulation of deformation behavior of Al particles impacting on Al substrate and effect of surface oxide films on interfacial bonding in cold spraying, *Appl Surf Sci*, 2007, 253(11), p. 5084-5091.
- [29] W.Y. Li, S. Yin, and X.F. Wang, Numerical investigations of the effect of oblique impact on particle deformation in cold spraying by the SPH method, *Appl Surf Sci*, 2010, 256(12), p.3725-3734.

ANNEXE

Annexe 01

Tableau no 1 ; Matériau

Matrice : Les teneurs en éléments d'alliages indiqués en italique sont des teneurs nominales normalisées. Les autres teneurs indiquées sont des teneurs mesurées par les auteurs (en% poids).

Renfort: p : panicules, w : whiskers, Vf : fraction volumique

Taille: Les dimensions indiquées sont des dimensions moyennes.
Dans le cas de whiskers, le premier chiffre indique le diamètre moyen ; le deuxième indique la longueur moyenne.

Elaboration :

M: Elaboration par des procédés de moulage

SC: Squeeze casting

M/P: Métallurgie des poudres

E (x:x) : Extrusion (taux d'extrusion)

L: Laminage

T.T. : (Traitement Thermique)

R : Revenu

T4: Mise en solution+ trempe+ maturation à l'ambiante

T6 : Mise en solution + trempe + vieillissement accéléré

Tableau n°2 ; Propriétés mécaniques

Orientation : Les orientations précisées concernent les propriétés mécaniques monotones citées et les facteurs d'intensité de contrainte critique Kic.

L.P.: Limite de proportionnalité

Ref.	Matrice	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ni	Ti	p/w	V _f	Taille (µm)	Elaboration Mise en forme	T.T.
9	A356	<0,1	0,3		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	-	-	-	M	T6
		<0,1	0,3		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	p	10	-	M	T6
		<0,1	0,3		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	p	15	-	M	T6
		<0,1	0,3		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	p	20	-	M	T6
11	A-Li3									w	20	0,5-50	SC	-
	A9 (99,9%)									w	20	0,5-50	SC	-
14	2124	3,55	1,29	<0,01	0,01					w	5	-	M/P+E(20:1)	T6
16	2124	4,75	1,55	0,81	0,07	0,04	0,01			-	-	-	M/P+E(480°C) 8:1	T4
		4,75	1,55	0,81	0,07	0,04	0,01			-	-	-	M/P+E(480°C) 25:1	T4
		4,49	0,96	0,38	0,036	-	0,01	0,049	0,025	p	25	3	M/P	T4
		4,49	0,96	0,38	0,036	-	0,01	0,049	0,025	p	25	3	M/P+E(480°C) 8:1	T4
		4,49	0,96	0,38	0,036	-	0,01	0,049	0,025	p	25	3	M/P+E(480°C) 25:1	T4
		4,36	0,99	0,39	0,027	-	0,01	0,042	0,001	w	25	-	M/P	T4
		4,36	0,99	0,39	0,027	-	0,01	0,042	0,001	w	25	-	M/P+E(480°C) 8:1	T4
		4,36	0,99	0,39	0,027	-	0,01	0,042	0,001	w	25	-	M/P+E(480°C) 25:1	T4
17	A-U4	4								w	12	0,5-50	SC	T6
	A-U4N1	4						1		w	12	0,5-50	SC	T6
		4						1		w	12	0,5-50	SC	T6
	A-U4N2	4						2		w	12	0,5-50	SC	T6
		4						2		w	12	0,5-50	SC	T6
20	A-G4		4							p	15	9	M/P + E	-
30	6061	0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		w	20	-	SC	T6
36	1100 (99%)									p	0		M/P	R
										p	0		M	R
										w	0		M/P	R
										w	0		M	R
										p	20	250	M/P	R
										p	20	250	M	R
								w	20	0,5-3	M/P	R		

Annexe 1

Ref.	Matrice	p/w	V _f	Taille (µm)	T (°C)	Orient.	E (GPa)	v	L.P. (MPa)	Re0,2% (MPa)	R _m (MPa)	A (%)	K _{Ic} (MPa.√m)	
9	A356	-	-	-	20		75,2			200	255	4	17,4	
		p	10	-	20		77,2			262	276	0,7	17,5	
		p	15	-	20		92,4			296	303	0,4	-	
		p	20	-	20		95,8			296	317	0,5	16,5	
11	A-Li3	w	20	0,5-50	20					205	300	1,5		
		w	20	0,5-50	20					260	330	1,2		
	A9 (99,9%)	w	var.	0,5-50	20									
14	2124	w	5	-										
16	2124	-	-	-	20	L	-			382	472	8,4		
		-	-	-	20	L	-			408	578	14		
		p	25	3	20	L	110			412	440	1		
		p	25	3	20	L	120			461	540	1,2		
		p	25	3	20	L	140			487	670	1,7		
		w	25	-	20	L	100			394	421	0,6		
		w	25	-	20	L	125			530	595	0,8		
		w	25	-	20	L	170			586	860	1		
17	A-U4	w	12	0,5-50	250						205	10,6		
		A-U4N1	w	12	0,5-50	20						395	6,8	
			w	12	0,5-50	250						190	6	
		A-U4N2	w	12	0,5-50	20						378	4,8	
		w	12	0,5-50	250						189	5,7		
20	A-G4	p	15	9	20	L	84		280	450	495-518	1,3-2,3	8,7-9,1	
30	6061	w	20	-	20						500			
36	1100 (99%)	p	0	-	20					37,3	85,6			
		p	0	-	20					25,6	93,2			
		w	0	-	20					31,6	68,4			
		w	0	-	20					21,3	65,6			
		p	20	250	20					56	86,9			
		w	20	250	20					47,9	71,9			
		w	20	0,5-3	20				167	298,8				

Annexe 1

Ref.	Matrice	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ni	Ti	p/w	V _f	Taille (µm)	Elaboration Mise en forme	T.T.
										w	20	0,5-3	M	R
										p	20	0,5	M/P	R
										p	20	0,5	M	R
38	2024	3,8-4,9	1,2-1,8	0,3-0,9	<0,5	<0,5	<0,25			-	-	-	M/P+E	T6
		3,8-4,9	1,2-1,8	0,3-0,9	<0,5	<0,5	<0,25			w	21	-	M/P+E	T6
	6061	0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		p	25	-	-	T6
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		p	25	-	-	T6
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		w	25	-	-	T6
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		w	25	-	-	T6
40	2124	4,06	2	0,5	0,007					w	15	0,5-50	M/P + E	T6
43	A-S7G0.3	<0,1	0,3		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	p	10	13	Compcasting	T4
		<0,1	0,3		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	p	10	13	Compcasting	T6
		<0,1	0,3		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	Poxy	10	13	Compcasting	T4
		<0,1	0,3		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	Poxy	10	13	Compcasting	T6
45	6061	0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		p	10	6,5	M	T4
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		p	10	6,5	M	T6
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		p	20	10	M	T4
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		p	20	10	M	T6
49	A-U4G	4	1,4		0,02					-	-	-	M/P + E + L (22:1)	-
		4	1,4		0,02					-	-	-	M/P + E + L (22:1)	-
		4	1,4		0,02						-	-	M/P + E + L (22:1)	T6
		4	1,4		0,02						-	-	M/P + E + L (22:1)	T6
		4	1,4		0,02					p	15	0,7	M/P + E + L (22:1)	-
		4	1,4		0,02					p	15	0,7	M/P + E + L (22:1)	-
		4	1,4		0,02					p	15	0,7	M/P + E + L (22:1)	T6
		4	1,4		0,02					p	15	0,7	M/P + E + L (22:1)	T6
		4	1,4		0,02					w	15	0,5-9	M/P + E + L (22:1)	-
		4	1,4		0,02					w	15	0,5-9	M/P + E + L (22:1)	-
		4	1,4		0,02					w	15	0,5-9	M/P + E + L (22:1)	T6
		4	1,4		0,02					w	15	0,5-9	M/P + E + L (22:1)	T6

Annexe 1

Ref.	Matrice	p/w	V _f	Taille (µm)	T (°C)	Orient.	E (GPa)	v	L.P. (MPa)	Re0,2% (MPa)	R _m (MPa)	A (%)	K _{IC} (MPa.√m)
		w	20	0,5-3	20					151,6	302,4		
		p	20	0,5	20					172,6	250,5		
		p	20	0,5	20					167,1	237,1		
38	2024	-	-	-	var	L							
		w	21	-	var	L							
	6061	p	25	-	20	L-T							11,5
		p	25	-	20	T-L							11,1
		w	25	-	20	L-T							8,6
		w	25	-	20	T-L						7,7	
40	2124	w	15	0,5-50									
43	A-S7G0.3	p	10	13	20					161	210	2,15	
		p	10	13	20					232	272	1,25	
		Poxy	10	13	20					124	206	5,13	
		Poxy	10	13	20					146	223	4,5	
45	6061	p	10	6,5									
		p	10	6,5									
		p	20	10									
		p	20	10									
49	A-U4G	-	-	-	20	L	72	0,36	166		307	12,3	
		-	-	-	20	T	72	0,36	166		302	12,3	
		-	-	-	20	L	73	-	250		415	13,6	
		-	-	-	20	T	71	0,3	215		362	12,3	
		p	15	0,7	20	L	100	0,27	218		352	3,8	
		p	15	0,7	20	T	99	0,27	215		340	5	
		p	15	0,7	20	L	97	0,29	312		573	5,3	
		p	15	0,7	20	T	102	0,28	331		561	4,7	
		w	15	0,5-9	20	L	111	0,29	202		432	2,6	
		w	15	0,5-9	20	T	96	0,26	182		363	5,8	
		w	15	0,5-9	20	L	104	0,29	300		659	2	
		w	15	0,5-9	20	T	93	0,29	285		614	6,9	

Annexe 1

Ref.	Matrice	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ni	Ti	p/w	V _f	Taille (µm)	Elaboration Mise en forme	T.T.	
50	6061	0,15-0,4 0,15-0,4	0,8-1,2 0,8-1,2	<0,15 <0,15	<0,7 <0,7	0,4-0,8 0,4-0,8	<0,25 <0,25	- -	- -	p p	10 20	- -	M+E M+E	- -	
52 : idem 43															
58	2124	4,4	1,5	0,6						w	20	-	-	T6	
63	2124	4,4	1,5	0,6						p	15	-	-	T6	
		4,4	1,5	0,6						p	15	-	- + grenailage	T6	
64	6061	0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-	-	-	-	-	M/P + E	R	
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-	-	w	5	-	M/P + E	R	
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-	-	w	20	-	M/P + E	R	
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-	-	p	20	0,5	M/P + E	R	
66	2014	3,9-5	0,2-0,9	0,4-1,2	<0,5	0,5-0,9	<0,25	<0,1	<0,15	w	25	0,3-70	M/P	T4	
68	6061	0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-	-	p	30	3	M/P	-	
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-	-	p	30	10	M/P	-	
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-	-	p	30	50	M/P	-	
72	7075	1,6	2,5				5,6			w	20	-	SC + E	-	
		1,6	2,5				5,6			w	20	-	SC + E	-	
		1,6	2,5				5,6			w	29	-	SC + E	-	
		1,6	2,5				5,6			w	29	-	SC + E	-	
		1,6	2,5				5,6			w	17	-	SC + E	T6	
		1,6	2,5				5,6			w	17	-	SC + E	T6	
		1,6	2,5				5,6			w	19	-	SC + E	T6	
		1,6	2,5				5,6			w	19	-	SC + E	T6	
		1,6	2,5				5,6			w	24	-	SC + E	T6	
		1,6	2,5				5,6			w	24	-	SC + E	T6	
	2025	4,4		0,8			0,8				w	21,5	-	SC + E	T5
				0,8			0,8				w	21,5	-	SC + E	T5
				0,8			0,8				w	21,5	-	SC + E	T6
		4,4	0,8			0,8			w	21,5	-	SC + E	T6		
75	A356	<0,2	0,35	<0,1	<0,15	7	<0,1		<0,2	p	20	16	M + E	-	
79	1100 (99%)									p	20	var.	M/P	R	

Annexe 1

Ref.	Matrice	p/w	V _f	Taille (µm)	T (°C)	Orient.	E (GPa)	v	L.P. (MPa)	R _{e0,2%} (MPa)	R _m (MPa)	A (%)	K _{Ic} (MPa.√m)
50	6061	p p	10 20	- -									
52 : idem 43													
58	2124	w	20	-									
63	2124	p	15	-									
		p	15	-									
64	6061	-	-	-	20	L				50			
		w	5	-	20	L				110			
		w	20	-	20	L				145			
		p	20	0,5	20	L				-			
66	2014	w	25	0,3-70	20		121		310	586	105	13,3	
68	6061	p	30	3	20		118		412	492		17,5	
		p	30	10	20		117		384	458		14,5	
		p	30	50	20		110		281	354		-	
72	7075	w	20	-	20	L, L-T			-	608	-	18	
		w	20	-	20	T, T-L			-	480	-	12	
		w	29	-	20	L, L-T			-	604	-	15	
		w	29	-	20	T, T-L			-	550	-	10,5	
		w	17	-	20	L, L-T			598	775	0,7	16	
		w	17	-	20	T, T-L			480	559	1	11	
		w	19	-	20	L, L-T			715	906	0,7	13,5	
		w	19	-	20	T, T-L			637	720	1	8	
		w	24	-	20	L, L-T			735	970	0,7	10	
		w	24	-	20	T, T-L			657	745	1,3	7,5	
	2025	w	21,5	-	20	L, L-T			346	493	2	21	
			21,5	-	20	T, T-L			252	341	2,4	13	
			21,5	-	20	L, L-T			342	494	1,2	18	
21,5			-	20	T, T-L			302	358	1,2	12		
75	A356	p	20	16	20	L, L-T	104		342	382	3	17	
79	1100	p	20	var.	20								

Annexe 1

Ref.	Matrice	Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ni	Ti	p/w	V _f	Taille (µm)	Elaboration Mise en forme	T.T.
81	2025	4,4		0,8		0,8				w	21,5	-	SC + E	T6
		4,4		0,8		0,8				w	21,5	-	SC + E	T6
	7075	1,6	2,5				5,6			w	17,1	-	SC + E	T6
		1,6	2,5				5,6			w	17,1	-	SC + E	T6
83	6061	0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		w	20	0,5-5	M/P + E	-
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		p	30	-	M/P + E	-
	2124	4,4	1,5	0,6						p	20	-	M/P + E	T4
84-85	6061	0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		w	20	0,5-3	M/P + E	T6
86	6061	0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		-	-	-	M/P + E + L	T6
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		-	-	-	M/P + E + L	T6
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		w	20	-	M/P + E + L	T6
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		w	20	-	M/P + E + L	T6
88	A356	<0,1	0,3		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	p	20	13	M + E	T6
89	1100 (99%)									p	20	var	M/P	R
90	6061	0,24	0,94	0,04	0,32	0,62	0,04		0,04	w	15	0,75-50	M/P + E (10:1)	T6
91	2124	4,4	1,5	0,6						-	-	-	M/P + E	T6
		4,4	1,5	0,6						w	15	0,6-50	M/P + E	T6
		4,4	1,5	0,6						w	25	0,6-50	M/P + E	T6
93	6061	0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		-	-	-	M	T6
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		p	10	7	M	T6
		0,15-0,4	0,8-1,2	<0,15	<0,7	0,4-0,8	<0,25	-		p	10	7	M + E	T6
94	2024	3,8-4,9	1,2-1,8	0,3-0,9	<0,5	<0,5	<0,25			-	-	-	M/P + E	T6
		3,8-4,9	1,2-1,8	0,3-0,9	<0,5	<0,5	<0,25			w	10	-	M/P + E	-
		3,8-4,9	1,2-1,8	0,3-0,9	<0,5	<0,5	<0,25			w	10	-	M/P + E	T6
		3,8-4,9	1,2-1,8	0,3-0,9	<0,5	<0,5	<0,25			w	20	-	M/P + E	T6
	A356	<0,1	0,3		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	-	-	-	M	T6
		<0,1	0,3		<0,5	6,5-7,5	<0,1	<0,1	<0,2	p	10	10	M	-

Annexe 1

Ref.	Matrice	p/w	V _f	Taille (µm)	T (°C)	Orient.	E (GPa)	v	L.P. (MPa)	R _{e0,2%} (MPa)	R _m (MPa)	A (%)	K _{1c} (MPa.√m)
81	2025	w	21,5	-	20	L				342	494	1,4	
		w	21,5	-	20	T				302	358	1,2	
	7075	w	17,1	-	20	L				598	755	0,7	
		w	17,1	-	20	T				480	559	1	
		w	19	-	20	L				715	906	0,7	
w	19	-	20	T				637	720	1			
83	6061	w	20	0,5-5									
		p	30	-									
	2124	p	20	-									
84-85	6061	w	20	0,5-3	20	L							
86	6061	-	-	-	20	L	112			205	297		
		-	-	-	20	T	133			301	287		
		w	20	-	20	L	70			445	477		
		w	20	-	20	T	70			-	399		
88	A356	p	20	13	20	L	113			344	382	2,9	
89	1100	p	20	var	20								
90	6061	w	15	0,75-50	20	L					505	2	
91	2124	-	-	-									
		w	15	0,6-50									
		w	25	0,6-50									
93	6061	-	-	-	20					291	313	14	
		p	10	7	20					-	338	1,5	
		p	10	7	20	L				318	364	3,9	
94	2024	-	-	-	20	L	75			390	480	10,4	
		w	10	-	20	L	89			221	407	2,6	
		w	10	-	20	L	92			408	630	4,3	
		w	20	-	20	L	121			515	720	1,6	
	A356	-	-	-	20					206	284	10	
		p	10	10	20		80			103	193	9,2	

Annexe 1