

## CHAPITRE 1

### RECENSION DES ÉCRITS

L'utilisation des composites pour des applications aéronautiques connaît un grand essor depuis quelques années. L'emploi de ces matériaux implique une technologie différente des matériaux conventionnels au niveau de la conception, de la fabrication, de l'utilisation, etc. La raison principale s'explique entre autres par la structure fortement anisotrope et hétérogène de ces matériaux

Le présent chapitre décrira les principales caractéristiques des composites utilisés dans le domaine aérospatial, leurs façons d'accumuler des dommages, de se dégrader, leurs critères de rupture et aussi la façon de les inspecter. Par la suite, une description des alliages à mémoire de forme permettra de bien saisir tout le potentiel de ces matériaux. Il sera ensuite question du contrôle des structures en aéronautique ainsi que de l'intégration des Alliages à Mémoire de Forme (AMF) dans ces structures. Enfin, la problématique et les objectifs de recherche seront présentés.

#### 1.1 Composites

En général, un matériau composite peut être décrit comme un matériau contenant deux (ou plus) constituants distinctifs [1]. Les matériaux composites utilisés dans le domaine de l'aéronautique sont des composites à matrice polymérique, renforcés au moyen de fibres (système résine / fibre). Par exemple, sur les Boeing 767 et 757, le composite carbone / époxy est employé pour les surfaces de contrôle, tandis qu'un mélange d'aramide-carbone / époxy est employé pour les capots, les carénages et les portes du train d'atterrissage [2], tel qu'illustré à la figure 1.

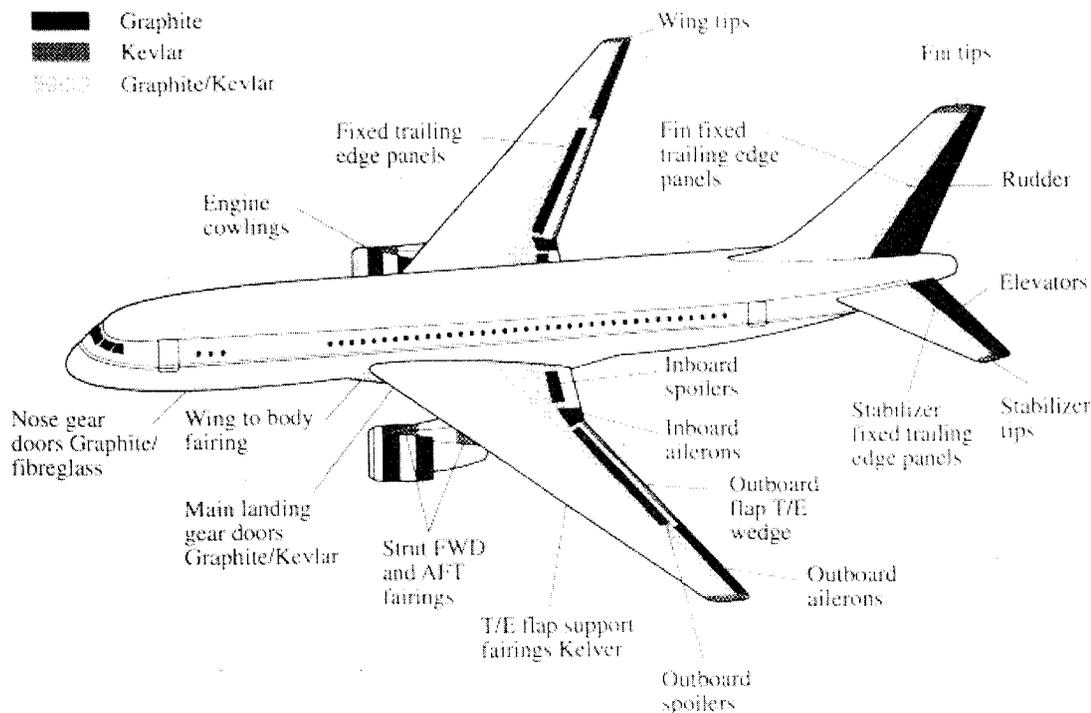


Figure 1 Composites utilisés sur le Boeing 767 [3]

Ce sont les fibres qui donnent les propriétés remarquables au composite. Le rôle de la matrice (ou résine) est de retenir les fibres dans une entité structurale et de transmettre les sollicitations auxquelles est soumise la pièce. Bien qu'il existe plusieurs sortes de résines et de fibres, le choix final du composite doit être fait en tenant compte de la géométrie utilisée, du coût et des propriétés mécaniques recherchées.

### 1.1.1 Structure, fabrication et propriétés des composites

#### Résines

La majorité des composites employés en aéronautique utilisent une résine époxyde. Une fois cuits, ces thermodurcissables forment un réseau de molécules hautement liées qui ne fondent pas à haute température [3]. Les époxy de grade aérospace sont cuits généralement à plus de 177 °C et ne sont pas employés à des températures supérieures à 150 °C. Les températures typiques de vol sont de -50 °C pour un vol en haute altitude et jusqu'à -100 °C pour une position à faible orbite terrestre [4]. Lorsqu'il

y a accélération jusqu'à la vitesse supersonique, les forces aérodynamiques peuvent faire chauffer les peaux jusqu'à 100 °C [2]. Tel que montré dans le tableau I, les résines thermodurcissables d'époxydes détiennent les propriétés mécaniques les plus élevées : elles ont une grande rigidité, elles sont ductiles et tenaces possédant aussi une plage de température d'utilisation élevée.

Tableau I

Comparaison des propriétés mécaniques pour différents types de résines [5]

		Masse volumique $\rho$ (kg/m <sup>3</sup> )	Module d'élasticité traction E (Gpa)	Contrainte à la rupture traction $\sigma_u$ (Mpa)	Déformation à la rupture traction $\epsilon_u$ (%)	Température de fléchissement sous charge T (°C)
Résines thermodurcissable	Polyester	1200	2,8 à 3,5	50 à 80	2 à 5	60 à 100 pour 1,8 Mpa
	Époxydes	1100 à 1500	3 à 5	60 à 80	2 à 5	290
Résines thermoplastiques	Polypropylène	900	1,1 à 1,4	20 à 35		50 à 60
	Polyamide	1140	1,2 à 2,5	60 à 85		65 à 100

Les époxy ont une forte adhésion sur les métaux ainsi que les non-métaux et peuvent résister à un maximum de 150 °C à 190 °C en continu. Ils ont une excellente résistance électrique, thermique et chimique, mais ils sont sensibles à la fissuration [5]. Toutefois, pour bénéficier de ces performances, il est nécessaire d'avoir des durées de transformation et de re-cuisson de plusieurs heures à des températures relativement élevées (50 à 100 °C). Ils sont assez dispendieux (ils coutent cinq fois plus chers que les résines polyester), mais c'est un bon compromis pour la fabrication des composites avancés. La matrice utilisée est d'une extrême importance puisqu'elle affecte le comportement du composite sur certains aspects :

- les propriétés mécaniques (la matrice transfère les charges aux fibres);
- la résistance thermique du composite (essentiellement gouvernée par les propriétés de la matrice, la température de transition vitreuse et la décomposition);
- la résistance aux conditions environnementales telles que l'humidité et le rayonnement UV qui dégradent le matériau;
- la toxicité et le dégagement de fumée en cas de feu;

- aspect esthétique et tactile des produits;
- la facilité de mise en forme et le temps de cycle;

Une forte adhérence mécanique et une bonne compatibilité chimique doivent donc exister entre la matrice et les fibres.

Les résines époxydes ont une structure composée de chaînes de polymères. Ces chaînes sont reliées par des liaisons covalentes de fortes intensités [6]. Ce processus de liaison chimique est appelé réticulation, ou encore cuisson. Cette réticulation s'effectue à haute température après un certain temps ou avec l'ajout d'un durcisseur dans le but d'activer la réaction chimique. Lorsque la liaison covalente est créée entre les molécules, elle ne peut plus se défaire sans briser le polymère [7]. Quand la température s'élève, un tel polymère garde la même rigidité jusqu'à sa température de décomposition, lorsque les liaisons atomiques sont rompues. C'est l'énergie de dissociation des liaisons qui régit la stabilité thermique. La résine époxyde est un polymère infusible de la famille des thermodurcissables avec un point de fusion fixe et qui ne possède pas de transition vitreuse ( $T_g$ ), c'est-à-dire la température à laquelle la résine passe d'un état solide à un état liquide visqueux.

L'exposition prolongée à haute température d'un thermodurcissable cuit à basse température mène à une continuation de la réticulation. Ce processus est utilisé dans les préimprégnés afin de faciliter la mise en forme. Une fois la polymérisation (création des chaînes) et la réticulation complétées, le polymère adopte un comportement de type fragile et devient résistant à la température.

Il est possible de trouver dans la littérature des auteurs [8;9] qui parlent d'une transition vitreuse pour les époxy. Bien qu'il s'agisse d'un thermodurcissable, une augmentation de température agite les molécules produisant une baisse de la rigidité, même si en théorie il n'y a pas de  $T_g$ . L'augmentation de la densité de réticulation (cuisson plus complète) a pour effet d'augmenter la température de ramollissement du matériau. Plusieurs grades d'époxy existent et l'ajout de thermoplastique a pour effet d'augmenter la ténacité du produit fini [4]. Lors de l'utilisation d'époxy, il est nécessaire de posséder

une bonne connaissance du produit employé car les propriétés mécaniques dépendent du traitement thermique, de la composition chimique, des techniques de fabrication, des impuretés, des charges et additifs ajoutés.

### Renforts (fibres)

Les renforts confèrent aux composites leurs caractéristiques mécaniques : rigidité, résistance à la rupture et dureté. De plus, ils permettent d'améliorer certaines propriétés physiques. Le tableau suivant présente une comparaison des fibres couramment utilisées.

Tableau II

Comparaison des propriétés mécaniques pour différents types de renforts [5]

	Masse volumique $\rho$ (kg/m <sup>3</sup> )	Module d'élasticité $E_1$ (GPa)	Contrainte à la rupture $\sigma_u$ (MPa)	Déformation à la rupture $\varepsilon_u$ (%)	Module spécifique $E_1/\rho$ (MN m/kg)	Contrainte spécifique $\sigma_u/\rho$ (KN m/kg)
Verre-E	2600	73	3400	4,66	28	1308
Carbone, haut module	1810	400	2800	0,70	221	1547
Carbone, contrainte élevée	1750	220	3000 - 5000	1,4 - 2,2	126	1714 - 2857
Aramide (Kevlar)	1450	130	3600	3,00	90	2483
Bore	2600	430	3800	0,88	165	1462

Les fibres de carbone sont parmi les plus utilisées en aéronautique. Elles se composent de cristaux de graphite alignés le long de la fibre résultant en une structure du polymère qui a été retenue durant le procédé de fabrication. Plus onéreuses que des fibres de verre (25 à 30 fois), les fibres de carbone sont vendues sous différentes formes comme des mats ou des tissus. En aéronautique, elles sont utilisées sous forme de demi-produits (fibres et résine déjà mélangées).

### Principe de fabrication

Pour leur grande facilité d'utilisation et l'uniformité des échantillons, les préimprégnés sont les demi-produits les plus employés pour la construction en aéronautique. Les préimprégnés unidirectionnels, où toutes les fibres sont alignées, contiennent déjà la résine nécessaire à la fabrication. Les préimprégnés sont enroulés entre deux feuilles

de polyéthylène pour être livrés en rouleaux ou coupés et empilés entre deux feuilles de polyéthylène pour être livrés en plaques. Une fois les tissus disposés de façon convenable (nombre, orientation), une combinaison de pression, température et temps (avec un autoclave) permet de donner forme au composite, complétant le procédé de réticulation de la résine.

L'utilisation d'une résine jumelée à un durcisseur permet de cuire chimiquement le composite à température ambiante. Cette méthode de fabrication sera détaillée plus particulièrement dans le chapitre 4.

Les caractéristiques mécaniques des matériaux composites dépendent des constituants primaires et des moyens de fabrication. Plusieurs autres paramètres comme la composition matrice / fibres, le nombre de couches et leur orientation influencent les propriétés mécaniques. Le résultat final produit un composite hétérogène et anisotrope. La figure 2 montre un exemple d'empilement de couches composant un stratifié.

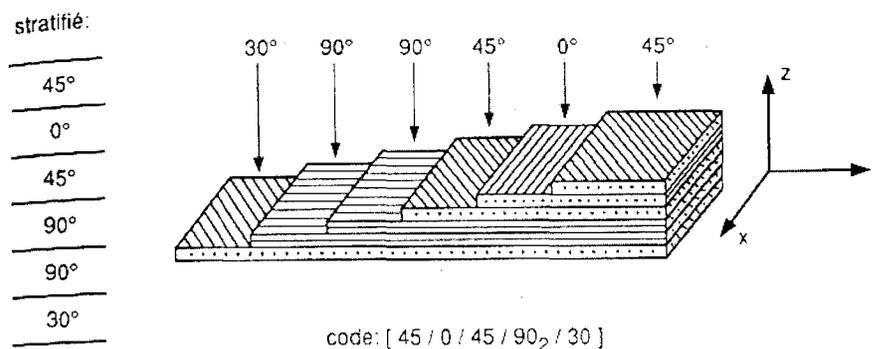


Figure 2 Exemple d'empilement des couches formant un stratifié [3]

Les axes des x et y sont respectivement les directions principales 1 et 2, tandis que l'axe des z correspond à l'épaisseur du stratifié.

#### Fatigue, résilience et ténacité

La ténacité se définit comme étant la propriété grâce à laquelle un matériau peut se déformer de façon permanente sans se rompre [6]. La ténacité est aussi caractérisée

par la résistance à la propagation brutale de fissures et peut être mesurée par l'énergie requise pour entraîner la rupture. Similairement, la résilience correspond au niveau d'énergie que le matériau absorbe dans le domaine élastique. Pour un matériau fragile (exemple, le verre), la résilience et la ténacité ont des valeurs égales. Pour les métaux, la résilience se calcule avec la limite d'écoulement du matériau. Avec les composites, aucune limite d'écoulement n'est observée. Par contre, on peut déterminer un niveau de charge critique qui provoque un grand nombre de bris à l'intérieur de celui-ci. Cette charge peut être déterminée avec l'écoute par émission acoustique. Cette technique sera présentée au chapitre 4 puisque cette valeur sera la base de comparaison des différentes conceptions. Les premières générations de composite carbone / époxy étaient conçues pour maximiser la rigidité et augmenter au maximum la température de ramollissement de la matrice [10]. Par contre, la délamination se produisait rapidement à cause de la grande fragilité du matériau. Cette fragilité est caractérisée par l'absence de déformation plastique en fond de fissure empêchant la redistribution de contraintes. Par la suite, plusieurs essais ont été réalisés pour augmenter la ténacité de la matrice dans le but d'augmenter la ténacité et la résilience du composite. Les résultats ont été décevants puisqu'il fallait augmenter de dix fois la valeur de la ténacité de la matrice pour doubler celle du composite. De façon générale, l'augmentation de la ductilité d'une résine par l'ajout de particules de caoutchouc par exemple, mène à l'augmentation de la ténacité. Une matrice plus ductile permet une relaxation des contraintes en bout de fissure augmentant du même coup la contrainte de cisaillement critique.

Plusieurs recherches ont été effectuées pour déterminer la vie en fatigue des composites [2]. Pour des chargements cycliques, principalement en tension ( $R$  positif ( $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ )), les stratifiés peuvent résister jusqu'à  $10^6$  ou  $10^7$  cycles allant jusqu'à 80 % de leur limite ultime en tension. Pour les chargements cycliques, principalement en compression ( $R$  négatif), aucune constance des observations et de faibles vies en fatigue sont obtenues. Il n'y a présentement aucun modèle représentant fidèlement la fatigue pour des chargements complexes. Contrairement aux métaux où la fatigue mène éventuellement à une fissure claire, la situation est beaucoup plus complexe avec les composites. Les dommages en fatigue peuvent apparaître sous différentes formes telles que : fissuration de la matrice, décollement de la matrice / fibres, rupture

des fibres et propagation de la délamination. Enfin, les expérimentations effectuées ne tiennent pas compte des autres paramètres influençant significativement la structure telle que: la température d'utilisation, l'humidité, la géométrie et la concentration de contraintes. Finalement, les durées de vie obtenues en laboratoire sont beaucoup plus élevées que celles obtenues en pratique à cause, entre autres, des différences entre les conditions d'utilisation.

### 1.1.2 Endommagements des composites

Les mécanismes qui produisent un changement ou une discontinuité locale dans le matériau et qui finissent par former une microfissure ou autre type de défaut sont définis comme étant les mécanismes d'endommagement. L'initiation de microfissures apparaît bien avant un changement de comportement macroscopique du composite. La défaillance d'un pli de composite unidirectionnel se caractérise par sa rupture et non pas par sa fissuration. La rupture finale du composite est le résultat de l'accumulation de divers mécanismes élémentaires qui sont illustrés à la figure 3.

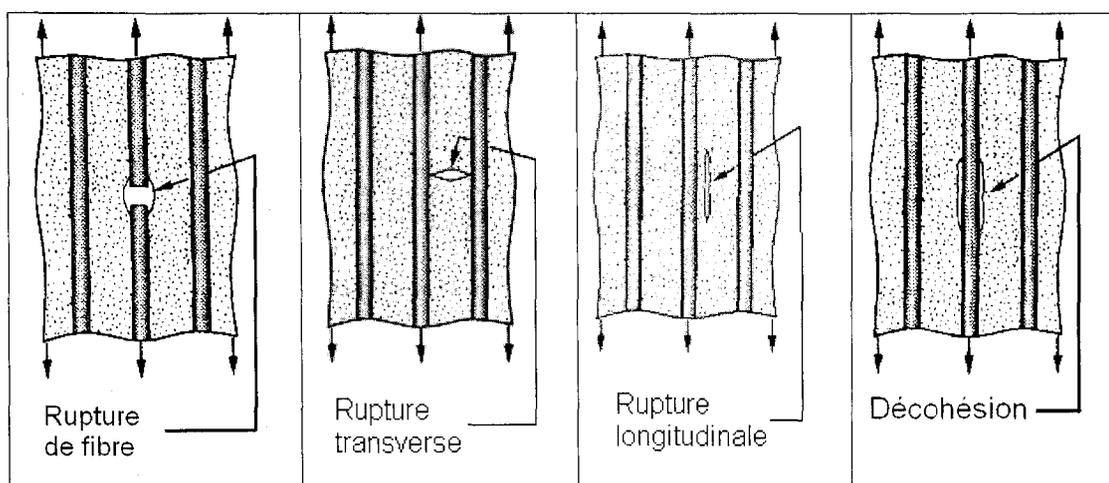


Figure 3 Mécanismes élémentaires de rupture [5]

Lorsque le composite est soumis à une traction longitudinale, l'initiation à la rupture est normalement déterminée par les fibres, dans le cas des composites à fibres de carbone. La rupture de la fibre se produit avant celle de la matrice puisque la

déformation avant la rupture de la résine est plus grande que celle des fibres ( $\epsilon_{fu} < \epsilon_{mu}$ ). Le type de rupture du composite est déterminé par la force d'adhérence entre les fibres et la matrice.

#### Adhérence fibre-matrice élevée

Après l'initiation, la contrainte en fond de fissure augmente et provoque la rupture successive des fibres et de la matrice (figure 4). La rupture finale est de type fragile.

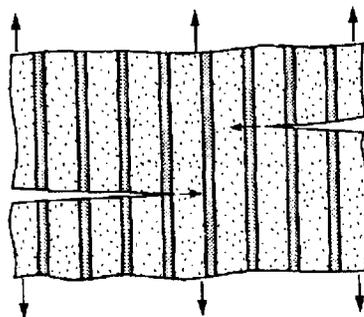


Figure 4 Fissuration de type fragile [5]

#### Adhérence fibre-matrice faible

En tête de fissure, la rupture de la matrice traverse les fibres sans les briser, mais avec décohésion de l'interface fibre-matrice. Derrière la fissure, la contrainte augmente dans les fibres conduisant à un bris d'une distance plus ou moins grande de la surface de rupture. Des fibres détachées caractérisent alors cette surface (figure 5).

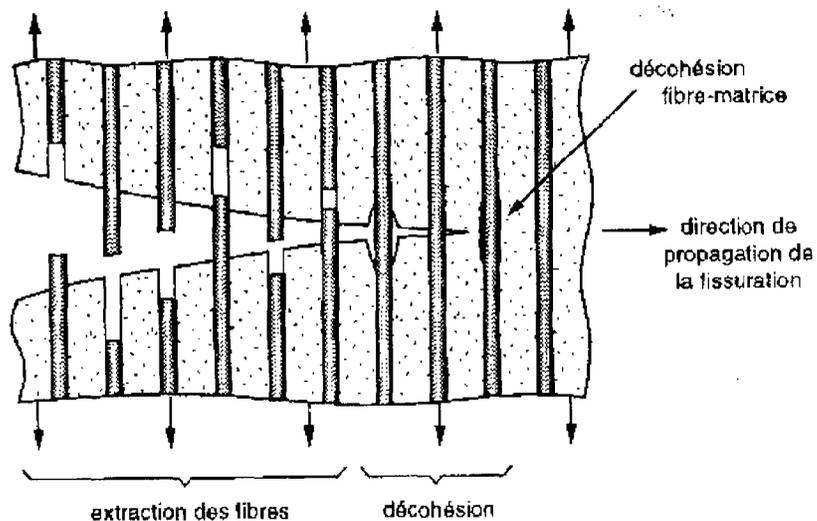


Figure 5 Fissure avec une adhérence fibre-matrice faible [5]

### Délaminage et décollage

Dans le cas des stratifiés, en plus des mécanismes de ruptures élémentaires (décohésion fibre/matrice, rupture longitudinale de la matrice, rupture transversale de la matrice, rupture des fibres), s'ajoute un mécanisme de rupture entre les couches : le délaminage. Parfois appelée la fissuration interlaminaire, la délamination est un des défauts le plus souvent rencontrés dans les composites avancés [11]. Ce problème est en effet une fracture interlaminaire qui implique un décollement ou une séparation entre deux couches de fibres hautement anisotropes. La présence et la naissance des fissures de délamination engendrent des problèmes de fiabilité et de sécurité. Les fissures exposent l'intérieur du composite à l'environnement défavorable. Ces problèmes causent la désintégration du matériau et la diminution de sa rigidité, jusqu'à la rupture finale.

Le problème de délamination est très complexe. Ce mécanisme de rupture dépend de la géométrie, de la présence des discontinuités du matériau, des séquences d'empilements des couches anisotropes, ainsi que des ruptures couplées du mode I, II et III (tension, cisaillement en plan et cisaillement antiplan, voir figure 6). Cette situation est particulièrement vraie pour les composites multiplis à angle où la délamination devient un problème en trois dimensions.

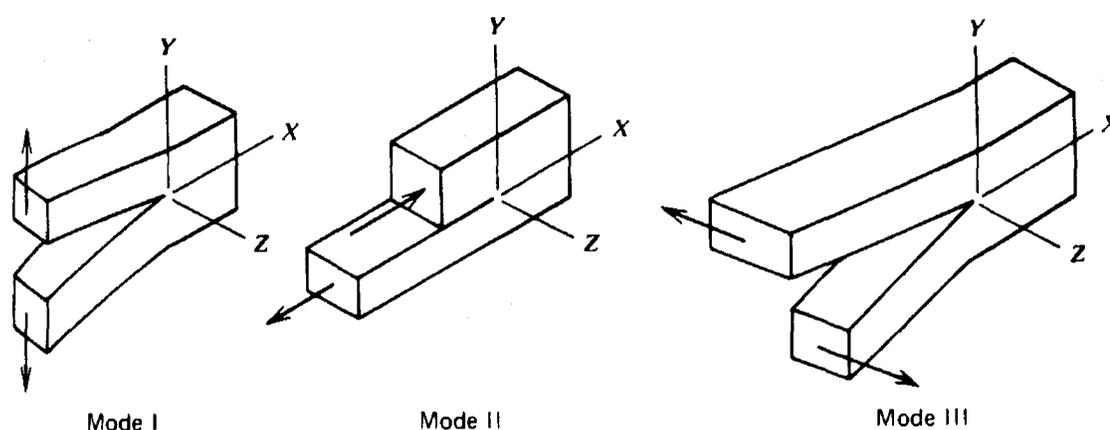


Figure 6 Modes de chargement de base menant à la propagation des fissures [12]

Une des limitations à la théorie classique des stratifiés est l'hypothèse que chaque pli est supposé être en état de contrainte plane et les contraintes interlaminaires sont négligées. Ce sont justement ces contraintes interlaminaires (plus élevées sur les surfaces libres) avec le cisaillement qui causent les délaminations. L'initiation est généralement suivie par une propagation stable qui devient éventuellement instable et cause la rupture finale. Le début de la délamination peut être prédit par les critères de rupture ou par l'approche de la mécanique de la rupture qui sera discutée plus en détail dans la section 1.1.3. Les théories et les expérimentations montrent que les délaminations partent des surfaces libres (trous, discontinuité dans un pli, joint de collage, etc).

#### Causes fréquentes d'endommagement

Plusieurs facteurs influencent la durée de vie des composites. On peut regrouper les causes d'endommagement sous deux principales catégories : les défauts dus à la fabrication (pendant la préparation et la production du composite ainsi que ceux créés pendant l'usinage, la manutention et l'assemblage) et les dommages subis en cours d'opération. Avec les techniques d'inspections et la minutie apportée aux pièces avant la mise en service, les défauts importants dus à la fabrication sont normalement exclus. La figure 7 montre l'endommagement d'un composite en fonction de l'énergie d'impact.

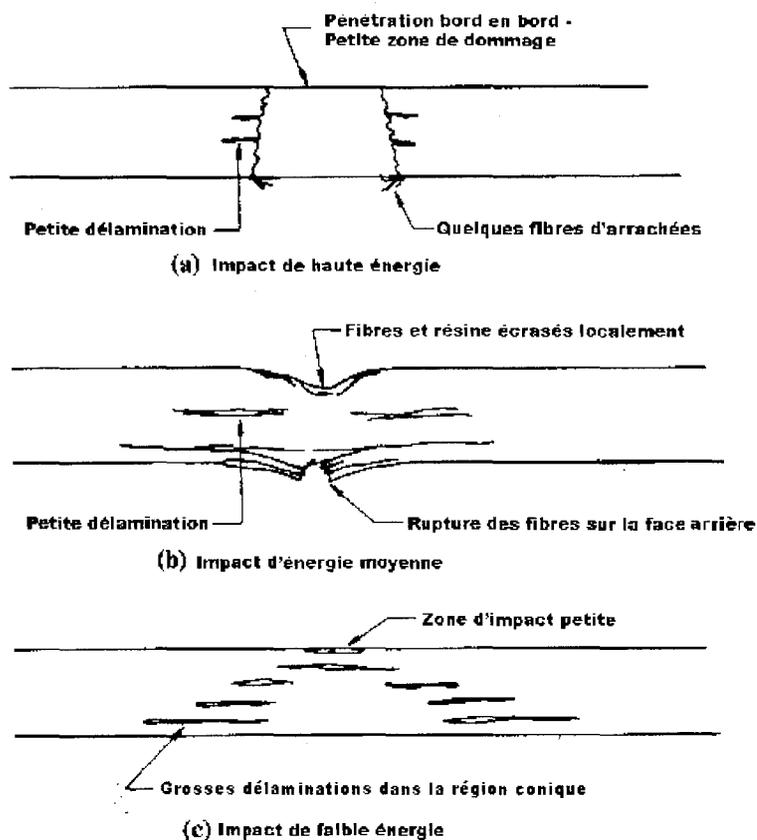


Figure 7 Mode de défaillance dans les stratifiés résultant d'un impact [2]

Comme il est possible de le constater, les impacts d'énergie moyenne et élevée peuvent être facilement identifiés visuellement. Par contre, les impacts de faible énergie sont problématiques dans les structures en composite puisqu'ils sont difficilement observables à l'oeil nu. Des délaminations se propagent si les contraintes sont assez élevées pour enfin briser complètement la pièce au  $n^{\text{ième}}$  cycle. La propagation des délaminations est déterminée par le mode de chargement. Par exemple, des contraintes en compression dans les directions principales (1, 2) engendrent des contraintes interlaminaires ( $\sigma_z$ ) en tension qui ouvrent les fissures de délaminations et les font propager plus vite. En aéronautique, les impacts peuvent être des roches sur la piste, des oiseaux ou des outils échappés durant la maintenance. Les surfaces supérieures d'un avion sont celles qui ont la plus forte probabilité de recevoir des outils et généralement ces endroits travaillent en compression. Les principaux critères défavorables de dégradation des composites sont alors réunis. Enfin, selon une récente

étude sur les dommages des structures en composite dans le domaine aéronautique [13], les types de défauts les plus fréquents sont les dommages dus aux impacts, les délaminations ainsi que les décollements de composite (raidisseur sur une plaque ou interface fibre matrice).

### 1.1.3 Critères d'endommagement

#### Critères de rupture (macro)

Les critères de rupture définissent en quelque sorte la limite d'utilisation mécanique du stratifié. En fait, la résistance mécanique est déterminée par un seuil de dégradation irréversible ; soit à la rupture réelle du matériau, soit à la limite du domaine élastique. Pour les composites, la limite du domaine élastique est généralement liée à l'apparition des microfissures localisées qui ne modifient que très progressivement la rigidité du matériau. Pour définir la limite d'utilisation mécanique d'un composite, la première étape consiste à connaître les propriétés mécaniques d'un pli unidirectionnel, c'est-à-dire la contrainte ultime en traction (longitudinale ( $S_L^+$ ), transversale ( $S_T^+$ )), en compression (longitudinale ( $S_L^-$ ), transversale ( $S_T^-$ )) et la contrainte de cisaillement ultime ( $S_{LT}$ ). Pour les matériaux fréquemment utilisés, ces valeurs se retrouvent dans des livres de références [3], sinon, il faut procéder à des essais mécaniques. Par la suite, les déformations ultimes sont déduites ( $(\epsilon_L^+)$ ,  $(\epsilon_T^+)$ ,  $(\epsilon_L^-)$ ,  $(\epsilon_T^-)$ ,  $(\epsilon_{LT})$ ) par la loi de Hooke ( $\epsilon_L^+ = S_L^+ / E_1$ ).

Les critères de rupture pour les composites anisotropes sont basés sur les critères développés pour estimer le comportement des matériaux isotropes (métalliques). Le concept est donc basé sur l'utilisation de surface de rupture. Pour utiliser ces méthodes, il faut nécessairement faire la transformation des contraintes dans les axes principaux du matériau. La rupture finale est un processus compliqué dans le cas des stratifiés puisque les modes de rupture apparaissent sous différentes combinaisons et séquences. Les critères qui seront présentés ne tiennent pas compte des ruptures spécifiques au niveau microscopique comme l'arrachement de fibres, la rupture de fibres, le micro flambage des fibres, la fissuration de la matrice, la délamination, la présence et la propagation des fissures. Par contre, ces théories donnent aux

concepteurs un outil rapide pour estimer s'il y a rupture du stratifié sous différents chargements.

### Critère de la contrainte maximale

Pour que l'état de contrainte limite ne soit pas atteint (pas de rupture d'une couche), il faut respecter les trois inégalités suivantes :

$$- S_L^- < \sigma_1 < S_L^+ \quad (1.1)$$

$$- S_T^- < \sigma_2 < S_T^+ \quad (1.2)$$

$$|\tau_{12}| < S_{LT} \quad (1.3)$$

Les valeurs de  $S_L^-$  et de  $S_T^-$  sont positives. Pour un composite, il faut donc appliquer ce critère à chacune des couches pour vérifier s'il y a rupture ou non. La figure 8 nous montre la surface de rupture. Un désavantage de cette méthode est que l'enveloppe de l'état limite des contraintes principales est indépendante de la contrainte en cisaillement. Cet inconvénient engendre des erreurs puisque le cisaillement a un rôle important à jouer dans la résistance à la rupture du composite. De plus, les contraintes interlaminaires sont négligées, ce qui n'est nécessairement pas une bonne hypothèse, en particulier près des surfaces libres. Par contre, c'est une méthode facile et rapide à employer.

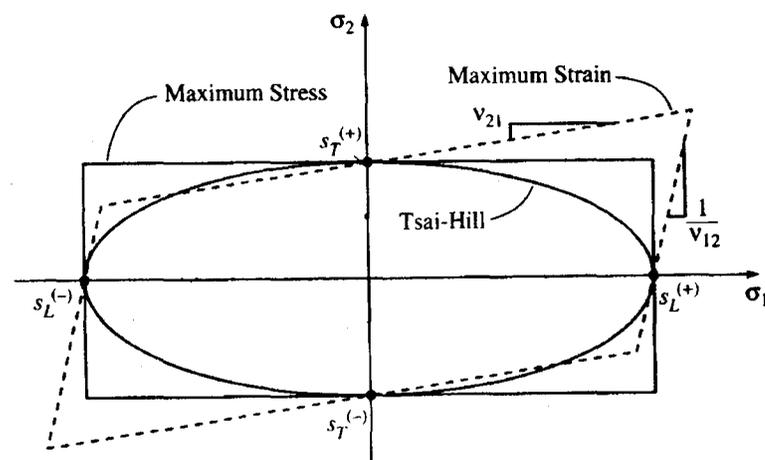


Figure 8 Théories de limitation pour les composites [3]

### Critère de la déformation maximale

Le critère de la déformation maximale ressemble beaucoup au critère de la contrainte maximale. Il faut respecter les inégalités suivantes :

$$- \varepsilon_L^- < \varepsilon_1 < \varepsilon_L^+ \quad (1.4)$$

$$- \varepsilon_T^- < \varepsilon_2 < \varepsilon_T^+ \quad (1.5)$$

$$|\gamma_{12}| < \varepsilon_{LT} \quad (1.6)$$

Les valeurs de  $\varepsilon_L^-$  et de  $\varepsilon_T^-$  sont positives. Pour que le stratifié résiste aux chargements, il faut que chacune des couches satisfasse les équations précédentes. Encore une fois, la déformation en cisaillement n'a aucune influence sur l'enveloppe de l'état limite des déformations principales. La surface de rupture dans le cas du critère de la déformation maximale est également présentée à la figure 8 ci-haut.

### Critères interactifs (énergétiques)

Les critères énergétiques prennent en compte les interactions entre les mécanismes de rupture longitudinale, transversale et en cisaillement. Ils sont basés sur l'énergie de déformation emmagasinée par unité de volume du matériau déformé. Plusieurs chercheurs comme Hill, Tsai-Hill, Hoffman et Tsai-Wu [5] ont travaillé à développer leurs propres critères. Un critère souvent utilisé et ressemblant au critère de Von Mises pour les métaux, est celui de Tsai-Hill (surface de rupture, voir figure 8), en contrainte plane qui se formule comme suit:

$$(\sigma_1/S_L)^2 + (\sigma_2/S_T)^2 - \sigma_1^* \sigma_2/S_L^2 + (\tau_{12}/S_{LT})^2 \leq 1 \quad (1.7)$$

### Critères pour la délamination

Le critère de Kim-Soni prédit le début de la délamination [3]. Les équations sont basées sur l'hypothèse que la délamination se produira lorsque la contrainte interlaminaire normale moyenne en tension ( $\overline{\sigma_z}$ ) proche d'une surface libre atteindra la contrainte

ultime interlaminaire moyenne. Les équations sont complexes et ne seront pas présentées ici. Selon ces hypothèses, une contrainte interlaminaire en compression empêcherait les délaminations de se propager. C'est en accord avec les explications dans la littérature sur les contraintes de compression dans les axes principaux (1 et 2) qui engendrent la délamination (direction 3).

Comme autre critère existant, mais plus général celui-ci, est celui de la délamination quadratique [3]. Il suffit de trouver le cisaillement interlaminaire moyen  $\left(\overline{\sigma_{xz}}\right)$  et la contrainte interlaminaire moyenne en traction  $\left(\overline{\sigma'_z}\right)$  et de les comparer avec les contraintes ultimes en cisaillement ( $S_{xz}$ ) et interlaminaires ( $S_z^+$ ) relatives à la délamination du matériau. Pour un composite carbone / époxy symétrique, il est démontré que :  $S_{xz} \approx S_{LT}$  et  $S_z^+ \approx S_{T+}$ . Le critère peut donc être présenté comme suit :

$$\left(\frac{\overline{\sigma_{xz}}}{S_{xz}}\right)^2 + \left(\frac{\overline{\sigma'_z}}{S_z^+}\right)^2 = 1 \quad (1.8)$$

La diminution de la rigidité du stratifié est souvent le résultat de la propagation de la délamination. Cette perte de rigidité peut être mesurée pour représenter le niveau d'endommagement du composite. Un modèle analytique a été créé pour représenter ce phénomène [3]. Par contre, certaines valeurs des équations sont très difficiles à quantifier, il faut alors faire des hypothèses simplificatrices.

#### Éléments de la mécanique de la rupture (micro)

L'approche de la résistance des matériaux avec les critères de ruptures, telle que présentée précédemment, se situe dans une optique macroscopique dont les défauts de moins de 40  $\mu\text{m}$  ne sont pas pris en compte. Donc, dans ce domaine macromécanique les fissures sont absentes. Par contre, la mécanique de la rupture analyse la propagation des fissures. Ce domaine de la micromécanique est très utile puisque la résistance des matériaux fragiles est contrôlée par la présence des fissures. La philosophie de conception qui accepte les défauts d'une certaine grosseur

n'affectant pas l'intégrité de la structure est celle de la tolérance aux dommages [12]. En réalité, la conception est faite en considérant le plus petit défaut détectable.

Pour les composites de haute performance comme les composites de carbone / époxy, l'application du principe de tolérance aux dommages est complexe due à la nature hétérogène du matériau et aux différents modes de rupture. Par exemple, les composites sont moins tolérants aux surcharges, car ils sont susceptibles de développer des délaminations locales qui se propagent en fatigue par compression (dans l'état plan contrainte). Par contre, ils démontrent une bonne résistance en fatigue sous tension. Un de leur problème majeur se trouve à être les nombreux défauts générés lors de la fabrication.

La mécanique de la rupture utilise essentiellement deux approches ; le facteur d'intensité de contrainte en fond de fissure ( $K$ ) et le taux d'énergie de déformation relâchée ( $G$ ). Ce sont des approches énergétiques et elles sont interreliées par les équations découlant de la théorie de Griffith [3] :

$$\text{- en état plan contrainte : } (K)^2 = E \cdot G \quad (1.9)$$

$$\text{- en état plan déformation : } (K)^2 = E \cdot G / (1 - \nu^2) \quad (1.10)$$

avec  $E$  qui représente le module d'Young et  $\nu$  le coefficient de Poisson. Il est possible de relier  $G$  avec l'énergie nécessaire à l'ouverture d'une fissure selon la formule suivante [2] :

$$G = 2\gamma. \quad (1.11)$$

L'énergie de surface de rupture ( $\gamma$ ) est calculée selon le mode de propagation de la fissure (normal aux fibres et ou parallèle aux fibres) et le mécanisme de rupture (arrachement de fibres, décollement, déformation plastique de la matrice, etc.) [2]. Le calcul de  $G$  est basé sur la dérivation du taux d'énergie de déformation relâchée. La valeur de  $G_c$  (critique) est déterminée par le bris d'une éprouvette de même nature et dans les mêmes conditions de chargement si possible. L'avantage de cette méthode

c'est qu'elle nous donne toutes les informations nécessaires pour la rupture d'une pièce par fissuration ( $G \geq G_C$ ) sans se soucier des propriétés du matériau. Le taux d'énergie de déformation relâchée peut être déterminé par calcul selon les différents modes de fissuration et peut aussi être calculé par éléments finis pour chaque longueur de la fissure (jusqu'à atteindre  $G_C$ ).

Le facteur d'intensité de contrainte en fond de fissure ( $K$ ), peut être mesuré (longueur de la fissure, géométrie, charge) ou calculé (par éléments finis). Il doit être plus bas que la ténacité de rupture en état plan contrainte ( $K_C$ ), une constante du matériau, pour qu'il n'y ait pas de propagation incontrôlée de la fissure. Le problème réside dans le fait qu'il faut connaître le défaut à étudier (taille, type, emplacement, etc.) et son mode de propagation. Les nombreux modes de ruptures présents lors d'un bris rendent l'utilisation des courbes de Paris inefficaces pour prédire la vie résiduelle en fatigue avec le paramètre  $K$  [3], de telles courbes sont présentées à la figure 15 pour un époxy / AMF.

Ces méthodes sont très performantes pour des métaux mais sont moins efficaces pour prédire la rupture d'un composite. La principale difficulté d'utilisation de la mécanique de la rupture est qu'un composite stratifié a plusieurs modes de rupture menant à son bris final. Enfin, les aspects principaux de cette approche s'appuient sur la bonne connaissance des niveaux de chargement, l'inspection et le contrôle des fissures dans les structures.

#### **1.1.4 Méthodes d'inspection des composites**

Avec la philosophie de tolérance aux dommages, l'inspection devient nécessaire et plus fréquente dans le but d'optimiser les structures et diminuer leurs poids. De plus, chaque nouvelle pièce doit être contrôlée pour assurer son intégrité (cuisson, délaminage, fissures, décollement, etc.). Beaucoup de méthodes d'inspections non destructives sont utilisées dans le domaine aérospatial [14]. Voici une liste de celles qui sont le plus fréquemment employées :

- L'inspection visuelle ou à l'aide d'un outil optique permettant de contrôler rapidement la surface d'une structure.
- La radiographie (rayons X) détectant la présence de gros défauts à travers la structure. Par contre, cette méthode est peu pratique pour une utilisation sur le terrain.
- L'inspection par ultrasons consistant à transmettre des ondes à travers l'échantillon, capter et ensuite analyser le signal. Cette méthode est largement employée car elle est bien connue, comprise et donne de bons résultats. Les techniques utilisant les ultrasons sont nombreuses : atténuation d'ondes, réflexion, diffraction, génération harmonique, ondes de Lamb, etc [13;14]. Elle est efficace pour détecter la présence des délaminations, des porosités, des inclusions et des fissures à différentes profondeurs. Par contre, cette méthode est longue pour des surfaces importantes. L'orientation de la sonde est très importante d'où l'utilité d'avoir des sondes adaptées aux géométries de pièce. L'accessibilité à la structure à inspecter peut souvent causer des problèmes. Enfin, il est fréquent d'avoir des outils de calibration de même nature et de même géométrie que la pièce à inspecter pour bien reconnaître les défauts recherchés.
- Enfin, il y a les méthodes d'émission acoustique qui se basent sur l'excitation de la structure (fréquences de 10 KHz à 1 MHz) par différents moyens pour ensuite obtenir et enregistrer un signal propre à la pièce étudiée (l'énergie élastique relâchée rapidement produit ce qu'on appelle l'émission acoustique). Les petits défauts, peu importe leur nature, peuvent être détectés mais l'identification de l'endroit exact est parfois compliquée. L'analyse des défauts à l'aide de l'émission acoustique se trouve à être la tâche la plus difficile de cette méthode. Plus de détails sur l'utilisation de cette technique seront présentés au chapitre 4.

L'inspection non destructive est un champ de recherche très actif pour les composites. De plus, la majorité sinon la totalité des méthodes d'inspection pour les composites ne peuvent pas se pratiquer en plein vol. Il est donc capital de détecter rapidement les

défauts ou bien de suivre leur propagation. Idéalement, une méthode qui permet de vérifier continuellement l'intégrité de la structure, avec un niveau de confiance élevé, permet ainsi la réduction et l'élimination des inspections coûteuses. Sans parler de la réduction du poids des pièces et l'augmentation de la sécurité.

## **1.2 Les alliages à mémoire de forme (AMF)**

Grâce à leurs qualités exceptionnelles, les alliages à mémoire de forme se distinguent de plusieurs façons des autres matériaux. Ils manifestent un comportement SuperÉlastique (SÉ) et un Effet Mémoire de Forme (EMF), tous deux caractérisés par un changement de phase à l'état solide appelé transformation de phase martensitique. Cette dernière peut être induite de façon thermique en faisant varier la température et / ou de façon mécanique en faisant varier la contrainte. Dans le cadre de ce projet, seul l'EMF sera présenté afin de bien comprendre les phénomènes et le matériau utilisé. L'avantage mécanique d'utiliser ces matériaux se trouve dans la capacité de générer des contraintes lors de la reprise de forme au chauffage [15].

### **1.2.1 Aspects thermomécaniques des AMF**

Les deux phases principales des AMF sont la martensite (phase à basse température) et l'austénitique (phase à haute température). La martensite se présente sous deux formes : la martensite autoaccommodante obtenue suite à un refroidissement sans contrainte et la martensite orientée obtenue sous charge tel qu'illustré à la figure 9. La martensite autoaccommodante est empilée de façon aléatoire, formant des variantes, tandis que la martensite orientée, comme son nom l'indique, dispose les variantes de façon ordonnée. Par contre, cette dernière se trouve cisailée comparativement à l'austénite. Le changement de structure cristalline est dit sans diffusion, c'est-à-dire sans influence temporelle. Un relâchement d'une contrainte appliquée sur une structure de martensite orientée ne favorisera pas le retour à la martensite auto-accommodée. Il faut nécessairement augmenter la température afin d'obtenir de l'austénite et par la suite, refroidir pour enfin obtenir de la martensite auto-accommodée. Au cours de ces réarrangements coopératifs d'atomes, les propriétés physiques de l'alliage changent (résistance électrique, module d'Young, conductivité thermique, etc.).

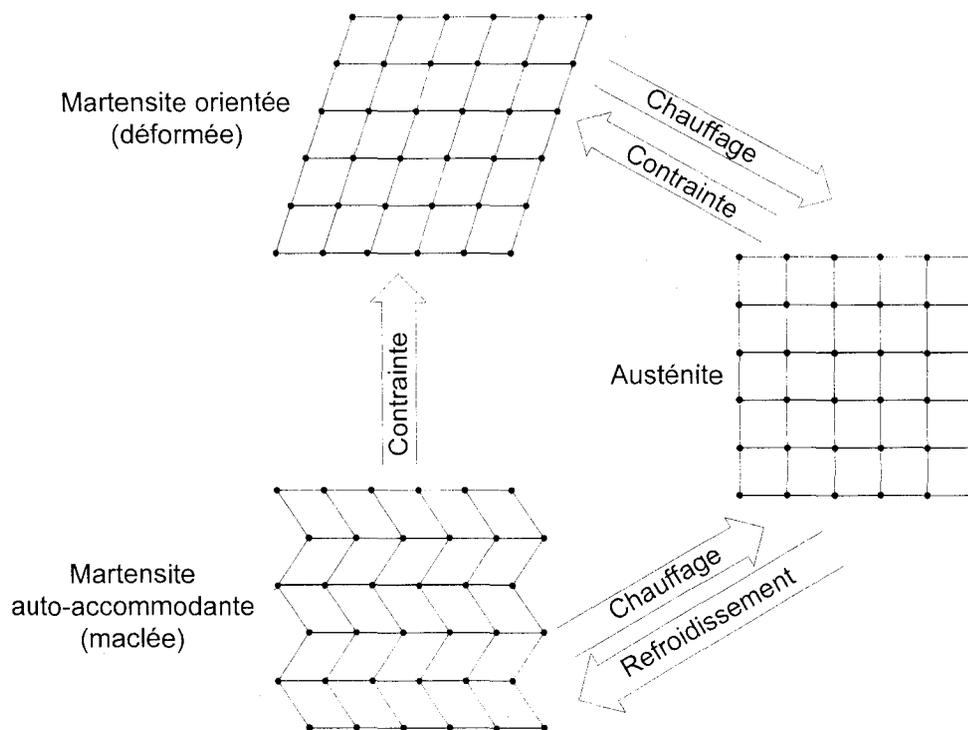


Figure 9 Schématisation de la transformation de phase martensitique

Pour bien comprendre les comportements de ce matériau, il est impératif de parler du diagramme d'état de transformation (figure 10). L'évolution linéaire des températures de transformation de phase en fonction de la contrainte est donnée par la relation de Clausius-Clayperon :

$$\frac{d\sigma}{dT} = \frac{\Delta S}{V_0 \Delta \varepsilon} \quad (1.12)$$

où  $\Delta S$  est la variation d'entropie,  $V_0$  est le volume initial du cristal non déformé et  $\Delta \varepsilon$  est la variation de la déformation. En considérant  $\Delta S$  et  $\Delta \varepsilon$  indépendants de la température, l'équation  $\frac{d\sigma}{dT}$  devient alors une constante. La relation linéaire de l'équation Clausius-Clayperon permet donc de tracer le diagramme d'état contrainte – température telle que présentée à la figure 10.

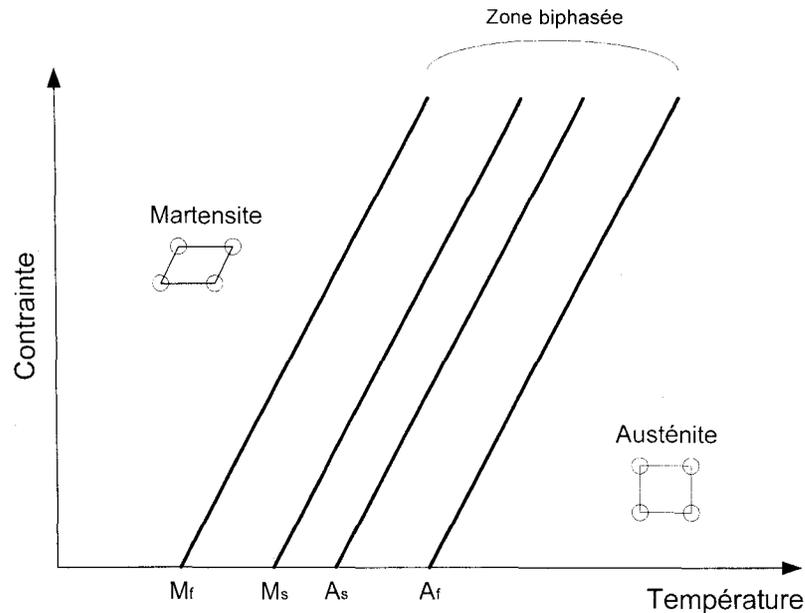


Figure 10 Diagramme d'état de la transformation Austénite → Martensite

Les transformations se font dans une région comprise entre deux droites, en raison de la multitude de variantes de martensite. Ainsi, lors de la transformation directe, c'est-à-dire de l'austénite à la martensite, il faut traverser la droite  $M_s$  (*martensite start*) et la droite  $M_f$  (*martensite finish*) pour s'assurer que la transformation est complétée. Entre ces deux droites, il y a présence de deux phases. De même, pour la transformation inverse (la martensite vers l'austénite) il faut traverser la droite  $A_s$  (*austenite start*) et  $A_f$  (*austenite finish*). Comme dernière observation, les limites de transformations montrent que les températures de transformation de phase augmentent avec le niveau de contrainte.

### 1.2.2 Effet mémoire de forme simple sens

À l'aide d'un diagramme d'état et d'un diagramme de contrainte – déformation, la figure 11 montre le phénomène de l'effet mémoire de forme simple sens. L'effet double sens existe mais n'est pas présenté dans le cadre de ce travail. Pour plus d'informations sur ce phénomène, voir *Brailovski* [15].

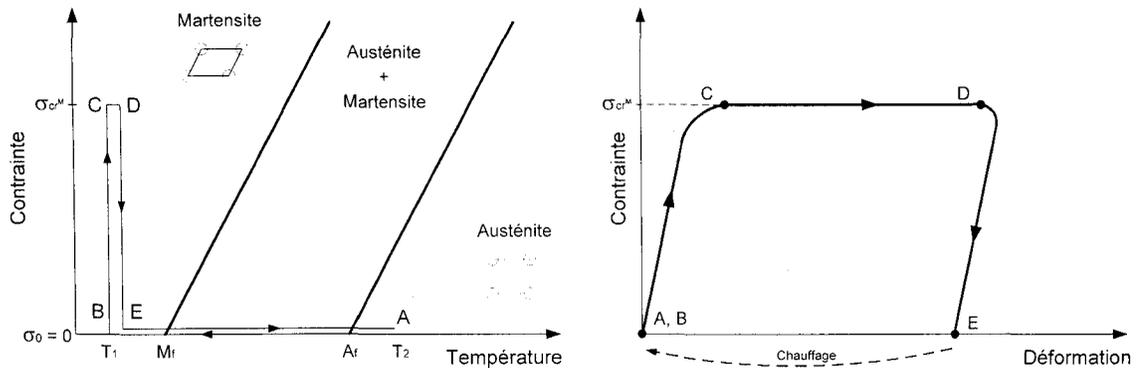


Figure 11 Chargement thermomécanique permettant d'obtenir l'effet mémoire de forme simple sens

Pour obtenir l'effet mémoire simple sens, l'échantillon est refroidi sans contrainte appliquée (A  $\rightarrow$  B) de  $T_2$  (état austénitique) à  $T_1$  (état martensitique autoaccommodante). Par la suite, une contrainte est appliquée de  $\sigma_0$  à  $\sigma_{cr}^M$  (B  $\rightarrow$  C) puis relâché de  $\sigma_{cr}^M$  à  $\sigma_0$  et ce, pour  $T_1 < M_f$  constante (D  $\rightarrow$  E). Cette étape transforme la martensite autoaccommodante en martensite orientée. Cette réorientation des variantes de martensite permet une déformation importante sans que le matériau soit déformé de façon irréversible. À ce stade, la martensite orientée demeure stable et la déformation résiduelle peut être récupérée à la suite d'un chauffage. Finalement, l'échantillon est chauffé de  $T_1$  à  $T_2$  (domaine austénitique) et ce, sans contrainte appliquée (E  $\rightarrow$  A). La reprise de forme de l'échantillon s'effectue en résorbant le maillage.

### 1.2.3 Génération de contrainte au chauffage

Lorsqu'un échantillon est déformé dans le domaine martensitique et que ses déplacements sont ensuite bloqués de manière à empêcher la reprise de forme selon le mécanisme présenté à la section précédente, d'importantes contraintes peuvent alors être générées. Cette section présente ce phénomène et les paramètres qui l'influencent.

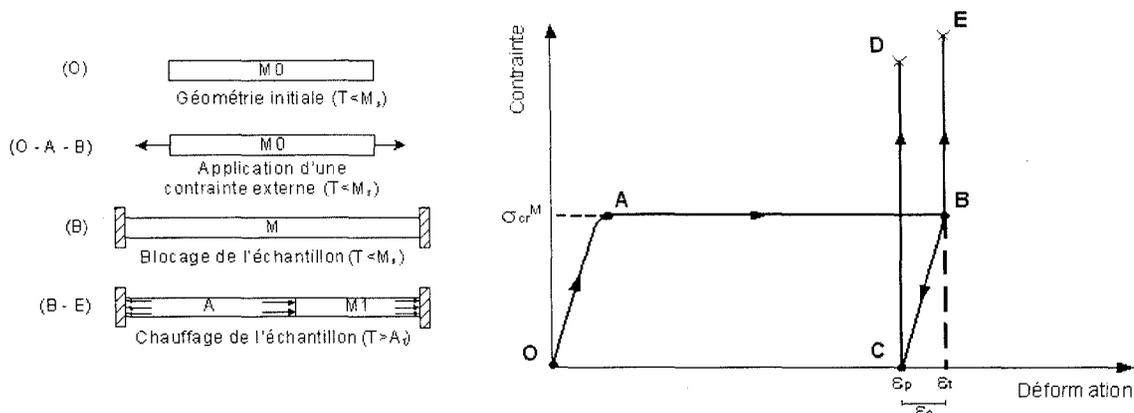


Figure 12 Mécanisme de génération de contrainte au chauffage [16]

Pour obtenir une génération de contrainte au chauffage, l'échantillon est préalablement déformé ( $\varepsilon_t$ ) jusqu'au point B à une température  $T < M_s$  (figure 12). Une fois déformé (O-A-B), l'échantillon peut alors demeurer sous charge ou être déchargé au point C ( $\varepsilon_p$ ). Dans le premier cas, l'échantillon est directement chauffé jusqu'à  $T > A_f$  à partir du point B sans être déchargé. Incapable de retrouver sa forme originale due à l'encastrement, l'échantillon génère une contrainte lors du chauffage (B-E). La génération de contrainte débute généralement à la température de début de transformation inverse  $A_s$ . Dans le deuxième cas, le déchargement est accompagné d'un retour élastique (B-C), décrit comme une déformation pseudo-plastique ( $\varepsilon_p$ ). Ainsi, une fois encastree, une contrainte sera développée lors du chauffage (C-D). De plus, l'écart de température entre  $A_s$  et  $A_f$  augmentera lorsque la température atteindra  $A_s$  et une contrainte sera initiée dans le matériau. Ce phénomène est relié par la relation linéaire de Clausius-Clayperon discutée à la section 1.2.1 qui stipule qu'une augmentation de la contrainte fait augmenter les températures de transformation.

Lors de la conception, il est parfois utile d'avoir un ordre de grandeur du niveau de contraintes pouvant être générées lors du chauffage. Tel que relevé par *Duerig* [17], il est possible de déduire approximativement la contrainte maximale générée au chauffage en fonction de la déformation à l'état martensitique avant le chauffage. Il suffit de diminuer d'environ 15 à 20 % les valeurs de la contrainte obtenue lors d'un essai de traction d'un échantillon complètement austénitique (figure 13).

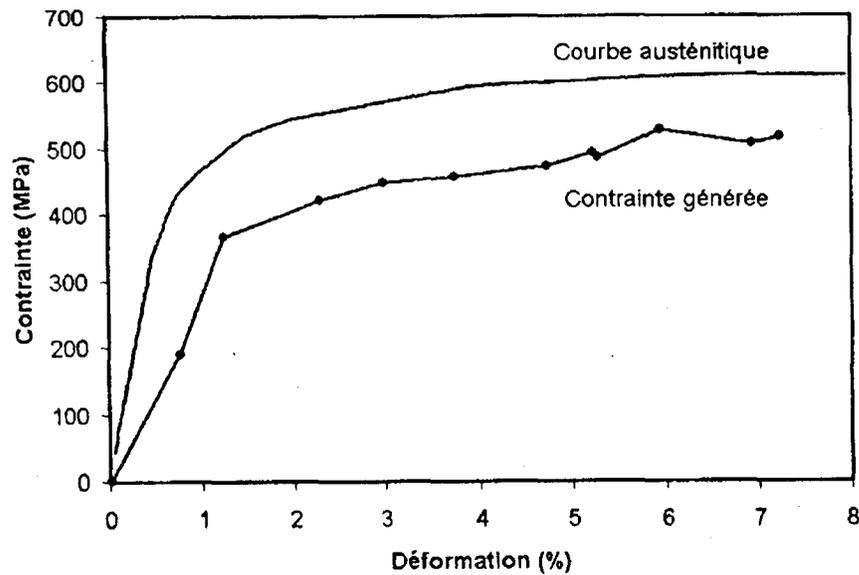


Figure 13 Relation entre la courbe contrainte - déformation dans le domaine austénitique et la contrainte maximale générée au chauffage en fonction de la déformation [17]

Les différents paramètres influençant la génération de contrainte sont [15;18] :

- la composition chimique de l'AMF;
- la déformation initiale avant le chauffage;
- le taux de travail à froid;
- la température et le temps de traitement thermique;
- le cyclage thermique;
- le cyclage mécanique.

Un travail d'optimisation des traitements thermomécaniques et un choix judicieux des matériaux doivent être faits pour ajuster le mieux possible le niveau de contrainte désiré.

### 1.3 Philosophie de conception, fabrication et inspection en aéronautique

Le domaine aéronautique est au prise avec un vieillissement et une augmentation de la quantité des avions, dont un nombre impressionnant dépasse déjà leur limite de vie

planifiée [13]. L'amélioration des nouvelles structures est donc nécessaire. L'augmentation des inspections pour diagnostiquer des défauts demeure une solution possible. Par contre, des frais supplémentaires sont inévitablement reliés à ces nouvelles procédures. Présentement, deux approches de conception sont employées en ingénierie aéronautique : la conception par "la vie utile" et par "la tolérance aux dommages". Ces deux concepts doivent nécessairement contenir le spectre des charges cycliques comme entrées, c'est-à-dire : les itinéraires, les conditions environnementales, les charges à transporter, les charges aérodynamiques, l'historique, les statistiques des défauts, etc.

La fabrication effectuée selon l'approche de "la vie utile" est fondée sur les informations recueillies lors des vols actuels et sur un facteur de sécurité basé sur des scénarios pessimistes. L'optimisation est difficilement réalisable puisqu'il faut respecter le facteur de sécurité nécessaire à combler les incertitudes de toutes sortes. Finalement, la majorité des pièces qui dépassent leur vie utile sont systématiquement remplacées.

La seconde approche, celle de la "tolérance aux dommages", permet d'estimer un nombre de cycle restant ou une durée de vie en fonction de la grosseur d'un défaut. En plus de connaître l'endroit ainsi que le niveau de contrainte sur les défauts existants, les techniques d'inspection non destructive doivent fournir l'information nécessaire telle que grosseur et géométrie d'un défaut pour enfin calculer la longueur critique d'une fissure avant sa propagation catastrophique. Réciproquement, la grosseur des défauts détectables par les moyens utilisés détermine alors les intervalles de temps entre les inspections.

Il existe une nouvelle approche, la "surveillance en opération", qui permet d'utiliser les structures de façon sécuritaire et ce, à des coûts raisonnables. L'insertion de matériaux intelligents dans le domaine aérospatial peut donc combler plusieurs besoins de ce marché en constante amélioration. La prochaine section décrit ce que peut apporter cette nouvelle approche dans la façon de détecter les défauts et à corriger ou diminuer la gravité d'un problème.

### 1.3.1 Utilité des systèmes intelligents en aéronautique

Le principal but de surveiller l'intégrité d'une structure en service est la sécurité. Un avantage de ce système est d'augmenter la performance des pièces qui ne nécessiterait aucune maintenance du fait qu'elles seraient constamment contrôlées. En plus, les facteurs de sécurité utilisés en conception pourraient être diminués résultant d'une plus grande confiance avec l'abolition des périodes de doute entre les inspections.

Les réparations sur les structures font augmenter le coût de transport de deux façons. Premièrement, il y a la mise en œuvre des réparations qui implique des coûts directs. Deuxièmement, il y a l'exécution des travaux qui nécessite généralement un arrêt de service temporaire et génère des coûts indirects dus au manque de production. Afin de réduire les coûts directs de réparation et de maintenance, une tentative de réparation peut être entreprise immédiatement au premier signe de dommage, comme le principe "juste à temps". Mais encore, pour diminuer le temps entre le signal de défaillance de la structure ou tout simplement pour assurer la sécurité en service, un système auxiliaire peut alors être envisagé afin d'arrêter la propagation des dommages. Il est question de structure intelligente lorsque ces deux systèmes, la surveillance et la suppression des dommages, sont combinés. La philosophie de conception relative aux structures intelligentes est associée avec l'intégration d'un mécanisme capable de détecter et de s'adapter ou de répondre à un changement dans son environnement. Ce système doit être sensible aux dommages et assurer une fiabilité de performance supérieure aux techniques conventionnelles utilisées.

La majorité des maintenances et des vérifications sont faites selon des horaires précis. Par contre, la défaillance des composites n'est nécessairement pas régulière comme dans le cas des métaux (initiation et propagation des fissures). Plusieurs paramètres influencent la vie de la structure de composite comme : la température, l'humidité, les niveaux de contraintes rencontrés et sans oublier les impacts qui relèvent de la statistique. Présentement, les inspections sont basées sur des prédictions pessimistes découlant de données de vols et des entretiens périodiques basés sur des techniques

non destructives. Cependant, les problèmes de sécurité, de coûts et de performances rendent de plus en plus attirante l'utilisation des dernières technologies pour intégrer les matériaux intelligents dans le domaine aéronautique.

Un système intelligent intégré dans les structures pourrait diminuer les inspections, voir même les supprimer dans des endroits difficiles d'accès, diminuer les coûts, augmenter les performances, augmenter la vie des structures et principalement augmenter la sécurité. Pour donner un aperçu des grosseurs de défauts typiques à identifier dans des composites, cela peut-être un délaminage d'un diamètre de 20 mm, une fissure de 10 mm ou des décollements de 15 x 15 mm [13]. Les endroits de prédilections se trouvent dans les zones de concentrateurs de contraintes (trous, découpes), régions d'impacts et les endroits de contraintes interlaminaires élevées. Évidemment, plus le défaut est petit, moins il aura de réparations à faire. La solution proposée pour contrôler les défauts, consiste à une intégration judicieuse de fils en alliage à mémoire de forme dans un matériau composite lors de sa fabrication.

### **1.3.2 Intégration des AMF et leurs effets dans les composites**

Maintenant que le besoin d'activation et de contrôle des structures est clairement identifié, il faut proposer un concept, une façon de faire, une nouvelle technologie enfin une solution répondant à ce besoin. C'est en 1988 que *Rogers* et *Robertshaw* [19] ont introduit le concept d'insérer des actionneurs en AMF dans des stratifiés de composite. Le terme utilisé est un composite hybride en alliage à mémoire de forme (SMAHC, *Shape Memory Alloys Hybrid Composite*). Récemment, plusieurs auteurs se sont penchés sur cette problématique en travaillant sur différents aspects tels que discutés dans les prochains paragraphes.

Plusieurs auteurs [19] s'entendent pour dire que les AMF sont des matériaux tout indiqués pour générer des forces à l'intérieur des structures (composites hybrides), dans le but de contrôler les défauts. Le concept général consiste à détecter une fissure ou un autre type de défaut et, par la suite, prévenir sa propagation ou la détérioration

dangereuse de la structure entière en activant un système de contrôle intégré (figure 14).

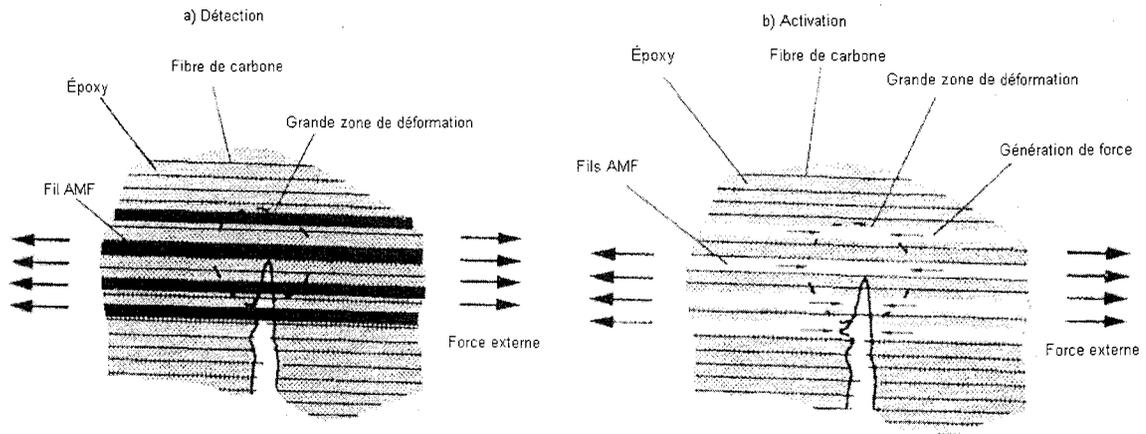


Figure 14 Principe de détection et d'activation d'AMF pour limiter les dommages [19]

Le résultat produit un changement du champ de contrainte et de déformation à l'extrémité de la fissure ou dans des zones fortement contraintes ou déformées. Ceci conduit à une réduction du facteur d'intensité de contrainte. La conséquence macroscopique est le ralentissement et même l'arrêt de la propagation de la fissure. De plus, le changement du champ de contrainte et de déformation peut aussi être utilisé pour diminuer les amplitudes de contraintes et de déformations liées aux dommages en fatigue. A. Shimamoto *et al.* [20], démontrent à ce sujet qu'en activant des fils d'AMF intégrés dans une matrice d'époxy cuite à  $T > A_f$ , température de fin de transformation martensitique, il y a un ralentissement et même un arrêt dans certains cas de la propagation d'une fissure de fatigue (figure 15).

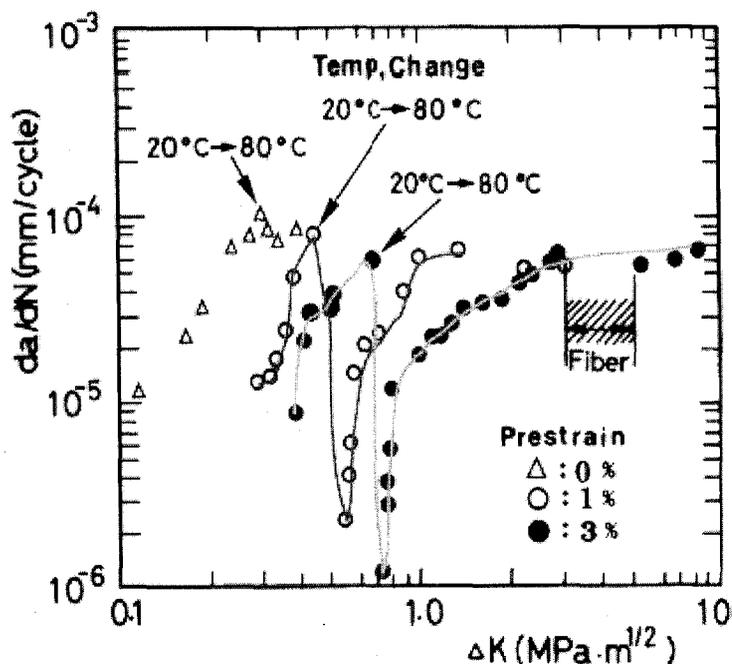


Figure 15 Courbes de Paris pour trois composites d'AMF / époxy avec différentes prédéformations [20]

Sur la Figure 15, la longueur de la fissure est notée par la lettre  $a$ ,  $N$  correspond au nombre de cycle et  $K$ , le facteur d'intensité de contrainte en fond de fissure qui est déterminé par la formule suivante :

$$\Delta K = Y \Delta \sigma \sqrt{a} \quad (1.13)$$

La lettre  $Y$  est un paramètre géométrique qui dépend de la longueur de la fissure et de la largeur de la pièce. En augmentant la température au dessus de  $A_r$ , la contrainte de compression générée par les fils cause une contraction de la matrice. L'endroit de ce changement de phase est noté par la flèche (de 20 à 80 °C) sur la figure 15. Ce serrage réduit la concentration de contrainte en bout de fissure et permet donc de supprimer la propagation de fissure, tel qu'observé au microscope optique. La déformation initiale la plus élevée (3 %) donne de meilleurs résultats en abaissant la vitesse de propagation de la fissure à un niveau très bas, une fois les fils activés.

Un effort trop important, lors de l'activation, peut causer des problèmes d'arrachement et d'endommagement de la matrice [21] ainsi qu'un décollement entre les fils et l'époxy tel que montré par *Poon et al.* [22;23]. En effet, ces derniers ont concentré leur étude sur les effets géométriques et les conditions d'activation optimum d'un fil d'AMF inséré dans une matrice d'époxy. En activant le fil, des contraintes de cisaillement ont tendance à décoller l'interface fil / matrice. Le test consiste à tirer sur le fil d'AMF à une extrémité et de retenir la résine entourant ce même fil à l'autre extrémité (figure 16).

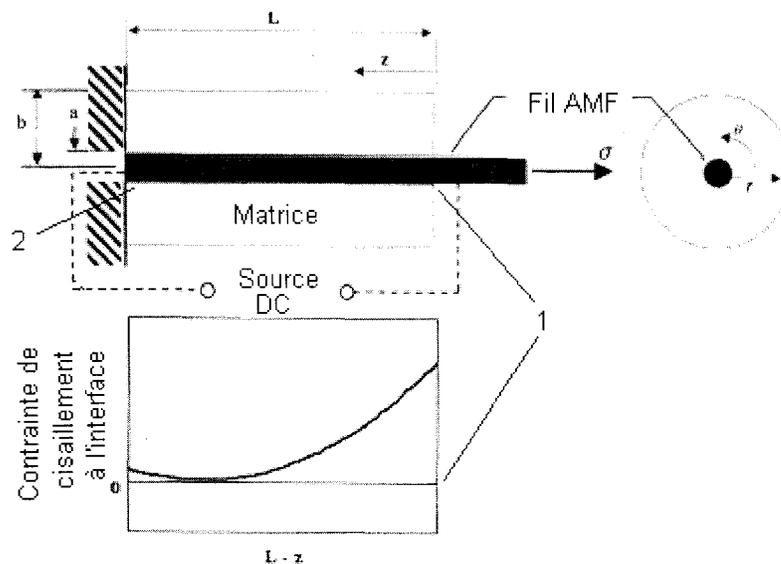


Figure 16 Test d'extraction d'un fil AMF [22]

Le résultat produit un cisaillement à l'interface fil / polymère. Deux endroits sont jugés critiques. Lorsque l'AMF n'est pas activé, la contrainte de cisaillement maximale est atteinte au lieu de chargement 1 sur la figure 16. Suite à l'activation, la contrainte maximale se déplace à l'encastrement 2. Les auteurs proposent donc l'optimisation de la contrainte générée en fonction de la contrainte appliquée. Le but consiste à diminuer les pics de cisaillement dans l'échantillon qui causent le décollement à l'interface. L'activation contrôlée permet donc de répartir uniformément la contrainte de cisaillement.

*Jang et al.* [24] ont fabriqué et testé une structure intelligente de composite incluant les AMF. Le composite carbone / époxy est fabriqué à partir de préimprégnés. Un moule

est spécialement conçu pour empêcher la contraction des fils AMF lors de la cuisson du composite. Il est montré qu'avec une prédéformation optimale (3 %) et un nombre adéquat de fils intégrés dans la structure ( $\approx 10\%$  volumique), l'activation des AMF permet de fermer les fissures transversales, signe d'un début de détérioration majeure du composite. La figure 17 a) montre une fissure transversale. Tandis qu'à la figure 17 b), le même défaut n'est plus visible grâce à l'activation des fils d'AMF.

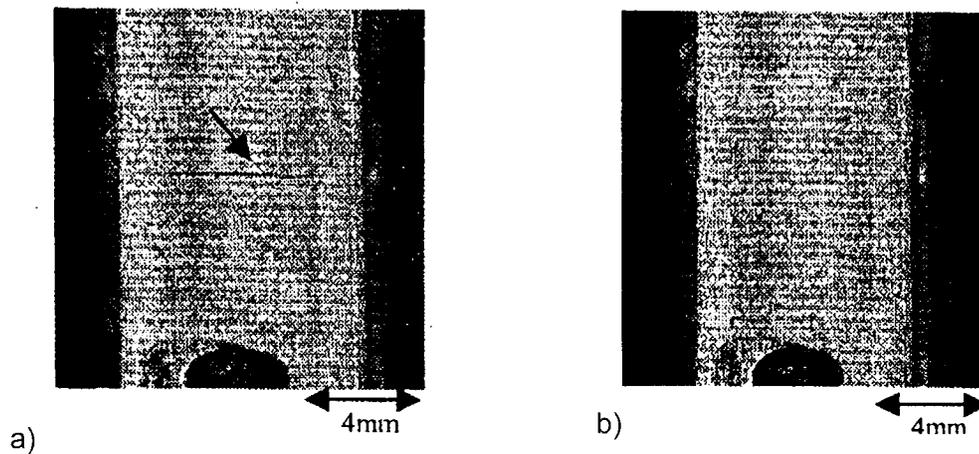


Figure 17 Effet de suppression de dommage d'une fissure transversale avec des fils AMF prédéformés à 3 % à l'intérieur d'un composite [24]

Dans le cadre d'une même étude, l'utilisation des fils d'AMF permet de détecter les défauts. Le principe consiste à observer le changement de résistance électrique des fils en fonction de la déformation. Les auteurs affirment que la détection de défauts peut être utilisée par cette technique. Selon leurs résultats, il y a une variation de résistance électrique de l'ordre de 10 % juste avant la rupture totale du composite. Pour la détection de défauts, la déformation du composite est assez faible ( $\approx 1\%$ ), la variation de résistance électrique est d'environ 1 %. Puisque la conductivité électrique des AMF est bonne, une variation de résistance de 1 % est très difficile à détecter. Il faut donc un système extrêmement sensible pour détecter ces petits changements. Le chapitre deux traitera de cette problématique.

Zhang *et al.* [25] ont intégré des AMF dans un composite fait de fibre de verre et d'époxy dont la résine est cuite à la température ambiante à l'aide d'un durcisseur. Suite à une intégration de 10 % volumique de fils d'AMF, des tests de traction ont conclu qu'une activation des fils à 75 °C permettait d'augmenter la ténacité et le taux d'amortissement des échantillons. Par contre, une baisse de la rigidité et de la contrainte maximale à la rupture ont été notées. Ce problème est relié à un ramollissement de la matrice causé par l'élévation de la température.

Un des défis techniques de l'intégration des AMF consiste à empêcher l'activation des fils lors de la cuisson du composite à température élevée. Deux moyens sont habituellement employés. L'utilisation d'un gabarit retenant les fils ou l'utilisation d'une résine et d'un durcisseur permettant de faire une cuisson à température ambiante. Comme autre solution, Xu *et al* [26;27] proposent un AMF qui peut supporter une haute température ( $\approx 130$  °C) permettant la cuisson du composite. Ce phénomène connu des AMF appelé effet mémoire de forme haute température (HTSME, *High-Temperature Shape Memory Effect*) consiste à imposer de grandes déformations plastiques à froid de façon à stabiliser la martensite [15]. Il y a donc une augmentation de la température de transformation  $A_s$  au premier cycle de chauffage seulement. La figure 18 présente la récupération de déformation en fonction de la température pour un tel AMF.

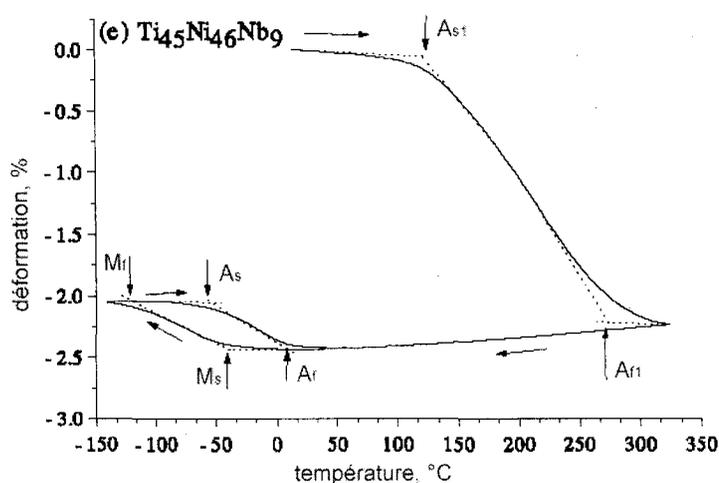


Figure 18 Déformation en fonction de la température d'un alliage  $Ti_{45}Ni_{46}Nb_9$  déformé à froid [27]

Dans cette expérience, le fil est chauffé à environ 275 °C pendant un court laps de temps pour engendrer la première transformation de phase austénitique  $A_{r1}$  (figure 18). Ensuite, une contrainte résiduelle de compression d'environ 300 MPa est présente dans le fil, même à température ambiante (figure 19).

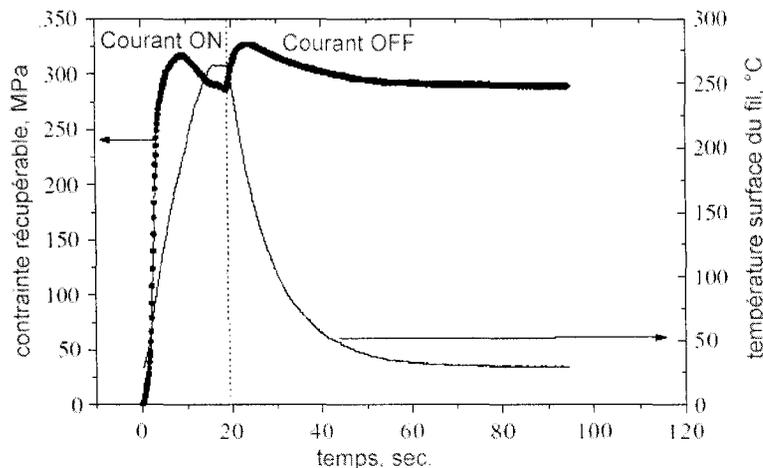


Figure 19 Contrainte générée et température de l'alliage  $Ti_{45}Ni_{46}Nb_9$  en fonction du temps d'activation

Plusieurs méthodes et techniques de fabrication de composites hybrides ont été retenues dans la littérature afin de garantir de bons résultats. Par exemple, le fini de surface des fils AMF joue un grand rôle dans la résistance matrice / fil. Selon *Ogisu* [28], un traitement à l'aide d'une solution 10 % volumique de NaOH rend la surface poreuse et donne les meilleurs résultats pour l'adhérence fil / matrice. L'orientation des plis est aussi très importante lorsqu'on insère des fils AMF [29]. Il faut en général orienter les fils AMF dans la même direction que les fibres pour diminuer les défauts et les concentrateurs de contraintes.

### 1.3.3 Caractérisation des composites hybrides intégrant des AMF

Fondé par la Commission Européenne à travers le programme sur les Technologies Industrielles et Matérielles, le projet *ADAPTive composites with embedded shape memory alloy wires* (ADAPT) consiste à trouver une application à l'intégration des AMF

à l'intérieur des composites. Découlant de cet engouement, plusieurs chercheurs [30-32] tentent de caractériser et de modéliser des composites hybrides de kevlar / époxy / AMF. À l'aide d'un programme maison *Rcloop*, ces derniers modélisent le parcours de la contrainte récupérée en fonction du type de fil et de la déformation initiale. La théorie derrière cette implémentation numérique découle d'un besoin de connaître les comportements thermomécaniques des fils AMF. Ce comportement complexe est déduit en suivant l'évolution de la fraction de la phase martensite en fonction de la contrainte et de la température. Afin de simuler la déformation des fils et tester la rigidité du composite, une adaptation de ce programme est employée. Selon les données, avec une augmentation de température, les AMF et les fibres de kevlar se contractent, tandis que la matrice se dilate. Dans les dernières versions de ce programme, l'état transitoire causé par l'effet mémoire de forme sur le composite hybride pour un chargement simple est bien représenté. Il faut toutefois fournir les propriétés mécaniques exactes de tous les matériaux.

Dans un même ordre d'idée, *Bruck et al.* [33;34] ont caractérisé un modèle thermodynamique en tension avec une règle des mélanges modifiée et le modèle de *Brinson* basé sur la seconde loi de la thermodynamique, calculé en terme d'énergie libre d'Helmholtz. Par contre, en utilisant ce modèle pour un chargement en flexion, de grandes différences entre la théorie et la pratique sont observées. Ces problèmes sont attribués à des phénomènes de décollement, aux gradients de température et aux hypothèses de température adiabatique des échantillons.

*Auricchio et al.* [35], ont développé un modèle phénoménologique en trois dimensions. Fondé sur les lois de la thermodynamique, ce modèle utilise les couplages thermomécaniques. De plus, le jumelage des équations régissant l'activation thermique par l'effet Joule est intégré dans ce modèle. Ces équations ont par la suite été insérées dans un code d'éléments finis pour développer un élément thermo-électro-mécanique de type brique à 8 nœuds et cinq degrés de liberté par nœuds (3 déplacements, la température et le potentiel électrique). En plus, un autre élément a été créé pour représenter les échanges de chaleur entre le matériel et l'environnement. Il s'agit d'un élément bidimensionnel avec un degré de liberté par nœud, c'est-à-dire la température.

D'autres auteurs [36-39] ont aussi analysé les composites hybrides en utilisant la méthode des éléments finis ou des modèles phénoménologiques et ce, pour différents chargements. Ces modèles simulent donc les comportements des composites hybrides.

Enfin, une représentation simple du comportement d'un composite hybride peut être déduit par la règle des mélanges [5]. Tout d'abord, il faut illustrer le comportement mécanique des différents constituants du composite (figure 20).

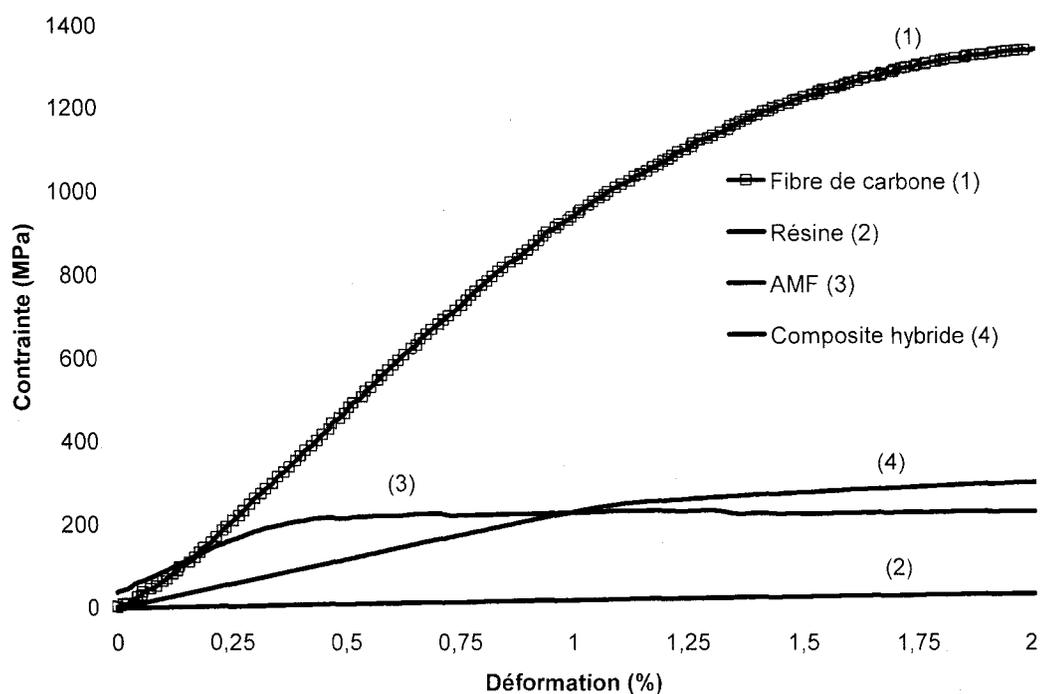


Figure 20 Comportement mécanique des constituants du composite hybride

Les courbes 1 à 3 caractérisent le comportement des différents matériaux, tandis que la courbe 4 représente le comportement de l'ensemble du composite hybride. Pour appliquer la règle des mélanges, il faut connaître la fraction volumique des différents matériaux du composite. Cette méthode permet d'estimer rapidement l'influence des renforts en fonction de leurs quantités insérés.

#### 1.4 Problématique et objectif de recherche

Ce travail de maîtrise s'inscrit dans un projet plus large du Consortium de Recherche et d'Innovation en Aérospatiale au Québec (CRIAQ) sous le thème 6.1 *Microsystems for in situ health monitoring of aircraft*. La problématique répond à la demande de Bombardier Aéronautique, partenaire de ce projet. Brièvement, ce sont les problèmes reliés aux défauts des composites décrits dans les sections précédentes qui sont en cause. Plus précisément, il faudra mettre en évidence la faisabilité, les performances d'une méthode ou d'une solution technique dans le but de détecter, ralentir, voir même arrêter les défauts. Lors du service, la solution proposée par le Laboratoire sur les Alliages à Mémoire et les Systèmes Intelligents (LAMSI) consistera à intégrer les alliages à mémoire de forme dans une structure de composite. Idéalement, les éléments actifs AMF devraient posséder les qualités de capteur pour permettre la détection de défauts et devraient permettre de ralentir leur propagation une fois que les fils AMF sont activés.

Le but de ce projet est tout d'abord de se mettre au niveau des derniers développements dans le domaine des composites hybrides. La fabrication des échantillons permettra de développer une certaine expertise dans l'intégration des AMF au sein d'une structure composite. Une attention particulière sera portée vers l'utilisation des AMF comme capteur résistif utilisé pour la détection des défauts. Ensuite, des tests suivront afin de démontrer et de quantifier le potentiel d'auto guérison d'un composite hybride. Les effets de l'intégration des fils métalliques dans une structure doivent être vérifiés. Ensuite, les performances seront analysées lorsque les fils seront activés. Enfin, un modèle éléments finis sera construit dans le but de valider les résultats et aider à la conception de ces futurs matériaux. La vision et la nouveauté de cette approche numérique comprennent la modélisation de l'endommagement du composite hybride dans un processus de propagation des défauts.

Pour résumer le résultat souhaité de ces recherches, le composite hybride doit détecter un défaut à l'aide des fils AMF ou un autre système de détection. Par la suite,

l'activation sera faite de façon à transformer complètement les fils en austénite pour obtenir des contraintes de compression. Finalement, l'objectif à plus long terme de la modélisation consiste à optimiser les composites hybrides pour obtenir de meilleures performances, et ce, avec des chargements variés afin de simuler les conditions d'utilisation des pièces en composites dans le domaine aéronautique.

MCours.com