

# Caractérisation du comportement Macroscopique du AC- SMC sous chargement quasi-statique et en fatigue

## Introduction

*Une fois la microstructure du composite observée et caractérisée, ce chapitre est consacré à l'analyse du comportement macroscopique du AC-SMC en relation avec sa microstructure, induite par le procédé de mise en œuvre. De plus, une analyse bibliographique du comportement macroscopique des composites SMCs est effectuée et présentée dans ce chapitre. Contrairement aux analyses de microstructures, la bibliographie consacrée au comportement mécanique des SMCs est plus importante et permet d'en suivre les évolutions au fur et à mesure des innovations et développement dans cette classe de matériau.*

*Comme présenté au chapitre I, les composites SMCs ont été initialement produits à base de mèches de fibres de verre et de charges minérales plongées dans une matrice polyester. La composition de ces matériaux continue à évoluer en fonction des applications envisagées. Si les charges minérales permettent d'alléger ce matériau, utiliser des sphères de verre creuses comme éléments de renforts permet de diminuer la densité et de le rendre plus adapté pour répondre aux contraintes d'allègement auxquelles l'industrie du transport fait face, sans sacrifier les autres propriétés mécaniques. On parle alors de Low Density-SMC (LD-SMC). L'une des principales faiblesses identifiées de cette classe de matériau sont les faibles caractéristiques mécaniques de la matrice thermodurcissable polyester. Si la résine époxyde a donné lieu à une autre évolution de cette famille de matériau, celle-ci, du fait de son coût relativement élevé, donna lieu à une nouvelle déclinaison : les SMC à matrice vinyle ester. Offrant des propriétés mécaniques intermédiaires entre celles du polyester et de l'époxyde pour un coût plus faible que la seconde, elle se démarque par une meilleure résistance à l'environnement et autorise des taux de renfort plus élevé. Ce sont les Advanced-SMC (A-SMC). Toujours contraints par l'allègement des structures, de nouvelles applications sont envisagées pour ces matériaux. Pour satisfaire de nouvelles exigences en termes de tenue mécanique, les propriétés mécaniques sont améliorées à travers une évolution du renfort, de mèches de fibres de verre à des mèches de fibres de carbone (Advanced Carbon based-SMC ou AC-SMC).*

*Quels effets ont eu ces différentes évolutions sur le comportement mécanique macroscopique des SMC ? Dans un premier temps, l'analyse bibliographique des différentes déclinaisons de cette classe de matériau permet de mieux comprendre leurs propriétés et de fournir un socle de connaissance pour analyser les réponses du AC-SMC sous chargements de traction quasi-statiques ou de fatigue en traction-traction avec en toile de fond le procédé de thermocompression. Les conditions et les procédures expérimentales sont présentées en deuxième partie, suivies des résultats et de leur analyse en troisième et quatrième partie pour respectivement les essais de traction quasi-statiques et de fatigue en traction-traction. Enfin, les principales observations sont rassemblées en cinquième partie.*

**Sommaire :**

3	Chapitre III : Caractérisation du comportement Macroscopique du AC-SMC sous chargement quasi-statique et en fatigue .....	71
3.1	Comportements des SMCs .....	73
3.1.1	Comportement sous chargement quasi-statique des SMC .....	73
3.1.2	Comportement sous chargement de traction-traction cyclique .....	79
3.1.3	Conclusion de la revue bibliographique .....	84
3.1.4	Structure du chapitre .....	86
3.2	Matériau et méthodes expérimentales .....	87
3.2.1	Un composite, deux configurations .....	87
3.2.2	Géométrie des éprouvettes .....	88
3.2.3	Procédures expérimentales .....	90
3.3	Comportement mécanique sous chargement quasi-statique .....	94
3.3.1	Bornes du AC-SMC en traction quasi-statiques .....	94
3.3.2	Comportement du AC-SMC en traction quasi-statique avec décharge incrémentale ...	96
3.3.3	Comparaison AC-SMC / A-SMC .....	103
3.4	Comportement sous chargement de fatigue en traction-traction .....	107
3.4.1	Evolution de la réponse mécanique du AC-SMC RO orienté à 0° .....	107
3.4.2	Comportement en fatigue du AC-SMC .....	110
3.4.3	Comparaison AC- / A- SMC .....	115
3.5	Conclusion .....	117
	Bibliographie : .....	119

## Comportements des SMCs

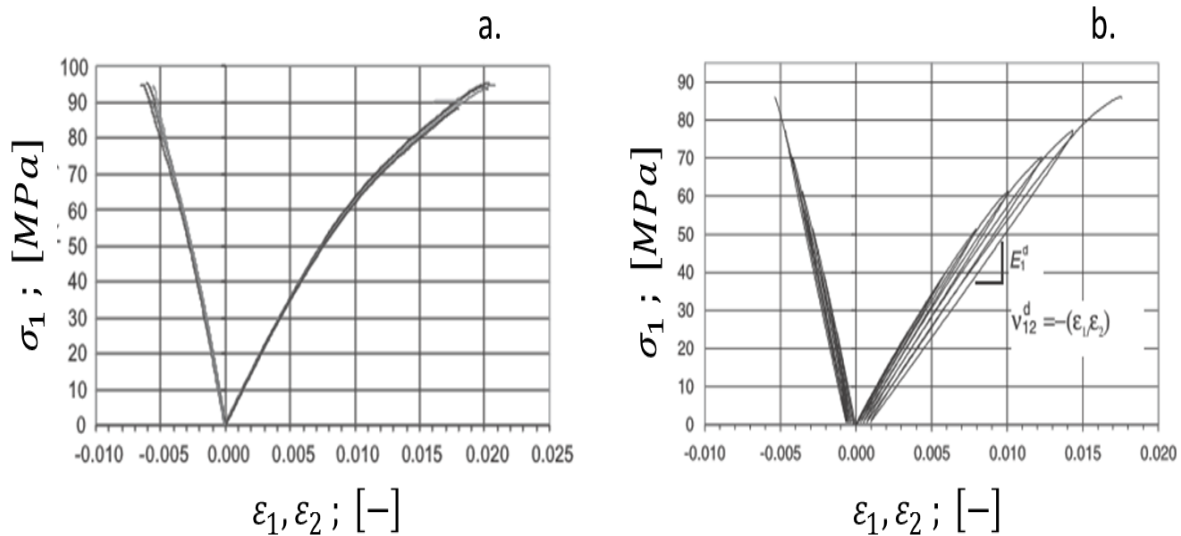
Depuis les premiers travaux de Denton [1] portant sur la caractérisation des propriétés mécaniques d'un SMC-R50 (fraction massique de 50% de fibres de verres réparties aléatoirement dans le plan de thermocompression) en fonction de la température et soumis à des chargements quasi-statique et de fatigue, de nombreuses études ont été menées sur différents composites SMC au fur et à mesure de leurs développements et de leurs utilisations industrielles. Dans cette partie, sur la base d'une analyse bibliographique, le comportement mécanique des SMC est présenté et discuté.

### 3.1.1 Comportement sous chargement quasi-statique des SMC

#### 3.1.1.1 SMC classiques

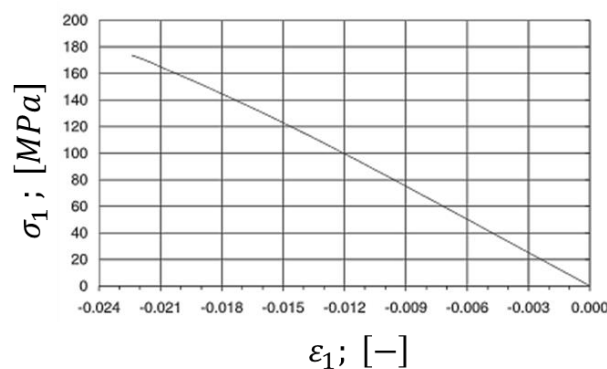
Le comportement quasi-statique d'un SMC soumis à différents modes de chargement (traction, compression, cisaillement) a été caractérisé Mir *et. al.* [2]. Le SMC étudié était à matrice polyester renforcée de mèches réparties aléatoirement dans le plan de thermocompression. Chaque mèche est composée d'environ 300 fibres de verre d'un diamètre de 10  $\mu\text{m}$ . La fraction massique de fibres dans le matériau est de 30%. Ce matériau est nommé dans la suite des travaux SMC-R30. Le comportement en traction quasi-statique est caractérisé et analysé au moyen d'essais de charge monotone et de charges avec décharges élastiques incrémentales. Après avoir observé un comportement identique avec des sollicitations dans des directions différentes de chargement, le matériau est considéré comme initialement isotrope transverse dans le plan de la thermocompression.

En **Figure 3-1** (a.) on observe la réponse contrainte-déformation ( $\sigma, \varepsilon$ ) typique de ce SMC en traction monotone. Après une première zone linéaire, au-delà d'un seuil de 30 MPa le comportement devient non-linéaire. La contrainte maximale à rupture est de l'ordre de 90 MPa, la déformation à rupture est de l'ordre de 2% pour ce composite, que ce soit dans le sens longitudinal ou transverse. Afin de déterminer la cause de cette non-linéarité (plasticité, endommagement), des essais de traction quasi-statique avec décharges incrémentales sont menés. En **Figure 3-1** (b.) nous retrouvons la même évolution du comportement avec un deux régimes : d'abord linéaire puis non linéaire. Au-delà d'un seuil de transition, la rigidité de l'éprouvette se dégrade au fil des incréments de chargement, et l'on observe le développement d'une faible déformation anélastique rémanente à la décharge (inférieure à dix pourcents de la déformation à rupture). La variation du module macroscopique est un indicateur de l'endommagement de l'éprouvette. La limite entre les zones de comportement linéaire et non-linéaire est considérée comme un seuil d'endommagement. La transition de la réponse du régime linéaire à non linéaire est marquée par l'initiation de fissures et les décohésions d'interfaces dans le matériau. Au fur et à mesure que l'amplitude du chargement augmente, l'endommagement s'accumule et conduit l'éprouvette à la rupture macroscopique.



**Figure 3-1:** Réponse dans le plan sous chargement de traction quasi-statique monotone (a.), avec décharges incrémentales (b.) d'un SMC-R30 [2].

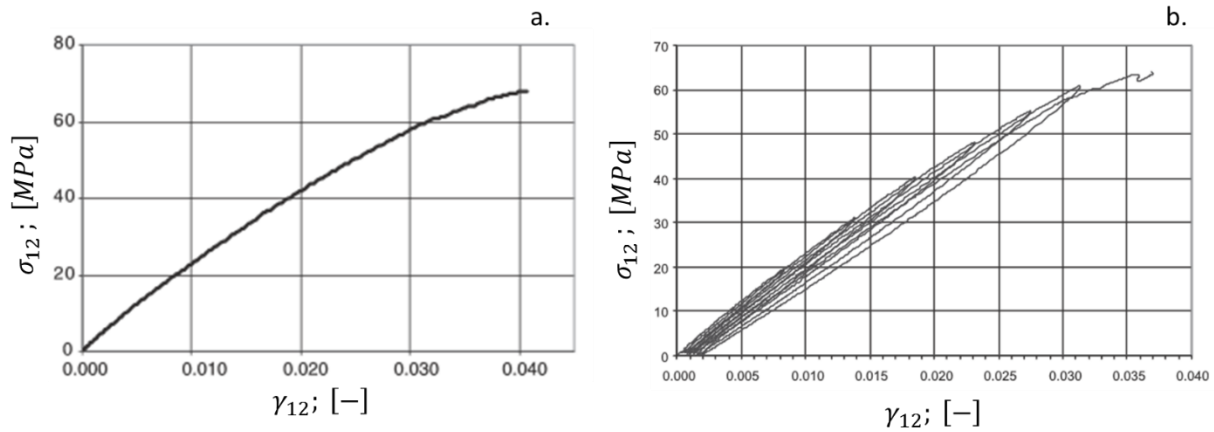
Des essais de compression sont par la suite entrepris, dont les résultats sont présentés en **Figure 3-2**. La réponse dans le plan  $(\sigma, \varepsilon)$  est quasi-linéaire jusqu'à rupture, il n'y a pas de transition franche entre un régime linéaire et non-linéaire contrairement à ce qui a été observé lors d'une sollicitation en traction. La contrainte maximale à rupture est significativement supérieure à celle observée en traction : environ 175 MPa en compression par rapport au 90 MPa observé en traction (soit deux fois plus), pour un module d'élasticité apparent légèrement plus élevé (7,08 GPa en moyenne en traction contre 8,3 GPa en compression).



**Figure 3-2:** Réponse dans le plan  $(\sigma, \varepsilon)$  du matériau sous compression quasi-statique monotone d'un SMC-R30 [2].

Pour finir, des essais de cisaillement quasi-statiques sont menés avec un protocole analogue à la caractérisation du comportement en traction (chargement à rupture et cycles progressifs de charges-décharges). La **Figure 3-3** présente les réponses dans le plan  $(\sigma, \gamma)$  correspondant aux différents chargements. En **Figure 3-3** (a.) et (b.) les réponses sont de formes analogues à celles observées en traction : comportement initialement linéaire, qui devient non linéaire lorsque la contrainte atteint un tiers de la contrainte à rupture. Au-delà de ce seuil, une dégradation continue de la rigidité du matériau

est observée ainsi que le développement d'une déformation anélastique résiduelle ( $\leq 10\% \gamma_f$ ). En outre, les propriétés élastiques établies en traction et en cisaillement satisfont les conditions d'isotropie transverse validant définitivement l'hypothèse faite quant au comportement initial du matériau.

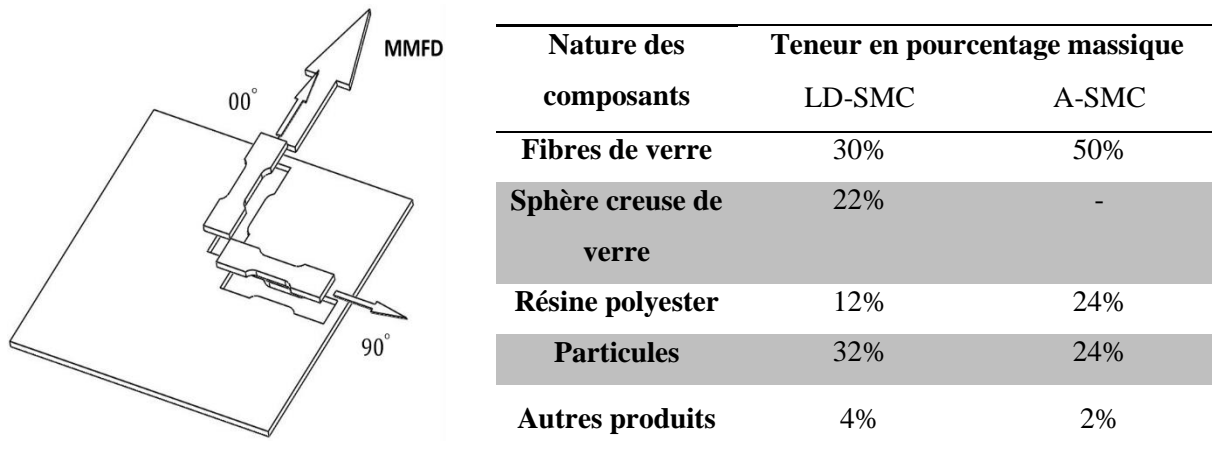


**Figure 3-3:** Réponse dans le plan  $(\sigma, \gamma)$  à un chargement de cisaillement monotone jusqu'à rupture (a.), avec décharge incrémental (b.) [2].

En résumé, le SMC étudié par Mir *et al.* [2] présente un comportement initialement élastique isotrope dans le plan selon les auteurs. De plus, il présente un comportement dissymétrique entre traction (élastique en dommageable) et compression (élastique fragile) concernant les propriétés à rupture en termes de contraintes et de déformations ultimes.

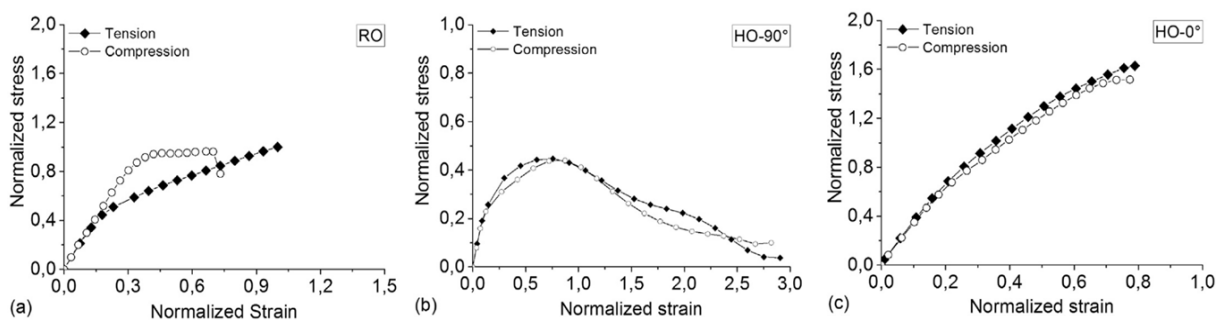
### 3.1.1.2 LD-SMC et A-SMC

Dans les travaux de M. Shirinbayan [3][6], deux nouveaux SMC développés par Plastic Omnium ont été finement caractérisés sous chargement quasi-statique et en fatigue. Le premier est un SMC basse densité (LD-SMC) à matrice polyester tandis que le second est un SMC avancé (A-SMC) à matrice vinylester dont les compositions sont données dans la **Figure 3-4**. Ces deux composites sont thermocompressés selon deux configurations : l'une avec un écoulement limité sans direction privilégiée, nommée RO (Randomly Oriented), et l'autre avec un écoulement privilégié dans une direction, nommée HO (Highly Oriented) (**Figure 3-4**). La configuration RO permet de conserver l'orientation initiale de la microstructure obtenue lors de la mise en forme des flancs, quand la variante HO induit une réorientation de la microstructure dans la direction d'écoulement privilégiée.



**Figure 3-4:** Composition des deux composite SMC : LD-SMC et A-SMC étudiés dans [3-6].

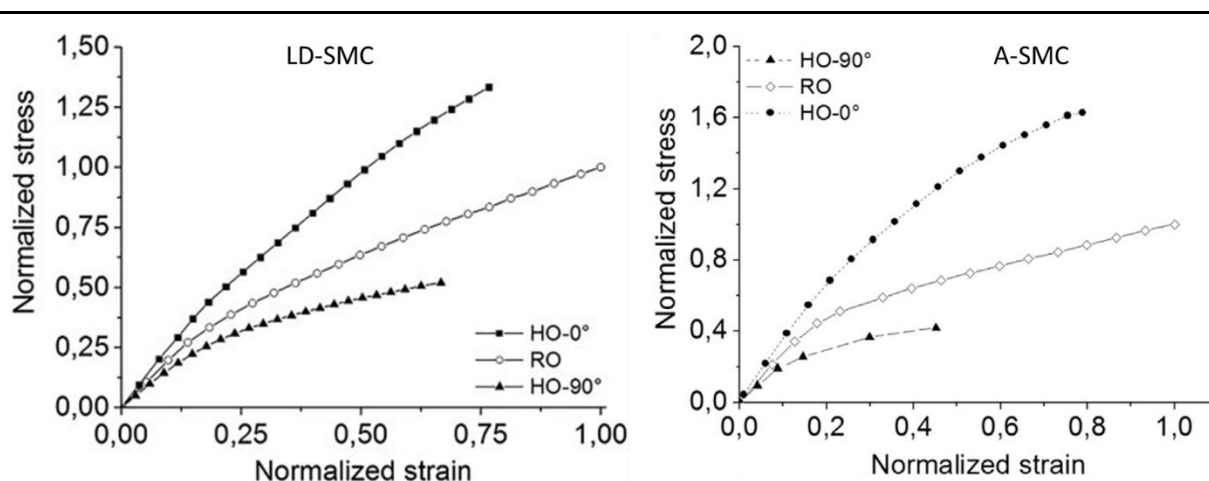
Les résultats des essais de traction et compression obtenus par Shirinbayan *et al.* [3] pour le A-SMC sont présentés en **Figure 3-5**. La réponse aux différentes sollicitations ne montre un comportement dissymétrique que dans la configuration du matériau A-SMC RO. Dans le cas de la configuration HO, les réponses en traction et en compression sont équivalentes dans les deux directions ( $0^\circ$ ,  $90^\circ$ ) considérées. Quel que soit le type de sollicitation, le comportement global observé comporte deux phases : une première phase linéaire élastique suivi par une phase non-linéaire inhérente à l'initiation et à l'accumulation de l'endommagement. En effet, selon Shirinbayan *et al.* [3][6], le comportement est élastique endommageable, avec une sensibilité à l'endommagement dépendant de l'orientation de la microstructure.



**Figure 3-5:** Courbes de traction et compression quasi-statique dans les configurations A-SMC RO et HO à différents angles de chargement par rapport à la direction d'écoulement privilégiée [3].

En **figure 6**Figure 3-5, les effets d'orientations sont mis en évidence pour les deux types de SMC (LD et A-SMC) étudiés par Shirinbayan. Les deux composites sont testés dans les configurations RO et HO. Le comportement dans la configuration RO étant isotrope transverse, une seule courbe décrit son comportement macroscopique. La configuration HO étant elle anisotrope, son comportement est décrit à partir de deux courbes enveloppes correspondant à la direction d'écoulement ( $HO-0^\circ$ ) lors de la mise en forme et à la direction perpendiculaire ( $HO-90^\circ$ ). Pour les deux types de composites, on

observe que la réponse macroscopique de la configuration HO est fortement dépendante de l'orientation du renfort. De la même façon que pour le LD-SMC, le composite A-SMC se comporte de façon élastique endommageable en traction, quelle que soit la direction de sollicitation.



**Figure 3-6:** Mise en évidence des effets d'orientations par des essais de traction quasi-statique sur les LD-SMC et A-SMC [3][6].

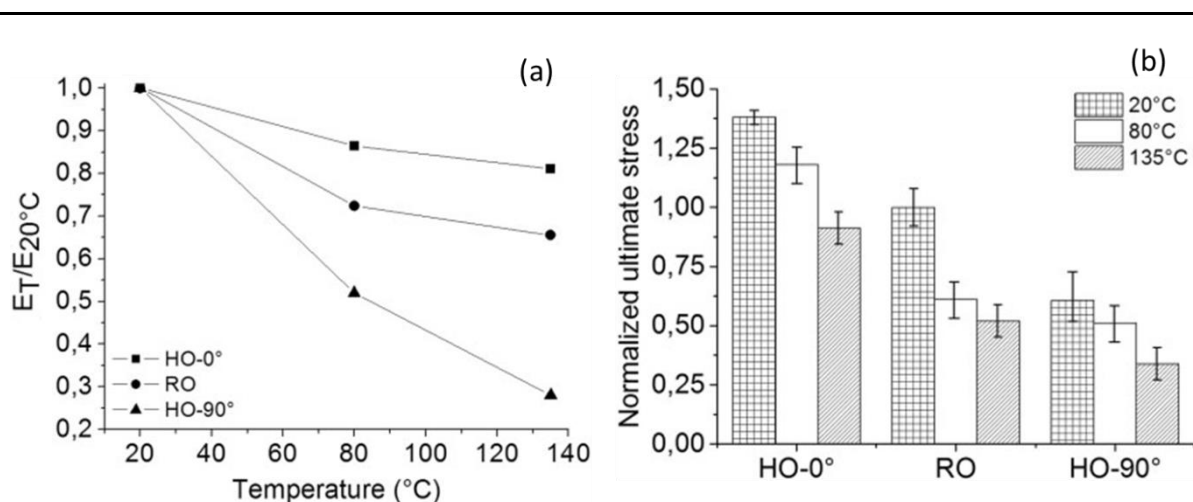
Comme le montre la figure 6 pour les configurations HO du LD-SMC ou bien A-SMC, l'anisotropie induite par l'écoulement lors de la thermocompression se traduit à la fois sur les propriétés élastiques initiales et sur les propriétés mécaniques à rupture. Le Tableau 11 regroupe les valeurs moyennes des modules de Young déterminés pour les configurations et orientations des SMC analysés. Dans les deux cas, le comportement des orientations à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  de la configuration HO encadre les résultats obtenus à pour une configuration RO et peuvent servir de configurations limites. Le rapport des contraintes maximales à rupture entre HO- $90^\circ$  et HO- $0^\circ$  est de 3 pour le LD-SMC et de 4 pour le composite A-SMC. Pour analyser cette anisotropie induite par le procédé de thermocompression dans la configuration HO, il faut prendre en compte la différence importante de fraction volumique notamment de mèches de fibres de verres entre les deux matériaux.

Module d'élasticité [GPa]	LD-SMC	A-SMC
HO- $00^\circ$	12	18,5
RO	10	14,5
HO- $90^\circ$	8	12,5

**Tableau 11:** Modules d'élasticités déterminés lors des essais de traction quasi-statique pour les deux configurations selon différentes orientations [3][6].

L'impact de la température d'essais sur les propriétés mécaniques initiales et à rupture du A-SMC a été également étudié à partir d'essais de traction réalisés à différentes températures [3][6]. Le résultat de ces essais sont présentés en **Figure 3-7**. Shirinbayan observe dans le cas du HO- $00^\circ$  un impact

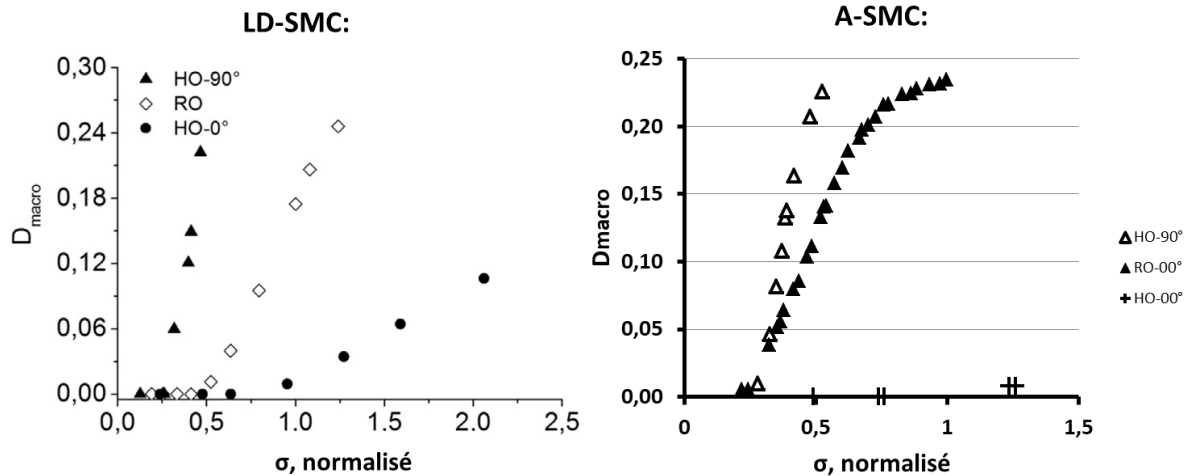
limité de la température de sollicitation sur l'évolution du module de Young (réduction  $>20\%$  à  $135^\circ\text{C}$ ) mais notable sur la contrainte maximale à rupture, de l'ordre de  $35\%$ . Dans le cas  $\text{HO-}90^\circ$  l'impact est nettement plus significatif que ce soit sur le module de Young (réduction de  $80\%$  à  $135^\circ\text{C}$ ) ou la contrainte maximale à rupture (réduction de  $44\%$ ). L'impact de la température sur la configuration RO est intermédiaire sur les deux grandeurs étudiées. Une hypothèse pourrait expliquer ces tendances d'influence, elle réside dans le fait que pour le  $\text{HO-}90^\circ$  le comportement serait plus gouverné par la rhéologie et les propriétés de la matrice comparativement à la configuration  $\text{HO-}0^\circ$ . Seules ces dernières sont dépendantes de la température dans la plage de température étudiée.



**Figure 3-7:** Impact de la température sur le comportement mécanique quasi-statique: (a) évolution du module d'Young, (b) évolution de la contrainte maximale à rupture [4][6].

L'évolution de l'endommagement macroscopique déterminé à partir de la baisse de module sous chargement de traction quasi-statique avec décharges incrémentales des LD- et A-SMC est présenté en **Figure 3-8** pour les deux configurations étudiées dans [4][6]. Les effets d'orientations observés se traduisent par des différences en termes de cinétique et de niveau maximal d'endommagement. Pour les deux SMC considérés, la configuration HO sollicitée à  $90^\circ$  est celle présentant l'évolution la plus rapide en fonction de la contrainte appliquée normalisée par rapport à la contrainte maximale à rupture pour le couple configuration/orientation concerné. De plus la valeur d'endommagement critique est équivalente ( $D_{crit} \approx 0,24$ ). Par contre, pour la même configuration mais sollicitée à  $0^\circ$ , l'évolution de l'endommagement en fonction de la contrainte normalisée est plus lente et l'endommagement critique bien plus faible. Une nouvelle différence est mise en évidence entre le LD-SMC et le A-SMC : le niveau d'endommagement critique est bien plus faible pour le second matériau ( $D_{crit}^{LD-SMC}(\text{HO} - 0^\circ) \approx 0,11$ ;  $D_{crit}^{A-SMC}(\text{HO} - 0^\circ) \approx 0,01$ ). Pour les deux composites considérés, l'évolution de l'endommagement macroscopique du RO présente un comportement intermédiaire : la cinétique est comprise entre celles du HO à  $0^\circ$  et  $90^\circ$ , avec cependant un endommagement à rupture équivalent à celui du  $\text{HO-}90^\circ$  traduisant un état d'endommagement macroscopique équivalent.



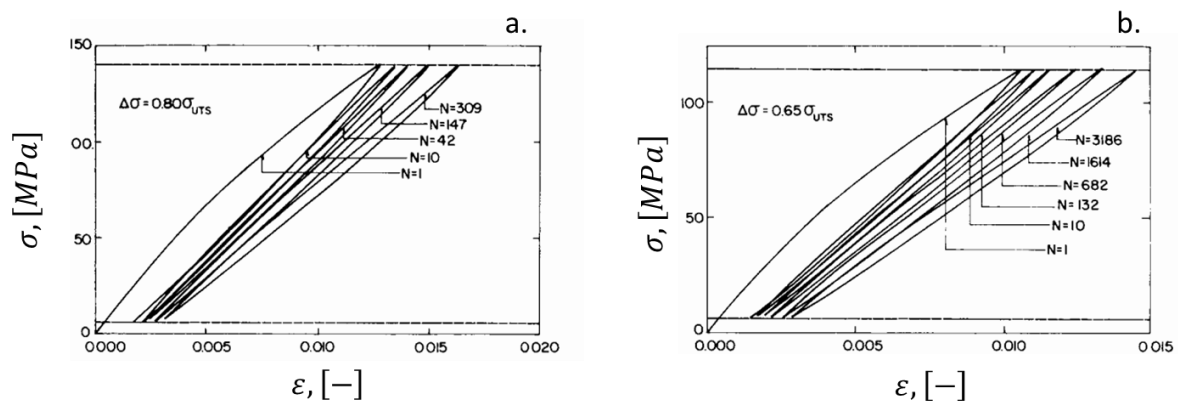


**Figure 3-8:** Evolution macroscopique de l'endommagement des LD- et A-SMC pour les configurations RO et HO à 0° et 90° [3][6].

### 3.1.2 Comportement sous chargement de traction-traction cyclique

#### 3.1.2.1 SMC classiques

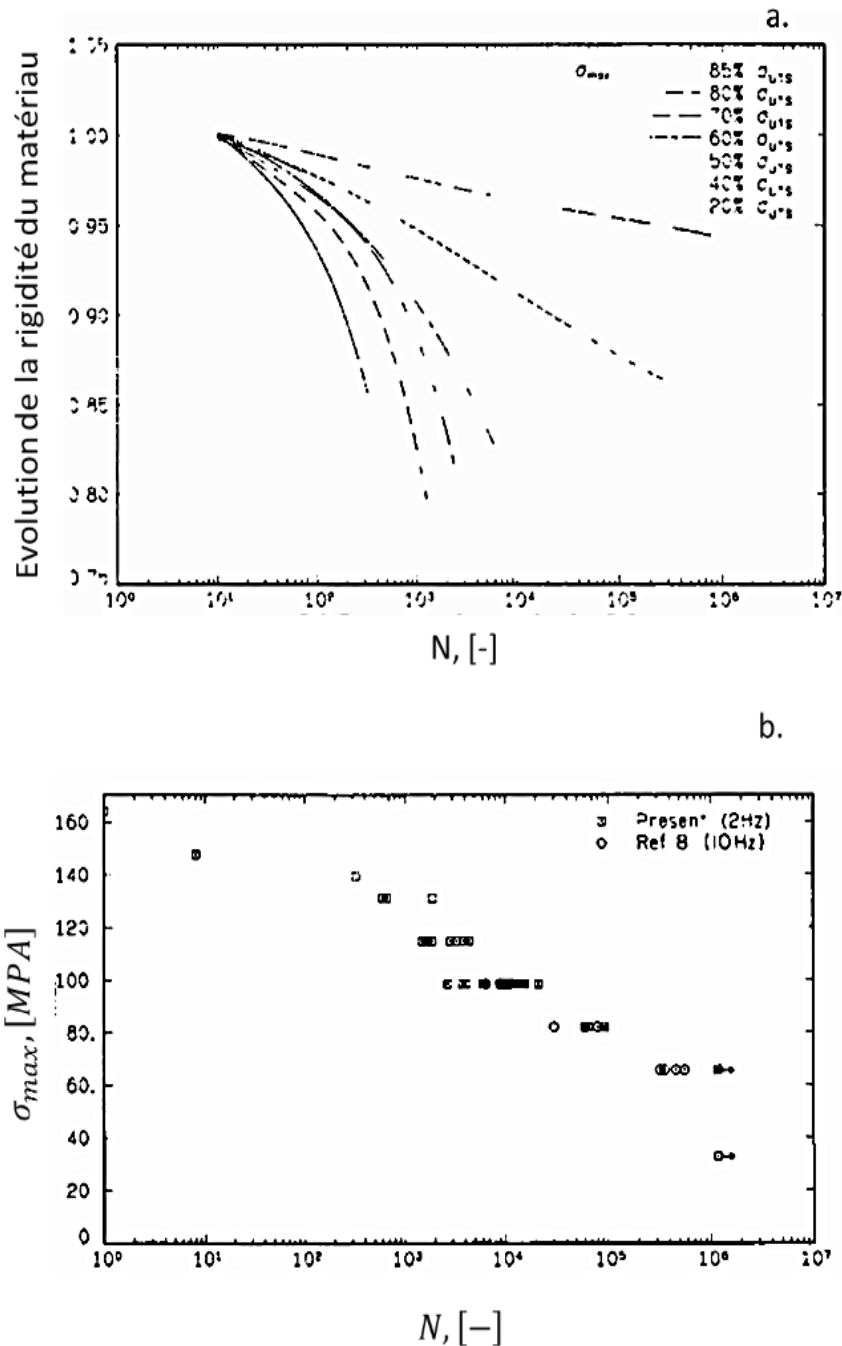
Dans leurs travaux Wang *et al.* [7] caractérisent la réponse mécanique sous chargement de traction-traction cyclique d'un SMC à matrice polyester renforcée de mèches de fibres de verres à hauteur de 50% en masse. La fraction massique de fibres de verre est égale à celle du A-SMC et supérieure à celle du LD-SMC et à celle du composite de Dano *et al.* [2]. L'analyse couplée des courbes S-N du matériau et des observations microscopiques post-mortem des échantillons permettent de décrire le comportement de ce composite en fatigue.



**Figure 3-9:** Evolution de la réponse du SMC dans le plan au fil des cycles à sollicitation constante :  $\Delta\sigma = 0.8 \sigma_{uts}$  (a) et  $\Delta\sigma = 0.65 \sigma_{uts}$  (b) [7].

Comme les courbes contrainte-déformation présentés en **Figure 3-9** l'illustrent, le comportement en fatigue dépend fortement de l'amplitude du chargement. Pour les grandes amplitudes de chargement, les auteurs [7] observent une forte densité de fissures de faibles dimensions caractéristiques, et l'inverse pour les faibles amplitudes. La conséquence de ces dégradations

microscopiques se répercutent sur le comportement macroscopique à travers l'évolution de la rigidité de l'éprouvette. En effet, plus la contrainte maximale appliquée est élevée plus la dégradation de la rigidité est importante avec une cinétique rapide traduite par la pente de la baisse de rigidité en fonction du nombre de cycle. (**Figure 3-10**).

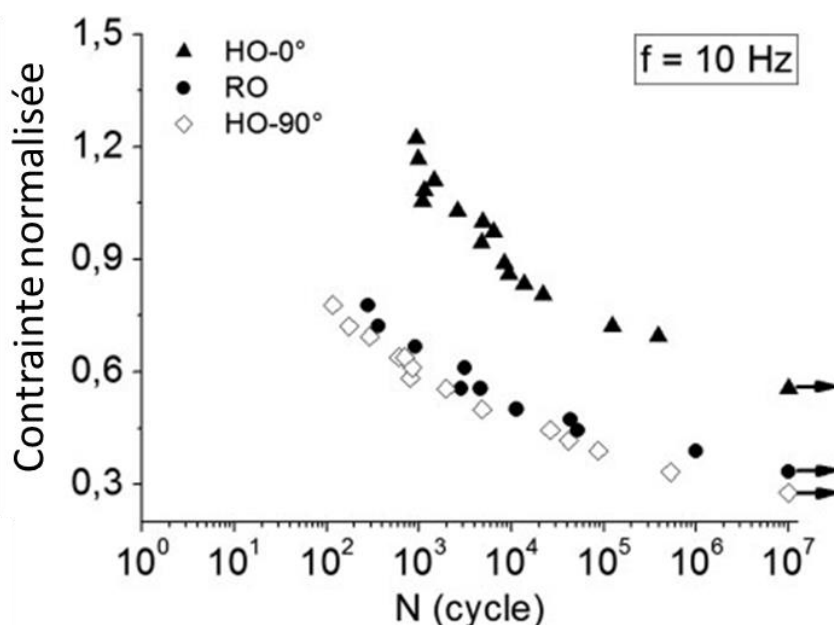


**Figure 3-10:** (a) Evolution de la rigidité du matériau en fonction du nombre de cycle, (b) courbes S-N obtenues à une fréquence de 2 et 10 Hz, [7]

L'évolution de la réponse macroscopique traduit l'impact des dégradations, impact présenté en **Figure 3-10 (a)** dans laquelle l'évolution du module d'élasticité du matériau en fonction de la contrainte maximale appliquée est exprimée. Deux comportements sont facilement identifiables : à faible amplitude la dégradation de la rigidité en fonction du nombre de cycles est linéaire, à haute amplitude celle-ci suit une loi de puissance. La transition entre ces deux modes s'effectue pour une amplitude de contrainte appliquée entre 40 et 50% de la résistance maximale en traction. Une loi d'évolution de la rigidité du matériau est proposée par les auteurs. Celle-ci est d'une loi de puissance dont l'exposant est exprimé en fonction de la contrainte maximale appliquée de façon unique.

### 3.1.2.2 A-SMC

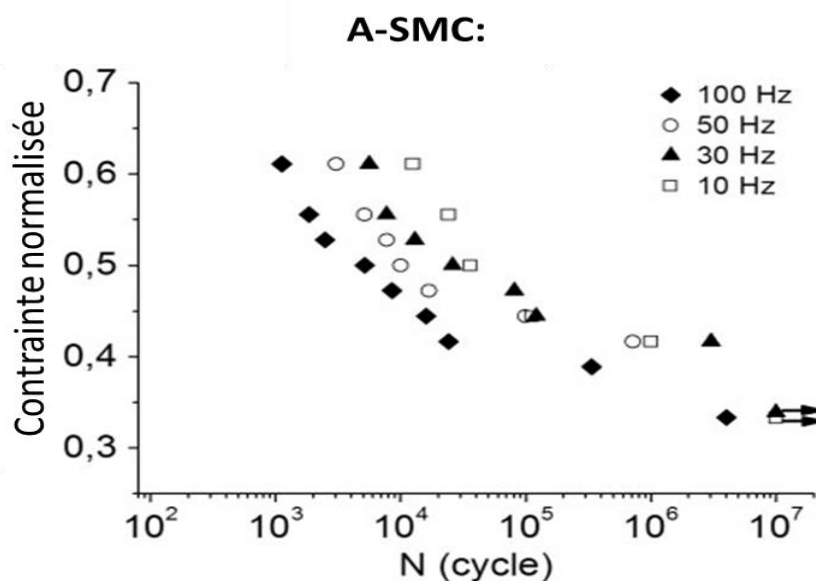
Dans ses travaux M. Shirinbayan s'est attaché aussi à caractériser le comportement du A-SMC en fatigue [4]-[6]. Comme lors des essais sous chargement quasi-statique, les effets d'orientation sont étudiés sur les deux configurations du matériau (RO et HO) et présentés en **Figure 3-11**. Tout d'abord, la durée de vie de la configuration RO soumis à une contrainte égale à 44% de sa résistance en traction est d'environ 50,000 cycles. Une diminution de 12% de cette sollicitation (soit 39% de la résistance) se traduit par une multiplication par 20 de la durée de vie ( $10^6$  cycles). Ensuite, la comparaison des courbes S-N de Wöhler entre le RO et le HO-90° montre un comportement en fatigue proche. En revanche le comportement du HO-0° présente un comportement en fatigue plus avantageux : les durées de vie sont décalées de deux décades à contraintes équivalentes. Cette évolution de propriétés mécaniques induites par l'écoulement lors de la thermocompression offre de nouvelles possibilités aux industriels. En effet, en jouant sur l'écoulement il devient possible d'ajuster les propriétés mécaniques du matériau et de sa réponse macroscopique en particulier en fatigue.



**Figure 3-11:** Courbes de Wöhler du A-SMC établies à 10Hz pour les configurations RO et HO à 0° et 90° [4][6].

Plus généralement, les courbes S-N de fatigue peuvent être vues comme composées de deux zones linéaires (en échelle semi-log) en fonction de l'amplitude de la contrainte appliquée. Ainsi, sous forte amplitude ( $\sigma_{max} \geq 0,47 * \sigma_{uts}(RO)$ ), la durée de vie du RO et du HO-90° est inférieure à 10,000 cycles. Toujours sous forte amplitude, la durée de vie du HO-0° ( $\sigma_{max} \geq 0,75 * \sigma_{uts}(RO)$ ) est trois fois plus grande. Shirinbayan montre que pour les faibles amplitudes, les trois courbes SN tendent vers une asymptote horizontale. Pour confirmer ou infirmer cette tendance, des essais à amplitudes plus faibles et sans interruption des essais seraient nécessaires du fait que les composites ne présentent généralement pas de limite d'endurance. Néanmoins, en dessous de, respectivement,  $0,3 * \sigma_{uts}(RO)$  pour HO-90° ou le RO et  $0,6 * \sigma_{uts}(RO)$  pour HO-0°, les durées de vie atteintes sont supérieures à  $10^7$  cycles.

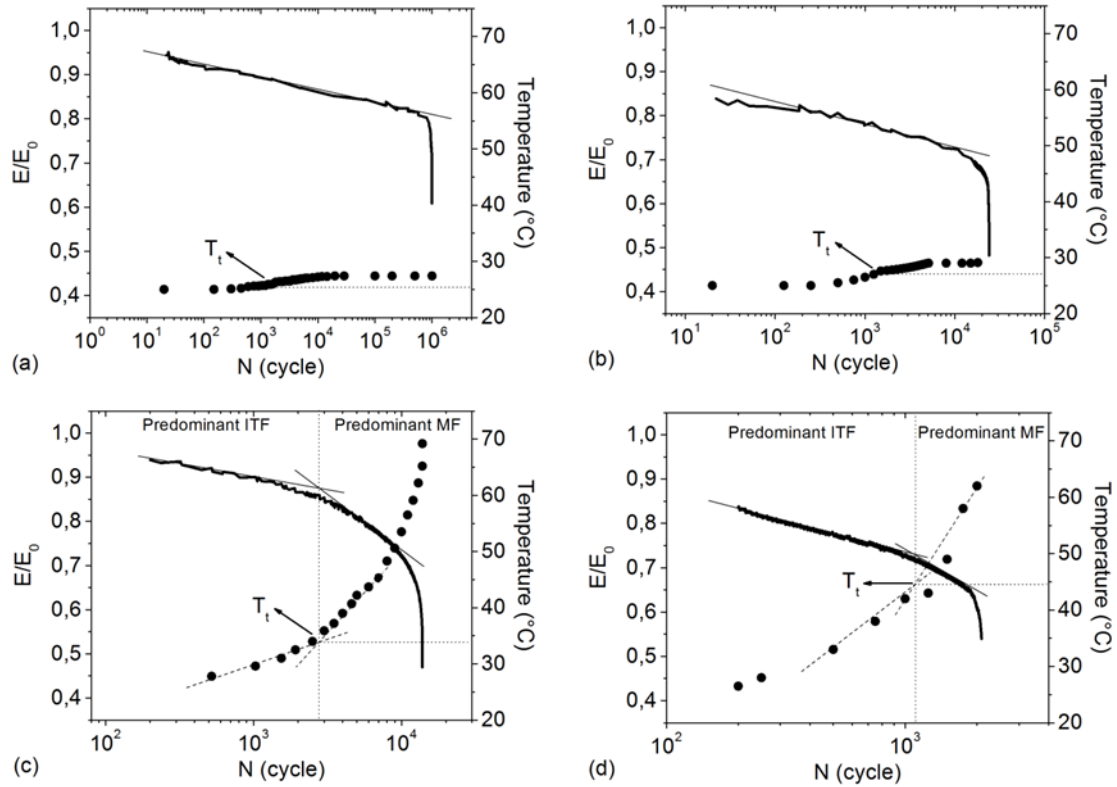
En fatigue, la fréquence de sollicitation est un des paramètres principaux. A hautes fréquences, un phénomène d'auto-échauffement se développe, il tend à réduire la rigidité et la durée de vie des matériaux. Cet auto-échauffement est causé, dans la matrice polymère par le frottement intermoléculaire, et dans le composite endommagé par le frottement des lèvres des fissures l'une sur l'autre. Cet effet peut être confondu avec de l'endommagement lorsque l'on se base sur l'évolution de la rigidité du composite. Afin d'étudier ce phénomène, des essais de fatigue à différentes fréquences (10, 30, 50, 100 Hz) ont été réalisés par Shirinbayan et al. [4][6] et sont présentés en **Figure 3-12**. Deux tendances de comportement se distinguent : hautes et basses fréquences. Aux faibles amplitudes, aucune différence n'est perceptible entre les fréquences de 10 à 50 Hz. Par contre à haute fréquence (100Hz), on observe pour le même niveau de contrainte, une durée de vie de deux décades inférieures. Cette différence est aussi observable à hautes amplitudes. Cette différence de comportement est attribuée par les auteurs [5][6] à l'auto-échauffement induit par la fréquence de sollicitation.



**Figure 3-12:** Courbes de Woehler du A-SMC RO à différentes fréquences (10, 30, 50 et 100 Hz)[4]-[6].

Afin de déterminer plus précisément les origines de cette chute de la durée de vie pour les hautes fréquences de sollicitation, lors des essais de fatigue conduits par M. Shirinbayan [4]-[6] la température induite par l'auto-échauffement du composite a été mesurée. Cette mesure permet de déterminer la part de fatigue thermique induite de celle de fatigue mécanique sur la durée de vie totale observée. A faible fréquence (**Figure 3-13 (a) & (b)**), l'évolution du module d'élasticité normalisée est linéaire en échelle semi-logarithmique, tandis que l'élévation de la température de l'échantillon reste limitée (inférieure à 5°C). L'auto-échauffement est donc négligeable ou sous contrôle, et la fatigue essentiellement mécanique. En revanche à haute fréquence (**Figure 3-13 (c) & (d)**), la température de l'échantillon évolue rapidement et continuellement tout au long de l'essai (élévation de la température de plus de 30°C). En même temps, une accélération de la vitesse de dégradation du module d'élasticité est observée. L'auto-échauffement de l'échantillon n'est plus sous contrôle, et la fatigue thermique induite devient alors une composante non négligeable affectant la durée de vie en fatigue. La ruine du matériau s'accélère de façon exponentielle lorsque l'auto-échauffement induit une température supérieure à 35°C dans l'échantillon.

En outre, la forme des courbes d'évolution de la raideur en fonction du nombre de cycle varie en fonction de la fréquence et de l'auto-échauffement induit. Ainsi, sans auto-échauffement (**Figure 3-13 (a) & (b)**), la courbe d'évolution comporte deux zones distinctes. La première traduit une évolution progressive linéaire et lente de la réduction de rigidité jusqu'au point de dégénérescence. Ce point marque le début de l'évolution brutale menant à la ruine de l'échantillon. A contrario, à haute fréquence (**Figure 3-13 (c) & (d)**), l'évolution comporte trois zones. Tout d'abord les zones (i) & (ii) peuvent être approximées par des segments de droite dont le point de transition est dépendant de la sollicitation appliquée. Enfin, comme précédemment, la zone (iii) est celle d'évolution brutale menant à la ruine.



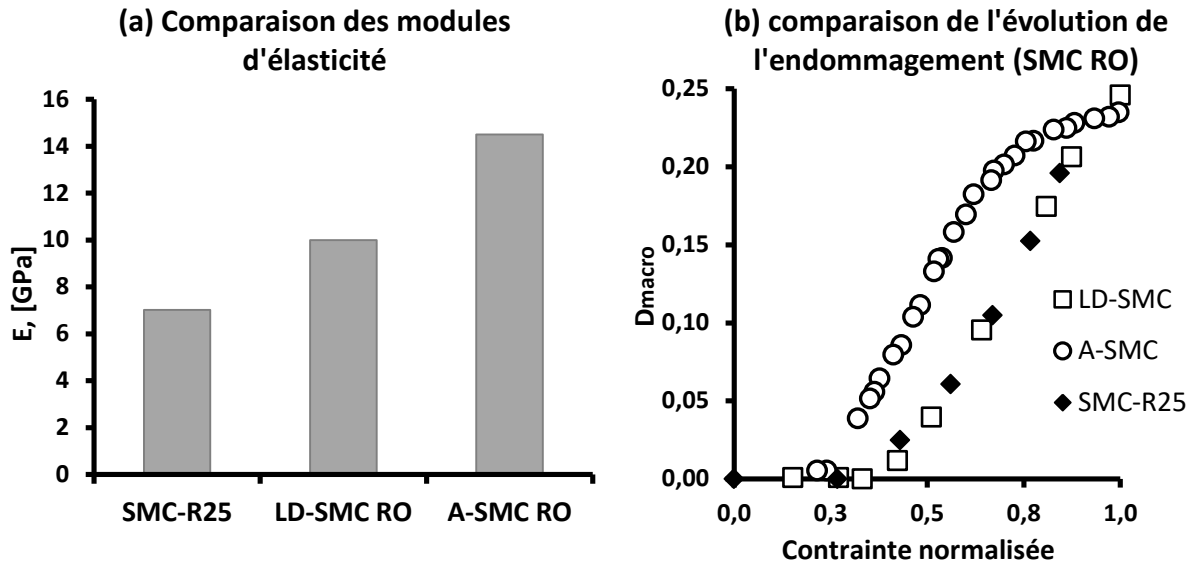
**Figure 3-13:** Courbes d'évolution de la rigidité et de la température du composite lors d'essais à différentes amplitudes et fréquences: (a)  $f = 10 \text{ Hz}, \sigma_{norm} = 40\%$ , (b)  $f = 10 \text{ Hz}, \sigma_{norm} = 55\%$ , (c)  $f = 100 \text{ Hz}, \sigma_{norm} = 40\%$ , (d)  $f = 100 \text{ Hz}, \sigma_{norm} = 55\%$ ; [4][6].

### 3.1.3 Conclusion de la revue bibliographique

Si les SMC, classiques ou récemment développés, exhibent un comportement globalement quasi-fragile (déformation totale à rupture inférieure à 2%, endommagement critique inférieure à 0.3), ces différentes caractérisations de SMC sous chargements quasi-statiques et de traction-traction cycliques permettent d'identifier les deux principaux phénomènes responsables du comportement non-linéaire des composites considérés : l'endommagement et la rhéologie de la matrice en particulier sous l'effet de la température. Sous chargements quasi-statiques et cycliques à faibles fréquences, l'endommagement se traduit macroscopiquement par une réduction de la rigidité du matériau (observable du fait de la discontinuité du renfort) et l'apparition d'une faible déformation anélastique résiduelle. Pour les SMC-R25 et LD-SMC, on observe dans la configuration RO un comportement unilatéral entre traction et compression. La différence de comportement se traduit par un comportement plus fragile en compression.

Sous chargements quasi-statiques, comme les LD- et A-SMC l'illustrent, l'évolution de l'endommagement (en termes de cinétique et de niveau critique précédant la rupture) est fortement dépendante de l'orientation du renfort. Ainsi la cinétique la plus rapide est observée pour la configuration HO à  $90^\circ$  et la plus lente pour la même configuration à  $0^\circ$  (rapporter par rapport à la contrainte normalisée par la valeur de la contrainte UTS). On remarque que celle de la configuration

RO est entre les deux précédentes. En revanche, si l'on considère l'endommagement à rupture, il existe peu de différences entre le HO-90° et le RO : pour les deux SMC, l'endommagement macroscopique est de l'ordre de 0,24 avant rupture, ce qui n'est pas le cas pour la configuration à 0°.



**Figure 3-14:** Comparaisons des SMC-R25, LD-SMC et A-SMC, en termes de module d'élasticité (a), et d'évolution de l'endommagement macroscopique (b).

En **Figure 3-14** la comparaison des SMC en traction quasi-statique nous montrent que doubler la quantité de mèches de fibres de verre revient à doubler le module d'élasticité, et que cela modifie la cinétique d'endommagement : celui-ci commence à une contrainte normalisée plus faible et évolue avec une pente plus faible. De façon surprenante, les cinétiques d'endommagement sont équivalentes entre le LD-SMC et le SMC-R25. Le seuil d'endommagement relatif plus faible du A-SMC pourrait s'expliquer par la différence de matrice. De plus, on observe un changement dans l'évolution de l'endommagement. D'un côté les SMC-R25 et LD-SMC présentent une évolution en deux phases : (i) initiation et (ii) accumulation. De l'autre celle du A-SMC est en trois phases : (i) initiation, (ii) accumulation, (iii) saturation. Ce changement n'est pas observé pour la configuration HO indépendamment de l'orientation concernée (0° ou 90°). Cette évolution pourrait s'expliquer par la conjonction d'une concentration élevée en fibres (50% en masse) et une distribution aléatoire dans le plan des mèches. Dans les trois cas considérés, l'endommagement à rupture reste inchangé. Du fait de l'augmentation de la fraction massique du renfort, les zones riches en matrice sont moins importantes, ce qui a un impact sur les mécanismes d'endommagement : la fissuration n'est plus le mécanisme principal, la rupture d'interface fibre/matrice et le pseudo-délaminage des mèches deviennent prépondérants. Cette évolution des mécanismes d'endommagement est traitée de façon plus approfondie dans le chapitre suivant.

Les travaux menés par Wang et Chim [7] mettent en évidence la dépendance de la réponse du SMC à la contrainte maximale appliquée. A faible amplitude, la dégradation de la rigidité est linéaire, elle suit une loi de puissance à grande amplitude. De leur côté, Shirinbayan *et al.* [4]-[6] retrouvent ce phénomène dans le A-SMC et mettent en évidence l'impact de la fréquence sur la réponse dans le plan  $\sigma$ -N. Dans les deux cas, la transition entre le comportement à faible et celui à haute amplitude s'effectue pour une contrainte appliquée entre 40 et 50 % de la résistance en traction. Comme pour l'effet de la contrainte appliquée, un effet de fréquence sur la réponse du A-SMC est observé. A haute fréquence de sollicitation la réponse évolue : le frottement des mèches dans la matrice et des lèvres des fissures non refermées induisent un auto-échauffement modifiant la cinétique d'endommagement. L'endommagement du matériau dépend alors de deux contributions : une mécanique et une thermique induite. La **Figure 3-12** couplée aux mesures de la **Figure 3-13** montre qu'il y a une forte influence de l'auto-échauffement sur la durée de vie par effet de couplage jusqu'à la transition ductile (ce qui précipite les choses), à faible amplitude les courbes de Wöhler obtenues à 10, 30 et 50 Hz sont équivalentes alors que celle obtenue à 100 Hz présente une durée de vie nettement inférieure. La transition entre ces deux régimes se situe entre 50 et 100 Hz pour ce composite.

En conclusion, les SMC présentent un comportement élastique quasi-fragile. Si le comportement initial est isotrope dans le plan de thermocompression, l'endommagement est quant à lui anisotrope [2]-[6]. De plus, comme montré par Shirinbayan *et al.* [4]-[6], son évolution est fortement dépendante de l'orientation du renfort : la comparaison des configurations RO et HO montrent que le fait de réorienter les renforts dans une direction privilégiée tend à rendre le matériau plus fragile dans cette direction et plus ductile dans la direction transverse. Sous sollicitations cycliques, les courbes S-N montrent une dépendance de l'amplitude et de la fréquence appliquée. Les effets de l'amplitude observés par Wang *et al.* [7] ainsi que Shirinbayan *et al.* [4]-[6]. Un effet similaire est observé en fonction de la fréquence dans le cas du A-SMC. A faible fréquence, l'essai peut être considéré isotherme et les durées de vies observées dues exclusivement à une fatigue mécanique sans effets de couplage. En revanche, à haute amplitude, un important auto-échauffement est observé et les durées de vies sont nettement plus faibles. Lorsque la température de la matrice polymère atteint la température de transition fragile-ductile, son comportement change brutalement ce qui mène à une ruine prématurée. Dans le cas du A-SMC le seuil est situé entre 50 et 100Hz.

#### 3.1.4 Structure du chapitre

Comme pour les précédents SMC considérés, la caractérisation du comportement du composite étudié dans le présent travail en l'occurrence le composite AC-SMC comprend une campagne d'essais quasi-statiques et une campagne d'essais cycliques. L'analyse bibliographique ayant mis en évidence un comportement dissymétrique entre traction et compression ainsi qu'une contrainte maximale à la rupture plus élevée en compression, aucun essai de compression ne sera effectué sur le AC-SMC. En

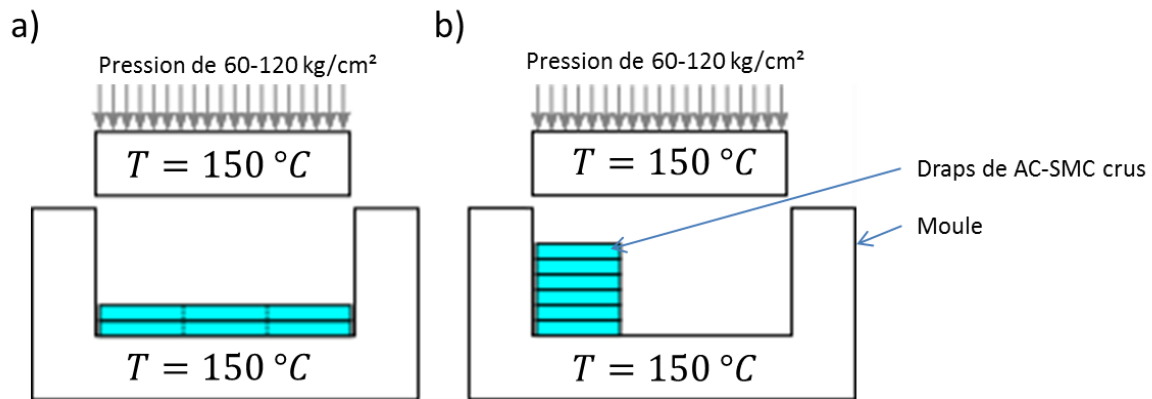


revanche, la caractérisation du comportement mécanique sera focalisée sur l'influence de l'orientation du renfort sur la réponse mécanique. Pour se faire, et de façon analogue aux LD- et A-SMC, le matériau composite AC-SMC est produit sous deux configurations, respectivement RO et HO. Ces configurations sont présentées et définies dans le paragraphe suivant. La suite du chapitre est structurée de la façon suivante. Les deux configurations de production du matériau composite et les procédures expérimentales employés pour caractériser le comportement mécanique du AC-SMC sont décrites en deuxième partie. En troisième partie les résultats des campagnes expérimentales quasi-statiques sont présentés, discutés et comparés aux résultats publiés par Shirinbayan *et. al.* [4]-[6]. De la même façon, en quatrième partie les résultats des essais de fatigue en traction-traction sont à leur tour présentés, discutés et comparés à ceux obtenus pas Shirinbayan *et. al.* [4]-[6]. En conclusion, les principales observations expérimentales sont résumées afin de mettre en évidence les caractéristiques du AC-SMC ainsi que les conséquences de la microstructure, et en particulier de l'orientation des renforts sur la réponse mécanique macroscopique.

## 3.2 Matériau et méthodes expérimentales

### 3.2.1 Un composite, deux configurations

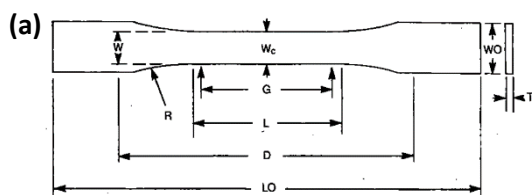
Afin d'étudier les effets du procédé sur la microstructure ainsi que les conséquences de cette microstructure sur les performances du composite, le composite AC-SMC considéré dans nos travaux est produit en deux configurations : l'une obtenue avec un très faible écoulement (moule chargé à 97%) sans direction privilégiée lors de la thermocompression nommée Randomly Oriented (RO), l'autre obtenue avec un écoulement massif (moule chargé à 32,3%) dans une direction privilégiée dénommée Highly Oriented (HO). Dans les deux configurations, les flancs sont découpés dans les mêmes draps de matière crue, avec la même quantité de renfort et orientés de la même façon dans le moule. Lors de la fabrication des draps, la direction de mise en forme est repérée et correspond à l'angle de 0°. Entre les deux configurations (respectivement RO et HO), seul le plan de chargement du moule change (le moule est chargé à respectivement 97% et 32,3% pour les deux configurations. Dans le cas RO, afin de conserver la microstructure initiale des draps supposée isotrope, deux draps d'égales dimensions sont empilés de façon centrée dans le moule et en couvrent 97% (**Figure 3-15 (a)**). En revanche, dans le cas HO, afin de modifier la distribution d'orientation initiale du renfort, le moule est garni de six flancs d'égales dimensions empilés en appui d'une des parois du moule et couvrant 32,3% de ce dernier (**Figure 3-15 (b)**). Ce plan de chargement engendre, lors de la thermocompression, un écoulement de matière dans une direction privilégiée, notée dans la suite du manuscrit MMFD (Material Main Flow Direction).



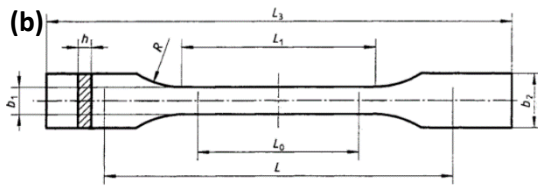
**Figure 3-15** : Schéma du remplissage des moules, a) dans le cas du AC-SMC RO, b) dans le cas AC-SMC HO.

### 3.2.2 Géométrie des éprouvettes

De nombreuses études ont mis en évidence la présence d'un effet de taille lors de l'évaluation des propriétés mécaniques de matériaux composites que ce soit en traction, compression ou flexion [8] [9]. Les essais de traction et compression réalisés par *Quian et. al* [10] et *Feraboli et. al.* [9] soulignent qu'augmenter relativement la largeur des éprouvettes par rapport à la longueur des fibres a deux principaux effets. Une augmentation de largeur pour une longueur de mèches constante se traduit par (i) une augmentation du module d'élasticité et (ii) une réduction de la résistance maximale en traction. Ceci est dû, dans le cas du module d'élasticité, au fait que cette propriété dépend de la représentativité du volume de matière observé. En revanche, pour la résistance en traction, celle-ci dépend de la densité de défauts critiques : plus la section est importante plus la probabilité de rencontrer l'un de ces défauts est grande. En outre, ces auteurs observent une diminution du coefficient de variation associé à chacune des propriétés évaluées. Ces observations mettent en évidence que l'effet de taille dépend, dans le cas de composite à renfort discontinu réparti aléatoirement, de la longueur caractéristique du renfort aussi bien que du volume testé [8].



Dimensions	T < 7 mm
W largeur de la ZoI	13 mm
L longueur de la ZoI	57 mm
WO largeur globale	19 mm
LO longueur globale	165 mm
G longueur utile d'extensométrie	50 mm
D distance entre les mors	115 mm
Rayon d'épaulement	76 mm
$\alpha_K$ coefficient de concentration de contrainte (xvii)	1.02

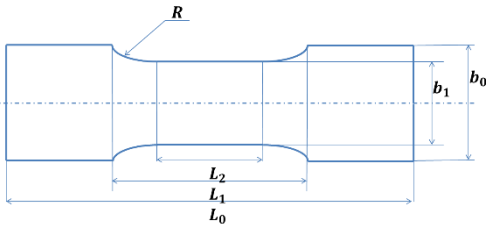

**Dimensions**  $2 \leq h \leq 10 \text{ mm}$ 
 $L_3$  longueur globale  $\geq 150 \text{ mm}$ 
 $L_1$  longueur de la ZoI  $60 \pm 0.5$ 
 $L_0$  longueur utile d'extensométrie  $50 \pm 0.5$ 
 $L$  longueur entre mors  $115 \pm 0.5$ 
 $b_1$  largeur de la ZoI  $10 \pm 0.5$ 
 $b_2$  largeur globale  $20 \pm 0.5$ 
 $R$  rayon du congés  $\geq 60$ 
 $\alpha_K$  coefficient de concentration de contrainte (xvii)  $1.02$ 
**Figure 3-16:** Schémas et dimensions des éprouvettes recommandés par les normes (a) ASTM D638 et (b) ISO 527.

Les normes ISO-527 et ASTM D638 (**Figure 3-15(a) et (b)**) stipulent que, pour une épaisseur d'échantillon respectivement inférieure à 10 et 7 mm, une largeur de la zone d'observation (ZOI) de 10 et 13 mm. Lors de l'analyse bibliographique, les différentes éprouvettes employées ne respectent pas toujours ces normes [2][7] et [15]. Dans chacun des cas les mèches sont de 25,4 mm ce qui se traduit par des zones d'observations de très grandes dimensions lorsque l'on cherche à définir un volume élémentaire représentatif. Si l'on considère les travaux de Dano *et. al.*[2], Wang et Chim [7] et Hour et Sehitoglu [15] (**Figure 3-17**) les auteurs ont choisis une zone d'observation plus grande que celles proposées dans les deux normes et un rayon d'épaulement n'appartenant ni à l'une ni à l'autre. Les dimensions de ces éprouvettes sont un compromis entre la quantité de matière, une volonté de minimiser les effets de taille et les capacités mécaniques de la majorité des bancs présents dans les laboratoires.

Le composite AC-SMC étant renforcé lui aussi de mèches de fibres de carbone d'une longueur de 25,4 mm, les éprouvettes recommandées par ces normes sont inadaptées. Les plans d'éprouvette sont réévalués afin d'obtenir les valeurs les plus significatives et de minimiser la variabilité des résultats obtenus. Pour se faire, trois points sont pris en compte. Tout d'abord, la largeur et la longueur de la zone utile (ZOI) des éprouvettes sont fixées à 1,2 fois la longueur des mèches (soit 30 mm) pour la largeur, et le double (soit 60 mm) pour la longueur. Ensuite pour limiter le risque de rupture dans les mors, la largeur de la partie d'amarrage (talon) et la valeur du rayon de raccordement sont eux aussi revus de façon à augmenter les contraintes dans la ZOI. Il est possible de calculer le coefficient de concentration de contrainte  $\alpha_K$  de la façon suivante pour les éprouvettes prélevées dans des plaques :

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_{Zoi} = \alpha_K * \sigma_{talon} \\ \alpha_K = 1 + \frac{1}{\sqrt{0.6 \frac{R}{(b_0 - b_1)} + 1.5 \frac{(1 + b_1/2 * R)^2}{(b_1/2 * R)^3}}} \end{array} \right. \quad \text{(xvii)}$$

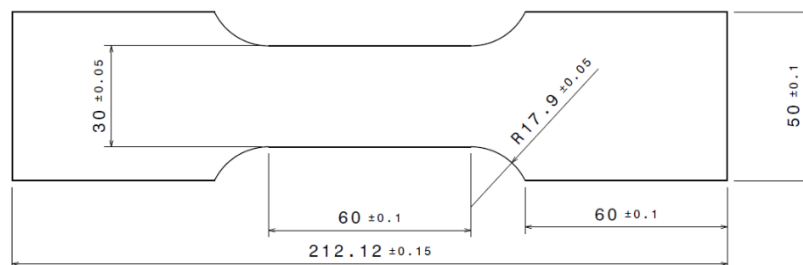
Avec  $R$  le rayon de raccordement,  $b_0$  la largeur du talon et  $b_1$  la largeur de la zone utile. Si les deux normes ne proposent qu'une concentration de contrainte limitée avec un coefficient de 1,02 (**Figure 3-16 (a) et (b)**), cette recommandation n'est suivie dans aucune des publications [2], [7], [15] (**Figure 3-17**), les valeurs du coefficient sont comprises entre 1,09 [7] et 1,28 [15]. Dans le cas du AC-SMC, le coefficient de concentration de contrainte choisi est de 1,33. A partir de ces considérations, les éprouvettes employés lors de la caractérisation du comportement mécanique du AC-SMC ont les dimensions mentionnées en **Figure 3-17** et **Figure 3-18**.



Dimensions en mm.	Wang et Chim [7]	Hour et Sehitoglu [15]	Mir et Dano [2]	Eprouvette de l'étude
$L_0$	254	104,4	200	212
$L_1$	152,4	54,4	100	92
$L_2$	76,2	38	60	60
$b_0$	50,8	25	24	50
$b_1$	38,1	19	18	30
$R$	71,2	12,7	25,4	17,9
$\alpha_K$	1,09	1,28	1,12	1,33

**Figure 3-17:** Dimensions des éprouvettes employées par Wang et Chim, Hour et Sehitoglu, Mir et Dano ainsi que dans le cadre de ces travaux de recherches.

Les éprouvettes utilisées lors des différentes campagnes expérimentales sont découpées selon le plan présenté en **Figure 3-18** au jet d'eau. Cette technologie de découpe offre les avantages suivants : le procédé n'induit aucun délaminage du renfort ni d'endommagement thermique, les coupes sont effectuées en un seul passage sans besoin de finition ni émission de poussière.

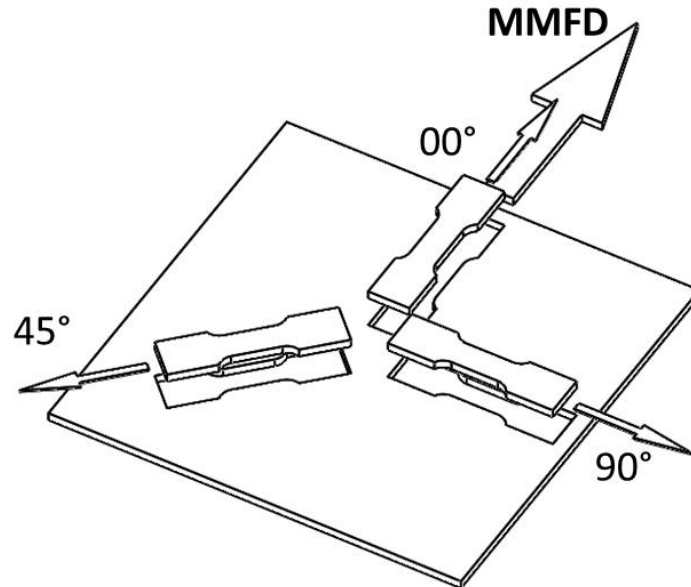


**Figure 3-18:** Géométrie haltère de l'éprouvette adoptée pour les essais de caractérisation du composite AC-SMC.

### 3.2.3 Procédures expérimentales

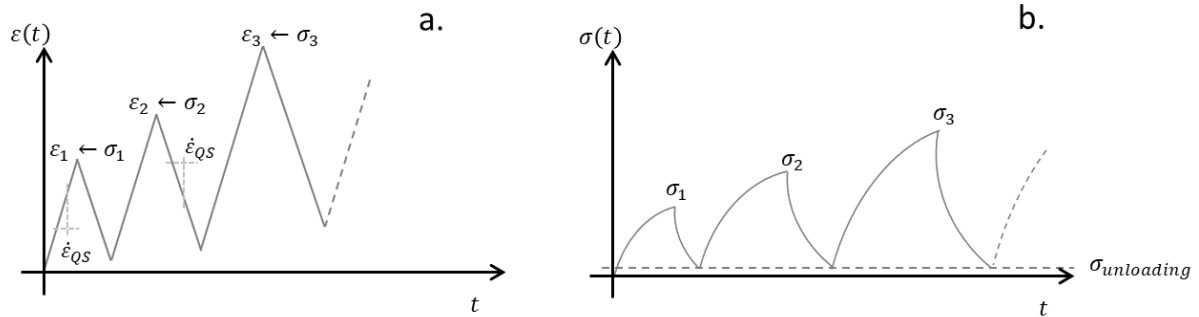
Afin de caractériser le comportement mécanique, les effets induits par le procédé de thermocompression et l'évolution de l'endommagement de ces deux configurations de production du

même matériau composite, trois orientations de découpes des éprouvettes sont considérées (MMFD-0°, 45°, 90°) comme illustré en **Figure 3-19**. Les essais sont systématiquement effectués à température ambiante et sous une humidité relative ambiante.



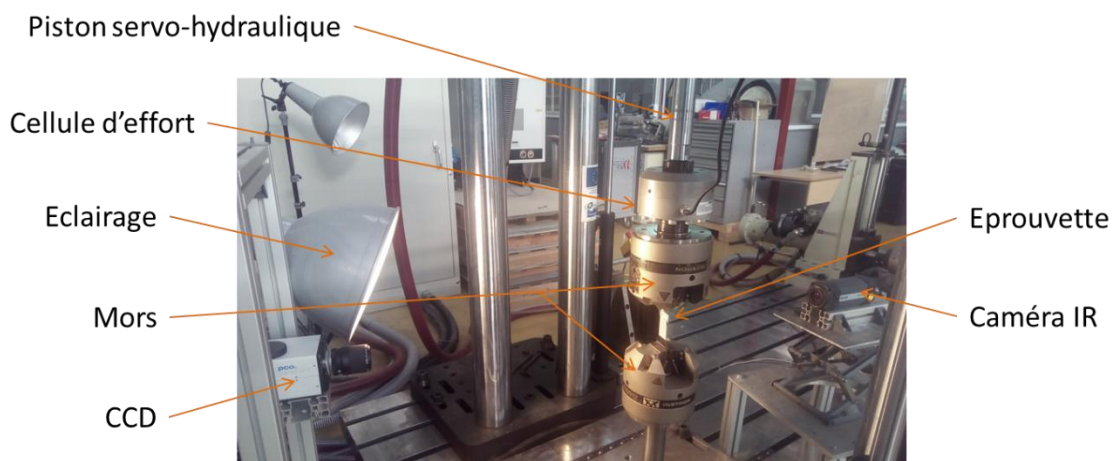
**Figure 3-19:** Schéma représentant les différents angles de découpes des éprouvettes du AC-SMC par rapport au MMFD.

Les essais quasi-statiques sont effectués avec une vitesse de déformation  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} s^{-1}$  sur une machine d'essai mécanique universelle Zwick pilotée sous le logiciel TestXpert II. La charge mécanique est mesurée avec une cellule d'effort d'une capacité de 50kN et d'une précision de 0,5% de la pleine échelle. Les déplacements sont mesurés par la technique de corrélation d'images dont les traitements sont effectués à l'aide du logiciel VIC 2D à partir d'images acquises avec une caméra CCD. Afin de caractériser l'endommagement, la campagne expérimentale est menée en deux temps. Tout d'abord, des essais de traction monotone jusqu'à rupture pilotés en déformations sont effectués sur la configuration HO dans la MMFD et à 90°. Ensuite, des essais avec de traction avec décharges sont réalisés, la montée en charge est pilotée en déformation, jusqu'à un niveau de contrainte donné. L'éprouvette est ensuite déchargée de façon élastique à la même vitesse jusqu'à une contrainte de 0,33 MPa afin d'éviter la compression lors de la décharge. Ce processus de charge-décharge est répété en augmentant de façon incrémentale le niveau de contrainte (avec un pas de 20 MPa) auquel la décharge est effectuée comme présenté en **Figure 3-20**. Pour chaque orientation considérée, cinq éprouvettes sont testées.



**Figure 3-20:** Schéma de la loi chargement de traction quasi-statique avec décharge élastique incrémental pilotée en déformation : dans le plan  $(t, \varepsilon)$  (a.) et dans le plan  $(t, \sigma)$  (b.).

Les essais de fatigue en traction-traction sont effectués à une fréquence de  $f = 10 \text{ Hz}$  avec un rapport de sollicitation  $R_\sigma = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$  de 0,1 et sous chargement sinusoïdal en contrainte sur une machine servo-hydraulique Instron (**Figure 3-21**). La contrainte est recalculée à partir des mesures d'une cellule d'effort en fatigue de  $\pm 100 \text{ kN}$  avec une précision de  $\pm 0,5\%$  de la pleine échelle. L'évolution de la température de l'échantillon est suivie avec une caméra Infra-rouge (IR). La déformation est obtenue à partir des données de déplacement obtenues par le LVDT du vérin hydraulique (évolution des hystérèses) et par corrélation d'images des déformations locales comme pour les essais quasi-statiques. Dans le cas de la configuration AC-SMC RO, les trois différentes orientations par rapport à la MMFD sont testées, alors que dans le cas HO le matériau est seulement testé selon la MMFD et à  $90^\circ$ . Pour chacune de ces orientations, quatre paliers de chargement sont considérés. Enfin, pour analyser les effets du rapport de chargement, quelques paliers de charge sont répétés sur la configuration RO avec un ratio  $R_\sigma$  de 0,4.



**Figure 3-21:** Banc d'essais de fatigue avec les moyens de mesure utilisés dans cette étude.

La dégradation du module d'élasticité est évaluée expérimentalement à des cycles définis lors de décharge élastique comme le proposent Brunbauer et Pinter dans leurs travaux [11], [12]. La règle de détermination de la perte de module en fatigue est présentée en **Figure 3-22**. Pour chaque

combinaison de configuration, d'orientation, et de rapport de chargement considérée, cinq à neuf éprouvettes sont testées.

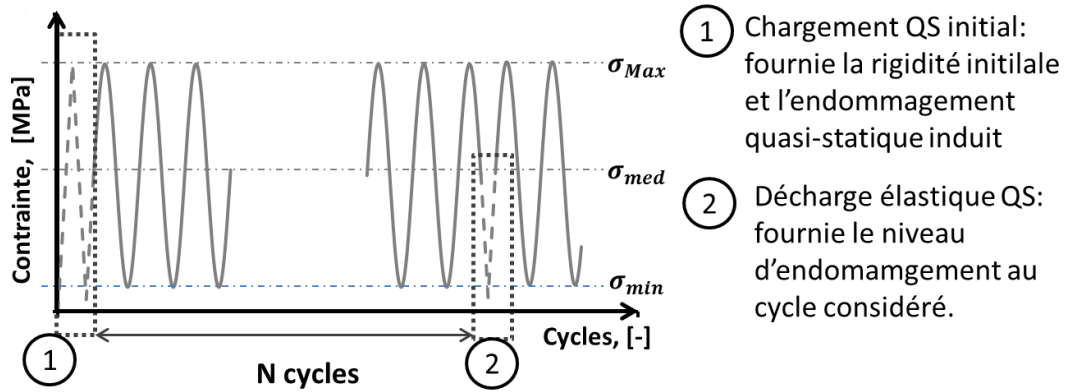


Figure 3-22: Schéma de consigne appliquée lors des essais de traction-traction en fatigue.

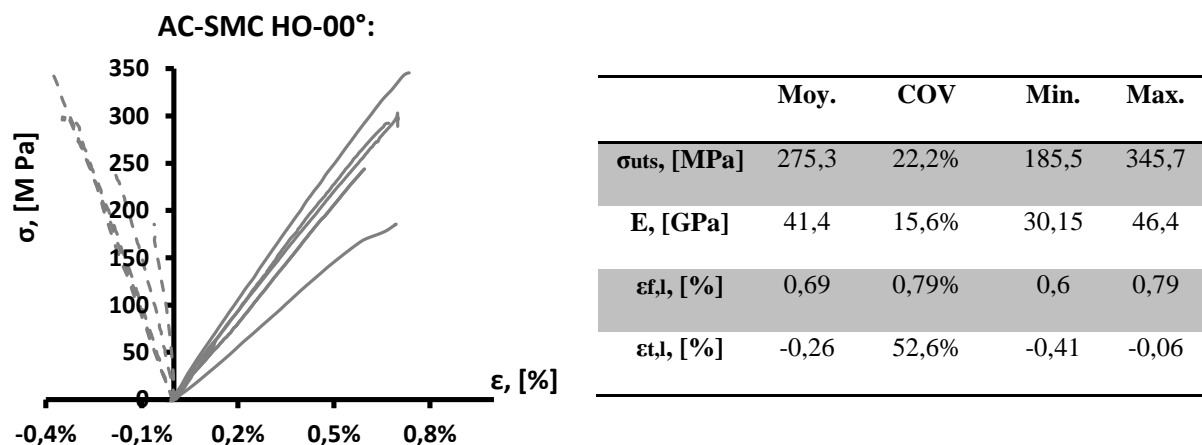
### 3.3 Comportement mécanique sous chargement quasi-statique

Le principal objectif de cette section est d'analyser les effets de l'anisotropie induite par le processus de fabrication sur la réponse mécanique du composite AC-SMC. Les résultats obtenus lors de cette première campagne expérimentale sont confrontés, après discussion, à ceux publiés par M. Shirinbayan *et. al.* [3][6] à partir de leurs travaux sur un matériau composite A-SMC produit dans les mêmes conditions et dont seul la nature et la forme des éléments renfort diffèrent : mèches de fibres de verre, nombre de filament par mèche, fraction massique de fibre de verre, charges minérales.

#### 3.3.1 Bornes du AC-SMC en traction quasi-statiques

##### 3.3.1.1 Propriétés mécaniques

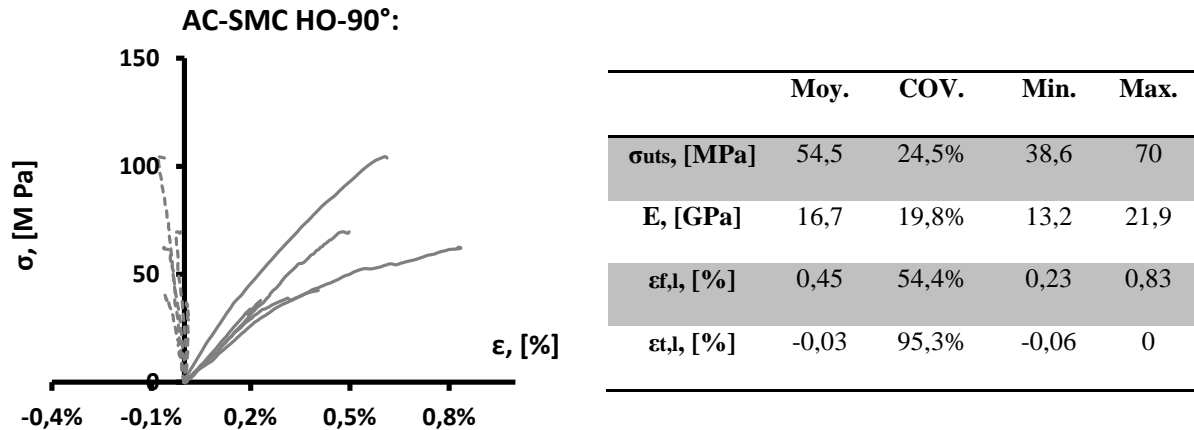
Les courbes contraintes-déformations du AC-SMC HO obtenues pour les éprouvettes à  $0^\circ$  et  $90^\circ$  sont respectivement présentées en **Figure 3-23** et **Figure 3-24**. Deux évolutions différentes, en fonction de l'orientation de sollicitation, sont observées. Dans la direction du MMFD le comportement en termes contraintes et déformations est linéaire jusqu'à rupture avec une déformation maximale inférieure à 1% ( $\varepsilon_{rupt}(0^\circ)_{avg} = 0,69\% > \varepsilon_{rupt}(90^\circ)_{avg} = 0,45\%$ ). A  $90^\circ$ , la réponse présente deux régimes : tout d'abord linéaire puis la réponse devient non linéaire.



**Figure 3-23:** Résultats des essais de traction continue jusqu'à rupture du AC-SMC HO-00° et des propriétés mécaniques évaluées expérimentalement exprimées en termes de moyenne, de dispersion, et dont les bornes sont données.

Dans la direction du MMFD (**Figure 3-23**), le module d'élasticité en traction est évalué à 41,4 GPa quand la résistance maximale en traction est de 275 MPa. Dans la direction transverse (figure 24), le module d'élasticité moyen est évalué à 16,7 GPa avec une contrainte maximale à la rupture de 54,5 MPa. On observe entre ces deux directions des ratios de modules d'élasticité et de contrainte maximale à la rupture respectivement de 2,5 et 5.





**Figure 3-24:** Résultats des essais de traction continue jusqu'à rupture du AC-SMC HO-90° et des propriétés mécaniques évaluées expérimentalement exprimées en termes de moyenne, de dispersion, et dont les bornes sont données.

### 3.3.1.2 Variabilité des réponses

Un autre résultat notable lors de ces essais est la variabilité des réponses. Pour chacune des grandeurs considérées, la dispersion associée est évaluée par le coefficient de variation (COV)  $COV. = \frac{\text{écart type}}{\text{moyenne}}$  donnée en pourcent (Figure 3-23 et Figure 3-24). On observe que celle-ci est plus importante pour la contrainte maximale (22,2% et 24,5% pour respectivement l'orientations 0° et 90°). On constate également que pour la dispersion sur le module d'élasticité (15,6% et 19,8% pour respectivement 0° et 90°) pour les deux orientations, est légèrement plus importante dans l'ensemble à 90° qu'à 0° (22,2% < 24,5% et 15,6% < 19,8%). Cette dispersion est supérieure à celles observées dans les différents travaux ayant étudiés les SMC à renforts à base de fibres de verre [2][13][14]. Elle représente une difficulté supplémentaire pour établir des propriétés mécaniques pouvant être représentatives du comportement moyen du AC-SMC.

### 3.3.1.3 Synthèse

L'anisotropie du comportement observée dans la configuration HO, induite par le processus de mise en forme est clairement visible comme les rapports de modules et de contraintes maximales le soulignent. La réponse dans le plan contrainte-déformation des deux orientations considérées est élastique fragile à 0° et quasi-fragile à 90°, comme les déformations à la rupture et la forme des réponses le soulignent. La dispersion observée des résultats peut s'expliquer par la nature globalement fragile du composite et du faible taux de chargement. Enfin, les bornes des réponses contrainte-déformation sont établies : les réponses de la configuration RO sont attendues entre (0,83%; 38,6 MPa) et (0,79%; 345 MPa).

### 3.3.2 Comportement du AC-SMC en traction quasi-statique avec décharge incrémentale

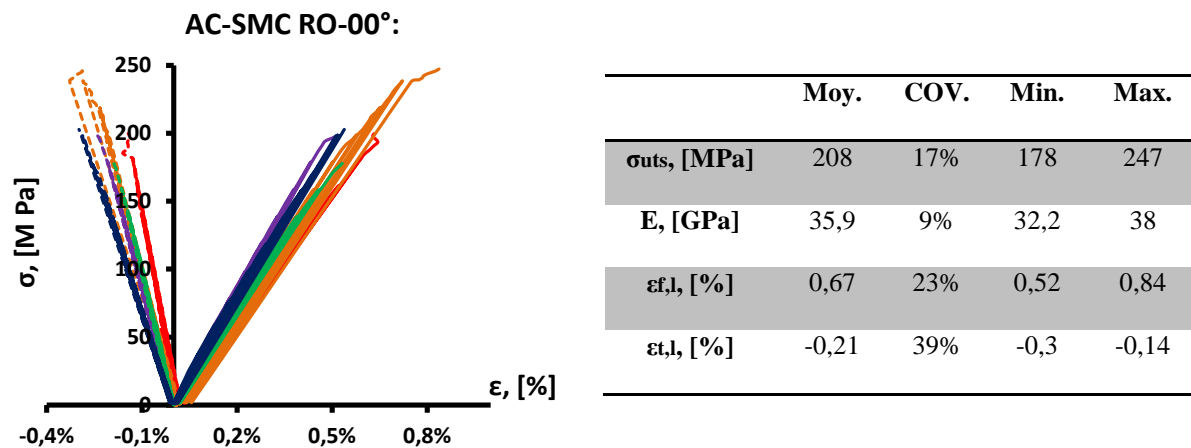
#### 3.3.2.1 Réponse macroscopique

##### 3.3.2.1.1 Effets de l'orientation du chargement par rapport à la MMFD

Les résultats des essais de traction en termes de termes de contraintes et déformations pour chacune des deux configurations du AC-SMC en fonction des angles de sollicitation sont présentés dans les **Figure 3-25** à **Figure 3-30**. Comme pour les essais de traction monotone jusqu'à rupture, après défaillance (chute de la contrainte supérieure à 60%) les spécimens restent d'une seule pièce même si des fissures sont clairement visibles à la surface du matériau. Ce phénomène est cohérent avec les observations faites par Dano *et. al* [2].

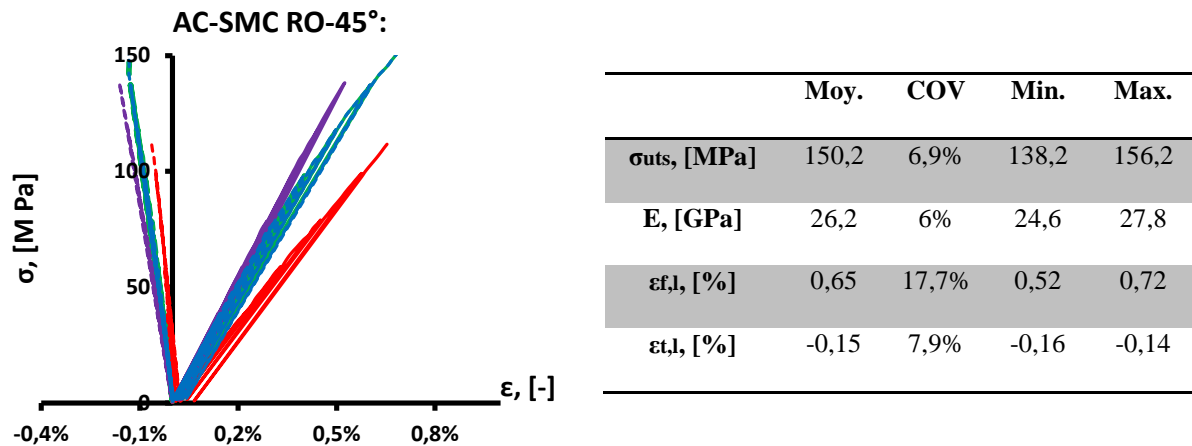
##### 3.3.2.1.1.1 Configuration RO

La réponse de la configuration RO en fonction de la direction de chargement est présentée dans les **Figure 3-25** à **Figure 3-27**.



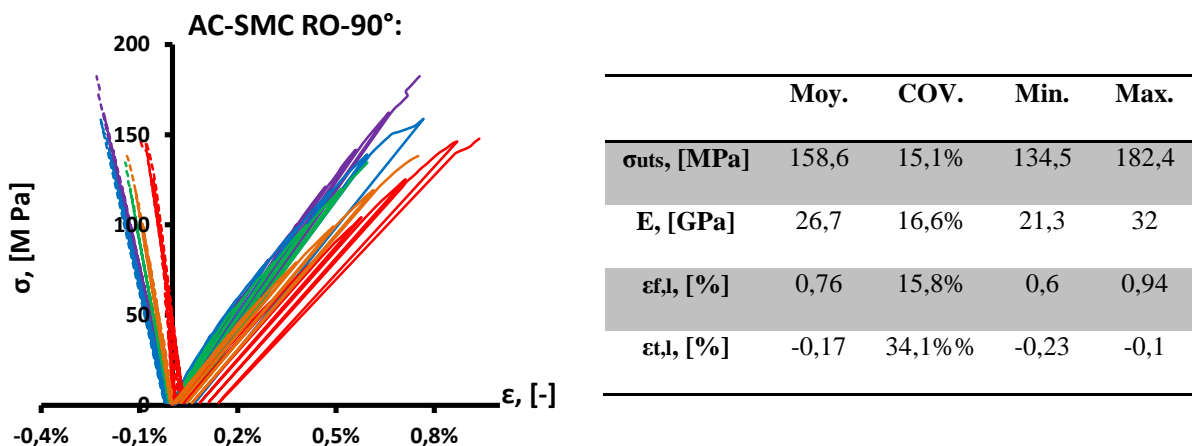
**Figure 3-25:** Propriétés mécaniques du AC-SMC RO sollicité dans la MMFD et réponses dans le plan ( $\sigma - \epsilon$ ).

La **Figure 3-25** présente les résultats de traction uniaxiale pour un angle de  $0^\circ$ , et l'on observe que les éprouvettes sollicitées dans la direction MMFD se comportent de façon quasi-fragile : module d'élasticité et une contrainte maximale élevée, une perte de linéarité limitée, une déformation à la rupture inférieure à 1% et quasi aucune déformation permanente lors des décharges élastiques.



**Figure 3-26:** Courbes de traction du AC-SMC RO sollicité à 45° et tableau des propriétés mécaniques évaluées expérimentalement.

De la même façon, le comportement macroscopique du AC-SMC RO testé à 45° par rapport à la MMFD est présenté en Figure 3-26. Dans cette direction, le matériau présente une ductilité légèrement plus importante (augmentation de 70% des déformations anélastiques avant rupture par rapport à la réponse du matériau dans la direction MMFD). En outre on observe une réduction à la fois de la valeur moyenne de contrainte maximale à la rupture de 28% et du module d'élasticité moyen de 40% par rapport à la réponse dans la direction MMFD (respectivement 150,2 et 208 MPa, ainsi que 26,2 et 35,9 GPa). La déformation à la rupture reste quant à elle quasi inchangée ( $\epsilon_{rupt}(0^\circ)_{avg} = 0,67\% \cong \epsilon_{rupt}(45^\circ)_{avg} = 0,69\%$ ).



**Figure 3-27:** Propriétés mécaniques et courbes de traction du AC-SMC RO testé à 90° par rapport à la MMFD.

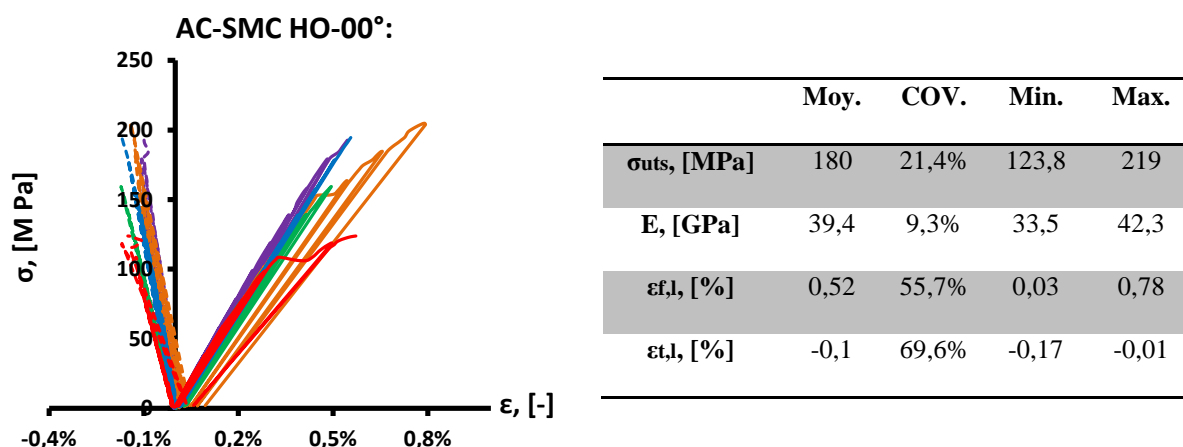
Pour finir, les résultats du AC-SMC RO à 90° sont présentés en Figure 3-27. Dans cette direction, le composite présente une ductilité plus prononcée qu'à 45°, laquelle correspond à une augmentation de la déformation à rupture de 13% et à une diminution de la contrainte maximale à rupture de 28% par rapport aux essais réalisés dans la direction MMFD. De plus, on observe que les déformations

anélastiques permanentes sont deux fois plus importantes que celles observées sur l'éprouvette sollicitée à 45°, quand les modules d'élasticité restent eux équivalents.

Compte tenu du plan de chargement du moule lors de la thermocompression, la réponse contrainte-déformation attendue est isotrope, ce qui implique que les réponses devraient être indépendantes de la direction de chargement. Cependant, les résultats expérimentaux (Figures 25 à 27) mettent en évidence un comportement global affecté par l'orientation, tout particulièrement au regard des parties non linéaires du comportement. Le comportement macroscopique anisotrope du AC-SMC RO est causé en partie par les phases du procédé de la thermocompression des plaques et/ou lors de la fabrication des draps. Comme il a été considéré (i) que le mode de remplissage RO, aucun écoulement de matière dans une direction privilégiée a lieu pendant le moulage, et que (ii) la direction d'enroulement des draps correspond à la MMFD (00°), cette anisotropie dans le plan pourrait être attribuée à une légère orientation privilégiée de la répartition conférée au renfort lors de fabrication des draps, notamment lors du calandrage.

### 3.3.2.1.2 Configuration HO

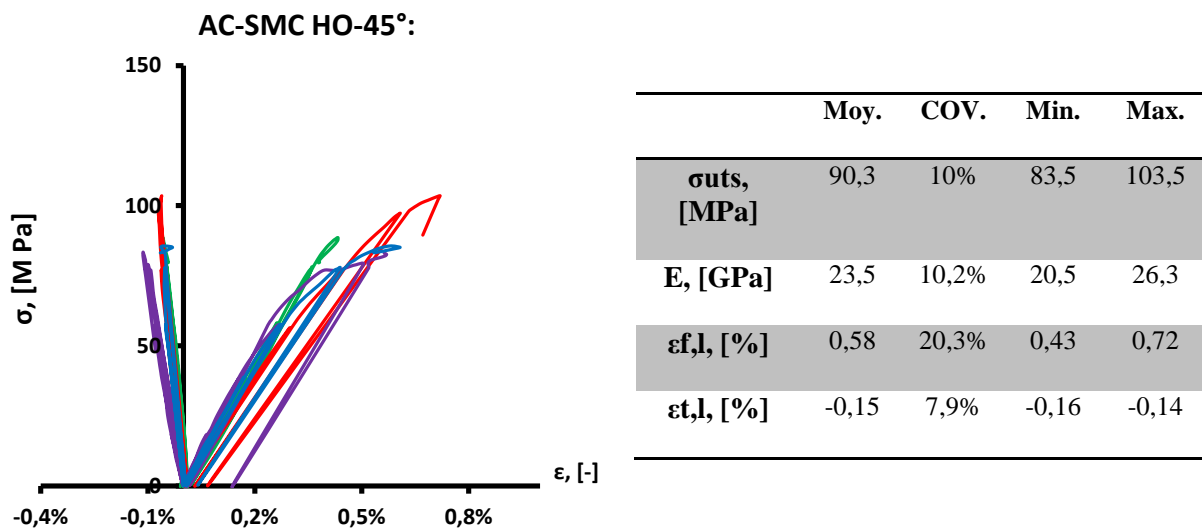
Les essais de traction monotone jusqu'à rupture ont montré que le matériau composite dans sa configuration HO présente un comportement fortement anisotrope dans le plan. Ce comportement était voulu par le fabricant qui a conçu un mode de remplissage du moule spécifique. Les résultats sont présentés de façon analogue à ceux obtenus pour la configuration RO.



**Figure 3-28:** Résultats des essais de traction de la configuration HO dans la MMFD du AC-SMC et calcul des propriétés mécaniques.

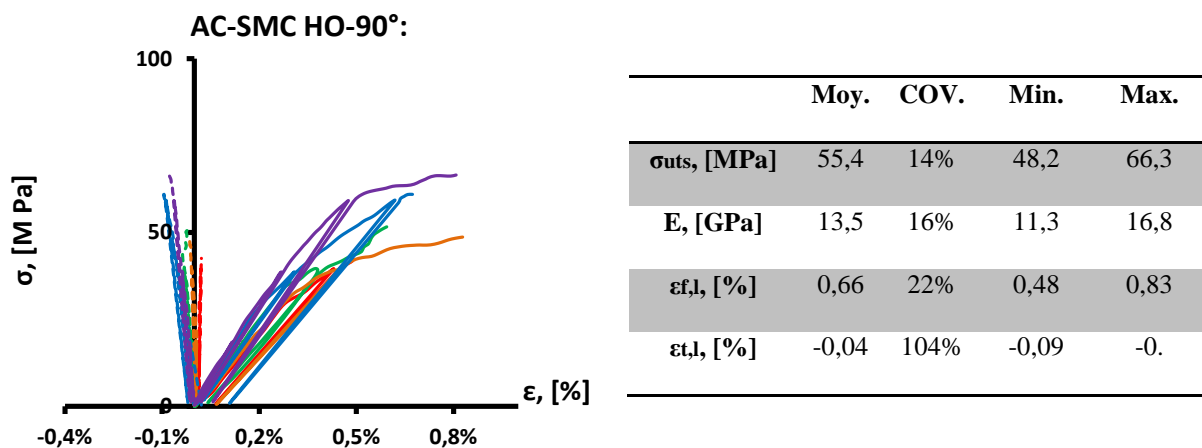
Pour les essais réalisés suivant la MMFD, la réponse de la configuration HO est représentée en **Figure 3-28**. Le comportement macroscopique observé est élastique fragile avec un module d'élasticité, supérieur à celui du AC-SMC RO 0° (39,4 contre 35,9 GPa). En outre on observe une chute de la contrainte maximale à la rupture, que ce soit par rapport à celle observée pour le RO 0° ( $\sigma_{uts}^{avec\ décharges}(RO - 0^\circ) = 208\text{ MPa}$ ;  $\sigma_{uts}^{avec\ décharges}(HO - 0^\circ) = 180\text{ MPa}$ ) mais aussi par

rapport aux essais de traction continues effectués précédemment ( $\sigma_{uts}^{monotone}(HO - 0^\circ) = 275,3 \text{ MPa}$ ;  $\sigma_{uts}^{avec\ décharges}(HO - 0^\circ) = 180 \text{ MPa}$ ). Dans le premier cas cela peut s'expliquer par une plus grande sensibilité de la microstructure de la configuration HO aux défauts. En revanche, dans le second, deux hypothèses sont envisagées : (i) la variabilité du matériau est supérieure à celle observée lors des premiers essais de traction, (ii) les essais de traction avec décharges incrémentales introduisent un effet cyclique modifiant la réponse du matériau. Le AC-SMC HO à  $90^\circ$  ne présentant pas cette particularité, la seconde hypothèse est donc rejetée.



**Figure 3-29:** Résultats des essais de traction (courbes dans le plan  $(\sigma - \epsilon)$  et propriétés mécaniques) du AC-SMC HO sollicité à  $45^\circ$ .

De la même façon que pour la configuration RO, lorsque la sollicitation forme un angle de  $45^\circ$  avec la MMFD, la réponse devient plus ductile, la partie non linéaire de la courbe plus prononcée et les valeurs des propriétés mécaniques mesurées diminuent (**Figure 3-29**). Plus particulièrement, la contrainte maximale chute de 57% tandis que le module d'élasticité diminue lui de 35%.



**Figure 3-30:** Propriétés mécaniques du AC-SMC HO à  $90^\circ$  et courbes de traction.

Enfin, les résultats à  $90^\circ$  sont présentés en (**Figure 3-30**). On observe la même tendance que lors des essais de traction monotone jusqu'à rupture, ou la réponse semble être principalement influencée par le comportement de la matrice. La contrainte maximale à rupture estimée est de l'ordre de 55,4 MPa. Cette valeur moyenne est équivalente pour les deux types d'essais tandis que la dispersion diminue (de 24% à 14%). La comparaison des déformations entre ces deux essais illustre le même phénomène de diminution de la dispersion des résultats (de 54% à 22%) et une augmentation de la déformation à rupture moyenne lors des essais avec décharges élastiques. Parmi les deux hypothèses formulées lors de l'analyse des résultats du HO- $0^\circ$  en chargement monotone, il apparaît que la variabilité intrinsèque du matériau soit la principale responsable, même si un effet des décharges élastiques ne peut totalement être écarté.

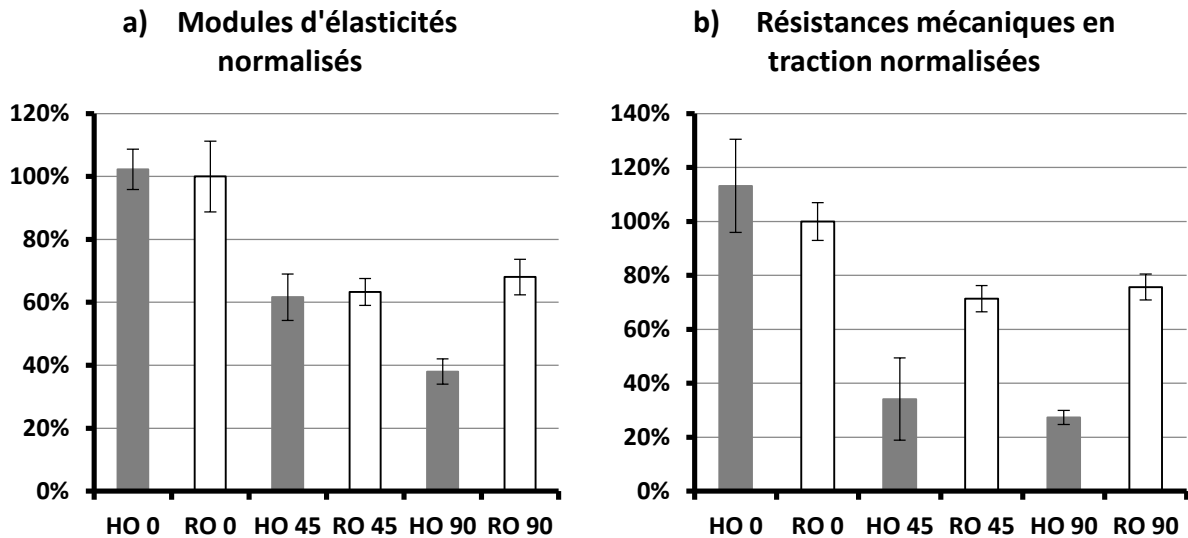
Le AC-SMC HO montre un comportement anisotrope plus prononcé que la configuration RO, lié à la microstructure induite par le processus de thermocompression.

#### 3.3.2.1.3 Synthèses des observations

Les valeurs des propriétés mesurées lors de chaque essais (traction continue à rupture et traction avec décharges incrémentale) sont synthétisées en **Figure 3-31 (a) et (b)** et normalisées par rapport aux valeurs moyennes établies pour le AC-SMC RO à  $0^\circ$ .

La comparaison des modules d'élasticités normalisés par rapport aux configurations et aux orientations présentées en **Figure 3-31 (a)** soulignent les points suivants. La différence de valeur entre le HO et le RO dans la MMFD n'est pas suffisamment significative, du fait de la variabilité des réponses, pour qu'un effet de configuration soit observable. Ces conclusions sont identiques pour en ce qui concerne les modules normalisés à  $45^\circ$  et  $90^\circ$  pour la configuration RO. Par contre, entre ces deux orientations, pour la configuration HO, une différence est clairement observable que ce soit en termes de module d'élasticité ou de contrainte à rupture.

De façon analogue, les résistances mécaniques moyennes en traction normalisées par rapport à celle du AC-SMC RO à  $0^\circ$  sont présentées en **Figure 3-31 (b)**. La comparaison des configurations RO et HO à  $0^\circ$  ne permettent pas de faire ressortir une tendance globale, en effet si la résistance mécanique moyenne est supérieure pour la configuration HO, il en va de même de la dispersion des résultats.

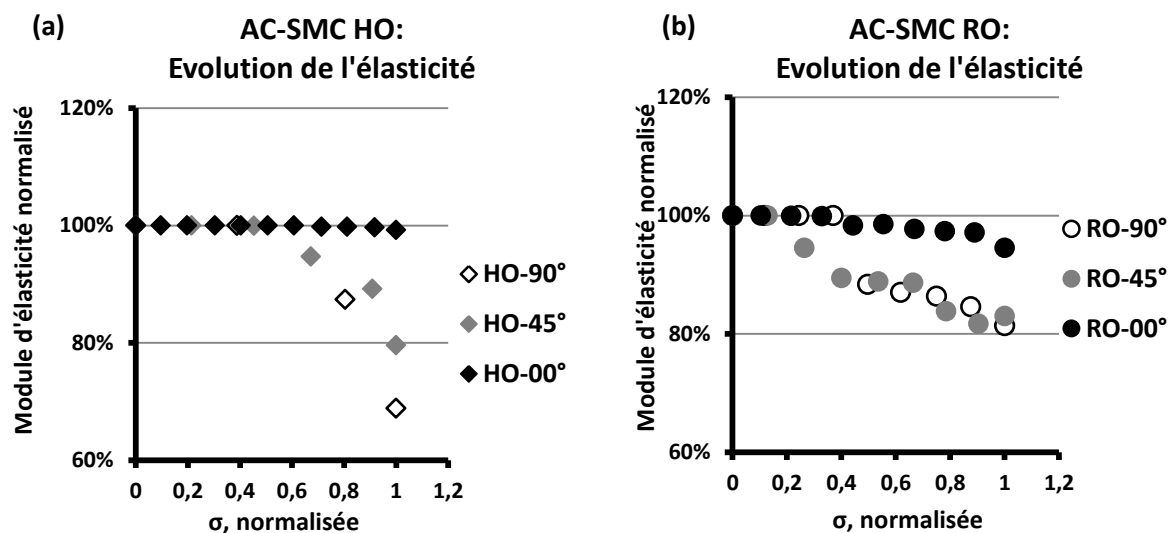


**Figure 3-31** : Synthèses des propriétés mécaniques mesurées avec leurs extrema normalisés par rapport à celle du AC-SMC RO à 0°, (a) Module d'élasticité normalisé, (b) contrainte maximale à la rupture normalisée.

### 3.3.2.2 Evolution de l'endommagement

Tout au long des essais quasi-statiques de charges-décharges incrémentales, l'évolution de la rigidité est suivie jusqu'à la ruine (chute de la contrainte appliquée supérieure à 60%) des échantillons. Cette évolution est présentée en **Figure 3-32 (a) et (b)** pour chaque configuration du composite AC-SMC en fonction de l'orientation des essais. Afin d'en augmenter la lisibilité, les évolutions sont normalisées par rapport aux modules d'élasticité initiale propre de chaque orientation.

Pour la configuration HO, suivant la MMFD, il est observé que tout au long des essais la rigidité demeure constante. Ceci indique que l'endommagement induit conduisant à la rupture, s'il y en a, se développe de telle façon qu'il n'affecte pas le module d'élasticité dans la direction de la MMFD. Au fur et à mesure que l'angle de sollicitation s'écarte de cette direction, la dégradation de la rigidité avant rupture devient importante, atteignant une valeur limite de basse de 65% pour les spécimens à 90°. Ces observations confortent le constat suivant : la configuration HO se comporte comme un composite unidirectionnel du fait de l'orientation privilégiée des mèches à 0.



**Figure 3-32:** Evolution de la rigidité en fonction des orientations pour (a) la configuration HO et (b) la configuration RO.

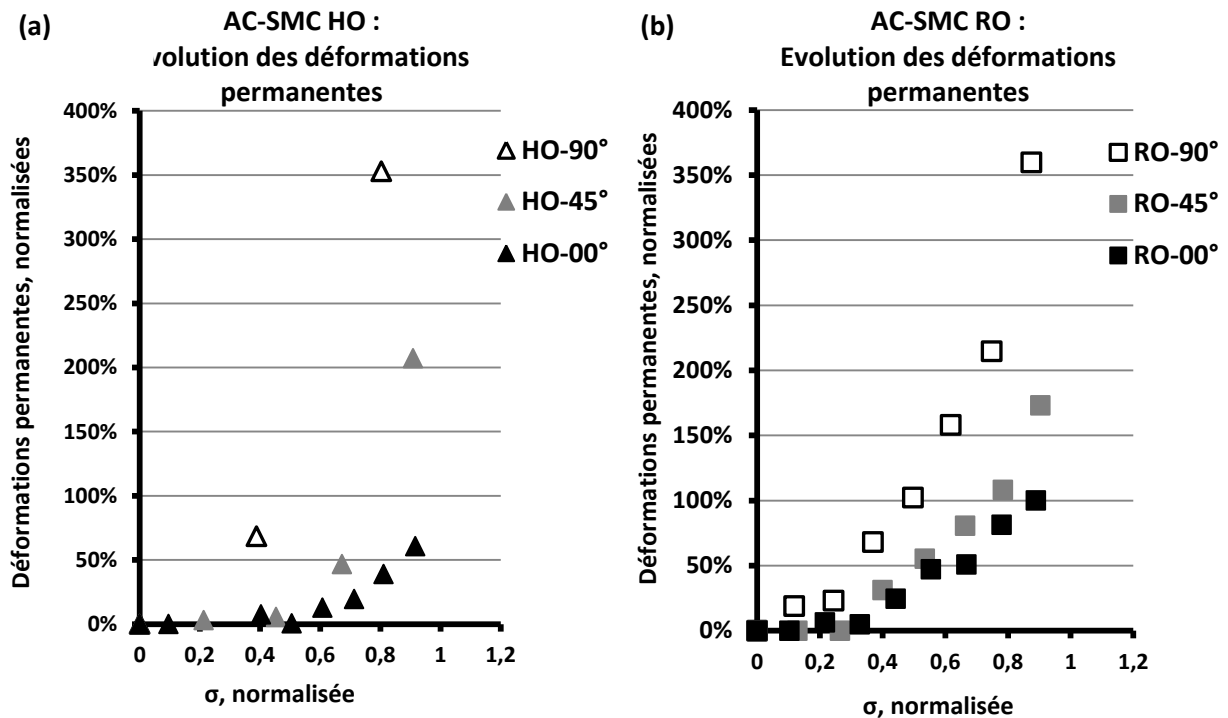
Pour ce qui est de la configuration AC-SMC RO, bien qu'une tendance similaire soit observée, c'est-à-dire que l'évolution de la dégradation augmente avec l'angle de chargement, l'étendue de cette dégradation est limitée à 6% dans la MMFD et jusqu'à 17% pour les essais à 90°. Comme discuté dans la section précédente, ces résultats ne correspondent pas au comportement attendu d'une distribution censée être aléatoire du renfort. Néanmoins, le comportement macroscopique global de cette configuration est nettement plus proche d'un comportement isotrope dans le plan que la configuration HO. Les analyses microstructurales du chapitre quatre serviront donc à mieux préciser les relations entre comportement mécanique et microstructure. Enfin, le niveau critique d'endommagement pour l'initiation des dégradations, en fonction de la contrainte maximale admissible, est globalement inférieur pour la configuration RO comparativement à la configuration HO.

### 3.3.2.3 Evolution des déformations permanentes

De la même façon que pour l'évolution de la baisse de rigidité, l'évolution des déformations anélastiques permanentes est présentée en **Figure 3-33 (a) et (b)**. Toujours par soucis de lisibilité, les résultats présentés sont normalisés à partir de l'évolution des déformations permanentes du AC-SMC RO selon la MMFD.

L'évolution de ces déformations permanentes dans la configuration HO suit de façon qualitative celle observée pour la dégradation de la rigidité : selon la MMFD l'évolution est limitée, puis, à 45° et 90° cette évolution des déformations anélastiques augmente sensiblement indiquant une rupture plus ductile que fragile. Toutefois, le niveau global d'évolution des déformations permanentes observée dans cette configuration est limitée et comparable à ce qui est généralement observé dans le cas de composite UD.





**Figure 3-33:** Evolution des déformations permanentes en fonction des contraintes appliquées normalisées pour les configurations (a) HO et (b) RO, en fonction de la direction de chargement.

Encore une fois, pour ce qui est du AC-SMC RO, la tendance observée pour l'évolution des dégradations est ici aussi conservée. De façon similaire, l'évolution des déformations permanentes ne correspond pas à un comportement isotrope dans le plan. L'évolution est d'autant plus rapide que l'angle de sollicitation s'écarte de la direction MMFD.

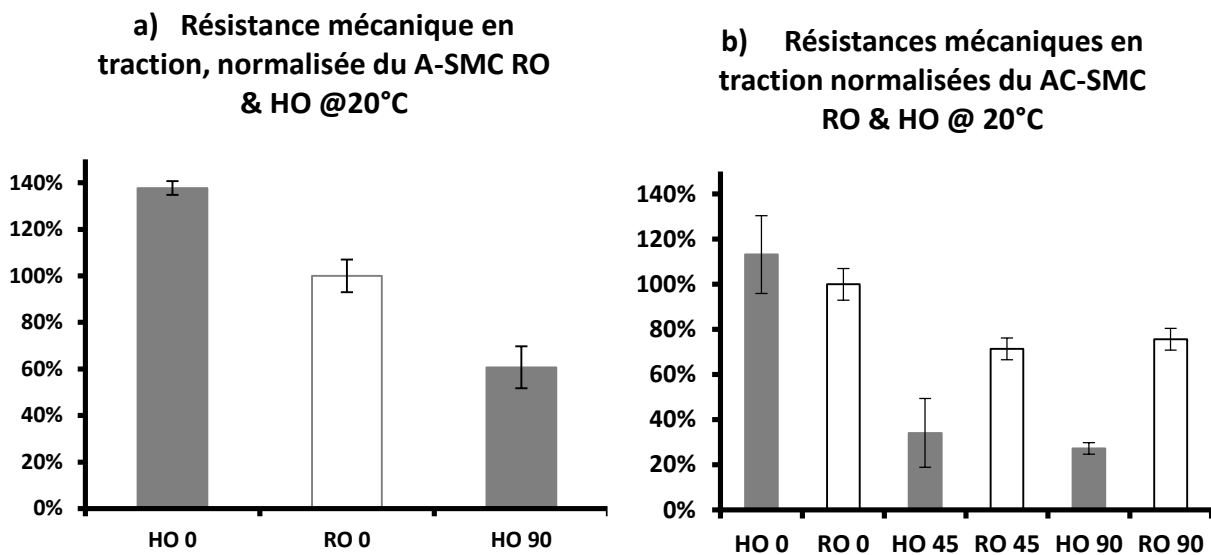
### 3.3.3 Comparaison AC-SMC / A-SMC

#### 3.3.3.1 Résistances mécaniques en traction

Les propriétés mécaniques et le comportement caractéristique de l'endommagement du AC-SMC est comparé avec les observations et résultats expérimentaux obtenus par Shirinbayan *et. al.* [3][6]. Comme souligné dans l'introduction, ces deux matériaux composites sont fournis par le même industriel (Plastic Omnium), produit à partir de la même résine vinylester et le même procédé de thermocompression que ce soit pour les configurations RO et HO. Leur seule différence provient de la nature de leur renfort : si l'AC-SMC est renforcé de mèches de fibres de carbone, dans le cas du A-SMC le renfort est constitué de mèches de fibres de verres et de particules de carbonate de calcium.

Les observations et analyses précédentes démontrent que le comportement du AC-SMC n'est pas isotrope dans le plan, ce qui mène à deux constats : (i) le procédé de thermocompression dans la configuration RO induit une orientation d'écoulement privilégiée, (ii) le comportement macroscopique observé du matériau résulte d'une orientation privilégiée conférée au matériau lors de la fabrication des draps. En **Figure 3-34: (a) et (b)**, les résistances mécaniques en traction, normalisées par celle

obtenue selon la MMFD dans la configuration RO, sont comparées en fonction de l'angle de chargement et de la configuration. Pour ce qui est du A-SMC, du fait du comportement isotrope dans le plan observé dans le cas de la configuration RO, les résultats à 0° et 90° sont rassemblés dans la même colonne. De plus, il est important de rappeler que la caractérisation du comportement du A-SMC dans sa configuration a mis en évidence le fait que la contrainte maximale soit insensible à l'orientation de chargement.



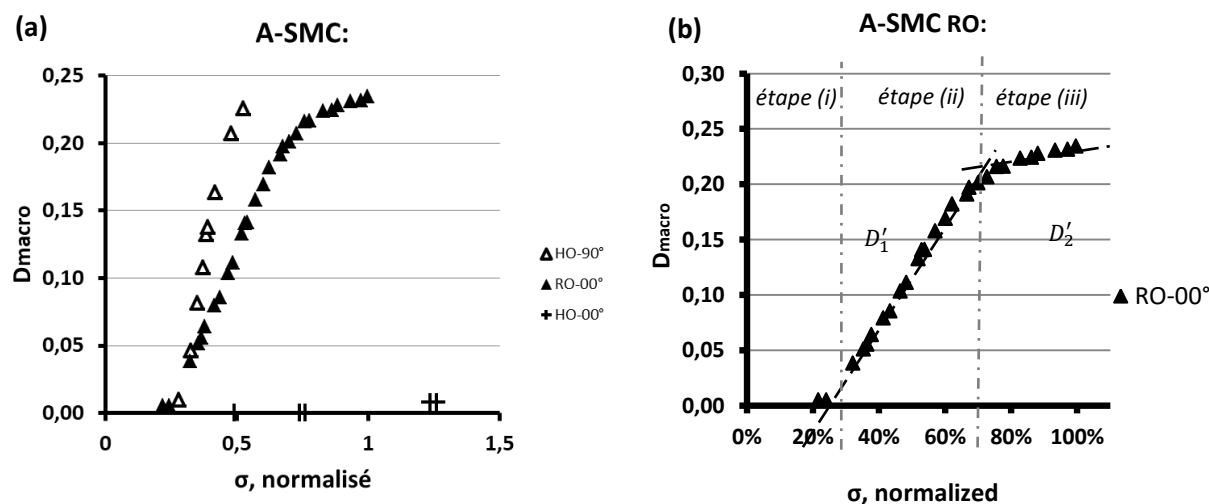
**Figure 3-34:** Résistance mécanique en traction normalisée par celle évaluée selon la MMFD dans la configuration RO pour (a) le A-SMC et (b) le AC-SMC.

La comparaison entre ces matériaux composites dans la configuration HO, selon la MMFD et à 90° de celle-ci, le AC-SMC présente une plus importante anisotropie en terme de résistance mécanique (**Figure 3-34: (a) et (b)**). En considérant une résistance normalisée de 1 à 0°, la valeur de  $\sigma_{uts}$  des échantillons HO à 0° et 90° est respectivement 1,3 et 0,6 pour l'A-SMC (**Figure 3-34: (a)**), tandis que pour le composite AC-SMC les valeurs sont pour 0°, 45° et 90° respectivement 0,9, 0,4 et 0,25. Le coefficient d'anisotropie ( $Coef_{Ani} = \frac{\sigma_{uts}(0^\circ)}{\sigma_{uts}(90^\circ)}$ ), passe de 2,26 pour le A-SMC à 3,53 pour le AC-SMC. Cet accroissement de l'anisotropie s'explique pour partie par la contrainte maximale admissible nettement plus grande des fibres de carbone dans la direction longitudinale par rapport à celle des fibres de verre. Du fait de la dépendance de cette propriété à l'orientation des mèches de fibre de carbone par rapport à la direction de sollicitation, et de la plus grande probabilité d'orientation du renfort dans la MMFD pour la configuration HO par rapport à la RO, ce rapport d'anisotropie est nettement plus important pour le AC-SMC dans la configuration HO.

### 3.3.3.2 Evolution de l'endommagement macroscopique

Outre la comparaison en termes de contraintes maximales en traction des A-SMC et AC-SMC, l'évolution de l'endommagement macroscopique évaluée à partir de celle de la rigidité est aussi analysée et comparée.

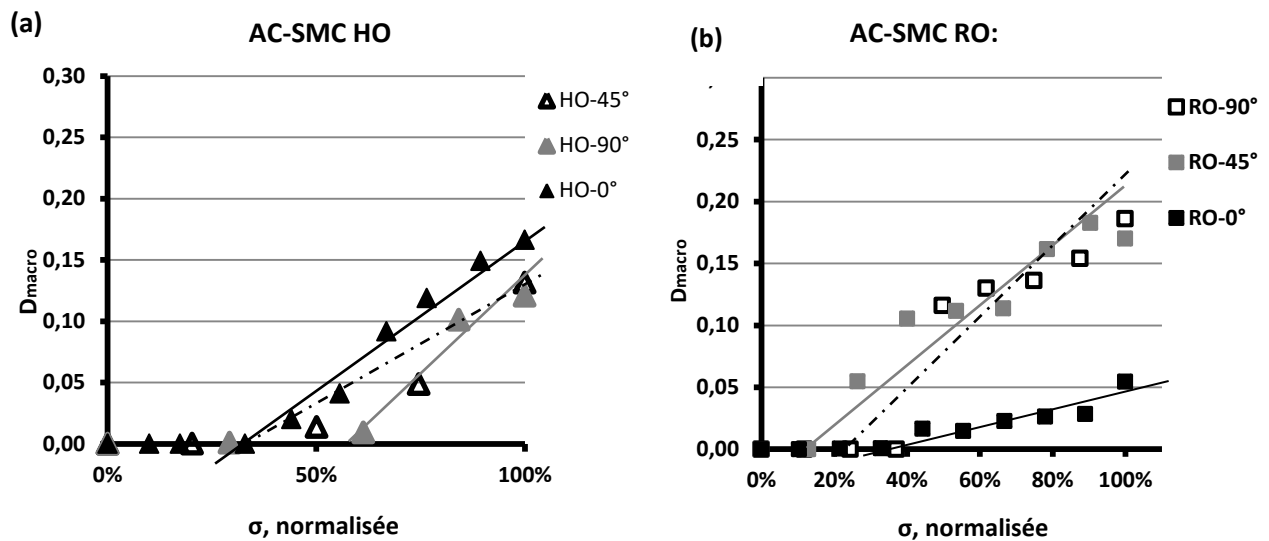
D'un côté, l'évolution de l'endommagement du A-SMC en fonction des configurations et des orientations est présentée en **Figure 3-35 (a)**. On observe que pour la configuration HO une évolution fortement dépendante de la direction de sollicitation. Dans la MMFD, l'endommagement macroscopique observé est très limité et quasi indétectable (de l'ordre de 0,01) avant rupture, tandis qu'à 90° on observe une évolution rapide et relativement importante en plusieurs étapes de cet endommagement avant rupture. Cette tendance est aussi observable pour la configuration A-SMC RO. Pour le composite A-SMC HO-90° et le RO, l'évolution de l'endommagement suit trois étapes. L'initiation (i) de l'endommagement s'effectue aux alentours de 25% de la contrainte maximale. Cette étape est suivie (ii) d'une évolution relativement rapide avec une forte pente et quasi linéaire (Figure 3-35 (b)). Lors de cette étape, l'endommagement macroscopique atteint 0,22 pour une contrainte égale à 73% de la contrainte maximale à rupture. Enfin, la troisième et ultime étape (iii) est caractérisée par une réduction du taux d'accroissement de l'endommagement ( $D'_2 < D'_1$ ). Cette tendance est bien plus notable pour la configuration RO que pour la HO à 90°.



**Figure 3-35:** Evolution de l'endommagement sous chargement quasi statique du A-SMC pour (a) les configurations HO et RO, et (b) analyse de l'évolution pour le RO à 0°.

Comme présenté en **Figure 3-36 (a) et (b)**, on constate pour les deux configurations (HO et RO) du matériau AC-SMC une évolution en deux étapes : (i) l'initiation, dont le niveau de contrainte auquel elle s'effectue dépend de la configuration et de l'orientation, et (ii) l'accumulation. Contrairement au A-SMC, aucune saturation n'a été observée pour l'ensemble des configurations et des orientations étudiées. De plus, toujours pour les deux configurations (RO et HO), le niveau

d'endommagement critique atteint avant rupture dépend de l'orientation du chargement (**Figure 3-36 (a) et (b)**). Dans le cas de la configuration AC-SMC RO, ce niveau d'endommagement critique est de 0,06 dans la MMFD, alors qu'il atteint 0,17 et 0,18 pour respectivement 45° et 90°. De plus, le niveau relatif de la contrainte correspondant à l'initiation de l'endommagement est comparable pour les angles 45° et 90° dans la configuration RO, tandis qu'à 0°, l'endommagement s'initie tardivement (33% de  $\sigma_{uts}$ ) et sa cinétique en est sensiblement réduite par rapport à celles du 45° et 90°.



**Figure 3-36:** Evolution de l'endommagement sous chargement quasi statique du A-SMC pour (a) la configuration HO et (b) la configuration RO,

### 3.3.3.3 Synthèse de la comparaison

La comparaison entre ces deux matériaux composites met en évidence trois points : (i) la thermocompression dans la configuration RO engendre un matériau isotrope dans le plan pour le composite A-SMC et globalement anisotrope pour le AC-SMC. (ii) La différence entre les configurations RO et HO, inhérente aux effets de la microstructure induite par le procédé de moulage, est plus prononcée dans le cas du AC-SMC que pour le composite A-SMC. Enfin (iii) cette différence entre les SMC et leurs configurations affectent drastiquement l'évolution de l'endommagement et de leurs propriétés mécaniques, tout spécialement pour la configuration RO du AC-SMC.

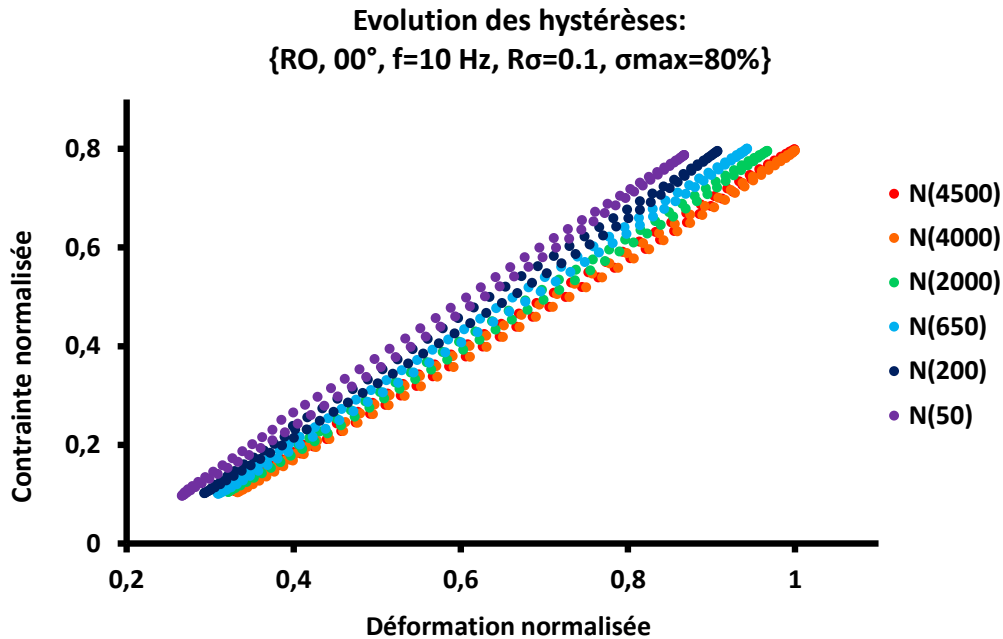
### 3.4 Comportement sous chargement de fatigue en traction-traction

La réponse en fatigue du composite AC-SMC en traction-traction est caractérisée à partir d'essais effectués pour différentes orientations des configurations RO et HO. Ces essais sont effectués à température ambiante et à fréquence constante de 10Hz.

#### 3.4.1 Evolution de la réponse mécanique du AC-SMC RO orienté à 0°

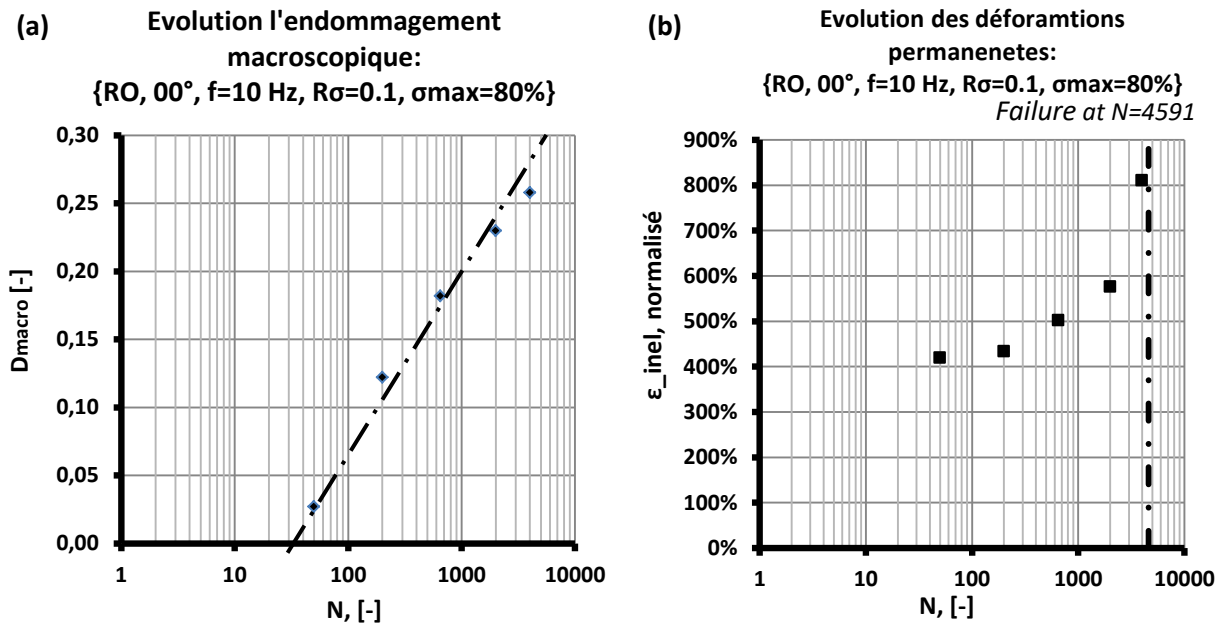
Les essais de fatigue conduit sur le AC-SMC permettent de suivre l'évolution de différentes grandeurs comme le couple contrainte-déformation, la dégradation du modulé d'élasticité ainsi que celles des déformations anélastiques résiduelles. Sous sollicitation cyclique, la réponse dans le plan contrainte-déformation décrit une hystérèse dont la forme évolue au cours de la vie du matériau en fonction de la dissipation thermique et de la dégradation de la rigidité. Les paliers de décharge-charge quasi-statique permettent de calculer la rigidité du matériau après un nombre de cycles donné. Cette grandeur permet de calculer l'endommagement macroscopique de la façon suivante :  $D_{macro} = 1 - \frac{E(N)}{E_{ini}}$ . Ces mêmes paliers permettent de suivre l'évolution des déformations anélastiques résiduelles au fil des cycles. Un exemple d'analyse de ces résultats est présenté ci-après dans le cas d'une éprouvette AC-SMC RO soumis à une contrainte maximale égale à 80% de la résistance maximale en traction, à une fréquence de 10 Hz et avec un rapport de charge de 0,1.

L'évolution des hystérèses en fonction du nombre de cycles est présentée en **Figure 3-37**. Si l'angle formée entre les hystérèses et l'axe des déformations et une translation de ces hystérèses vers les déformations croissantes sont observées au fil des cycles, les hystérèses ne s'ouvrent pas. Cela traduit respectivement un endommagement du matériau, une augmentation des déformations anélastiques et une dissipation mécanique stable tout au long de l'essai. Il est donc légitime de considérer l'essai comme étant effectuée sous conditions isothermes.



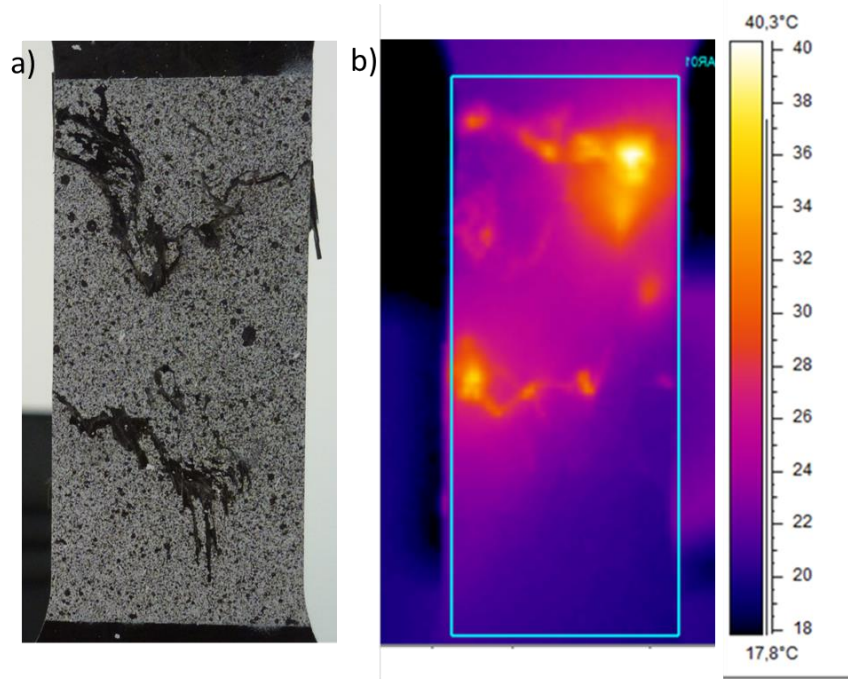
**Figure 3-37:** Evolution des hystèreses en fonction du nombre de cycles d'un échantillon RO sollicité à 0° à une fréquence de 10Hz, un rapport de charge de 0,1 et avec une contrainte maximale appliquée de 80%.

L'évolution de l'endommagement macroscopique en fonction du nombre de cycles de l'échantillon considéré est présentée dans la **Figure 3-38 (a)**. L'endommagement macroscopique en fatigue présente la même évolution en deux temps que celle observée lors des essais quasi-statiques en charge-décharge : (i) l'initiation (approximativement à  $N_{ini}=35$  cycles), suivie de (ii) la propagation (accumulation de l'endommagement) selon une pente linéaire jusqu'à la rupture, comme c'est souvent le cas pour le comportement en fatigue des composites renforcés par les fibres de carbone [11],[12]. En effet, au-delà du cycle 4000 jusqu'à la ruine de l'éprouvette, aucune évolution d'endommagement n'a été observée. Le niveau d'endommagement atteint un niveau critique en fatigue (0,26) est bien moins précoce que celui observé en quasi-statique (0,06). Ce qui démontre que la dégradation de la rigidité n'est pas la grandeur la plus appropriée à suivre pour prédire la rupture du matériau (critère de fin de vie en fatigue).



**Figure 3-38:** évolution de (a) l'endommagement macroscopique et de (b) des déformations permanentes, d'un échantillon RO à 0° soumis à {f=10 Hz, R<sub>σ</sub>=0.1, σ<sub>max</sub>=80% }.

L'évolution des déformations permanentes en fonction du nombre de cycles normalisée par rapport aux déformations permanentes observées lors des essais quasi-statiques est reportée en **Figure 3-38 (b)**. Contrairement à l'évolution de l'endommagement, les déformations permanentes varient linéairement avec le nombre de cycle, et atteint au bout de 4000 cycles huit fois le niveau observé en quasi-statique. Cette dernière observation souligne le fait que cette grandeur n'est pas plus appropriée que la précédente pour prédire la rupture.



**Figure 3-39:** Observations qualitatives de la ZOI de l'échantillon considéré, (a) photos post-mortem de l'échantillon, (b) champ thermique à la rupture calculée à partir des images acquises par caméra infra-rouge.

La confrontation de la photographie post mortem de la ZOI et de du champ thermique à la rupture calculée à partir des enregistrements de la caméra infra-rouge (**Figure 3-39 (a) et (b)**) souligne la présence de deux réseaux de fissures correspondant à deux zones d'élévations de température. Le champ thermique de la ZOI n'est pas homogène : une partie de l'éprouvette est quasiment à la même température que l'environnement (18~20°C). Cependant, les zones où l'endommagement se développe affichent une température relativement élevée pouvant atteindre 40,3°C, soit une élévation supérieure à 20°C.

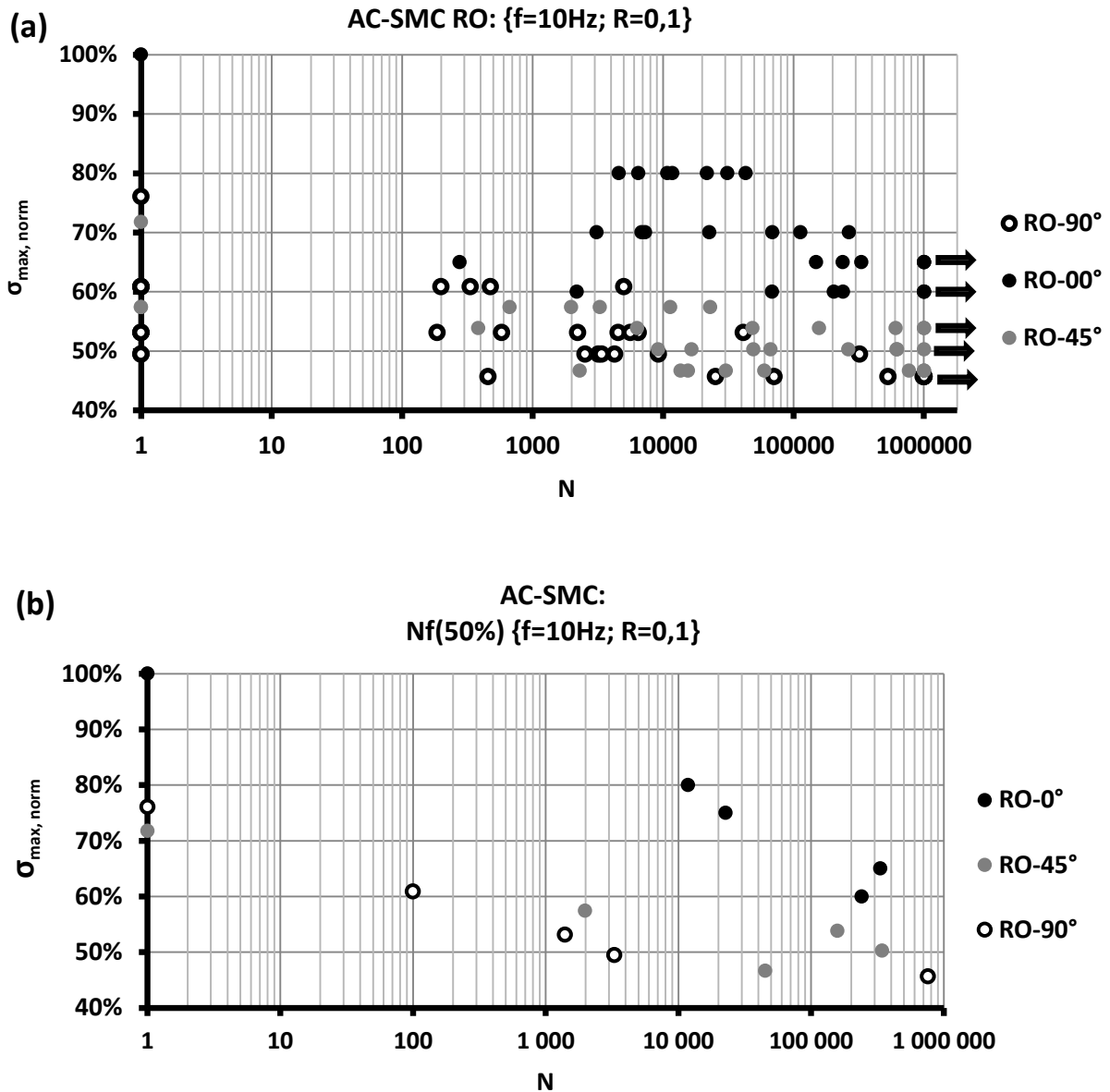
### 3.4.2 Comportement en fatigue du AC-SMC

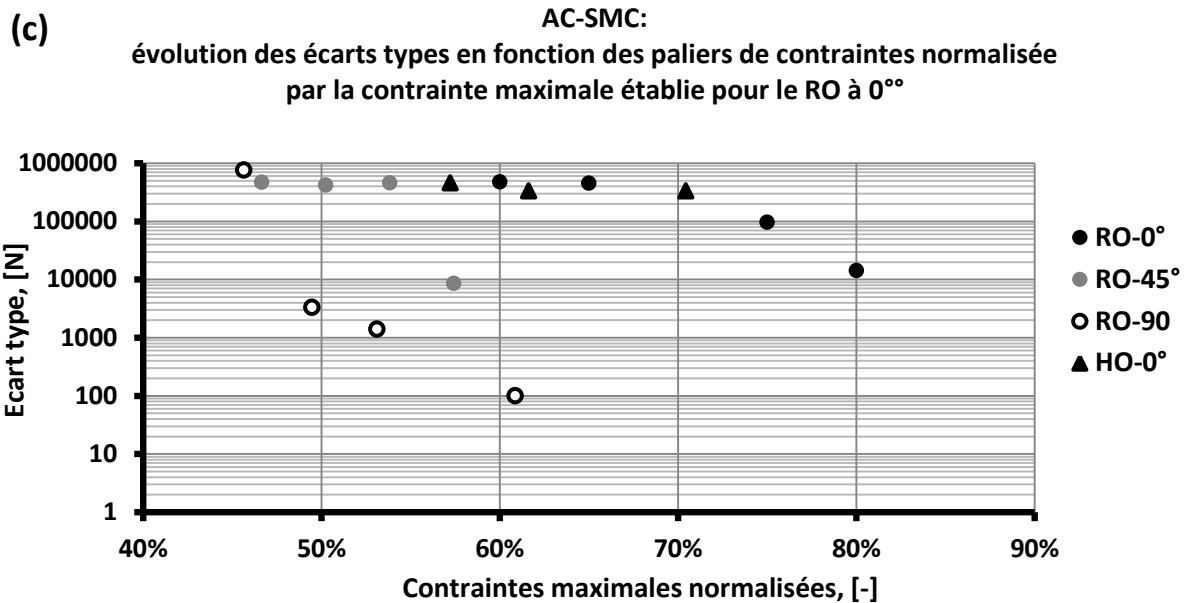
#### 3.4.2.1 Effets de la microstructure induite sur la durée de vie en fatigue

Les effets de microstructure induite par le procédé sont mis en évidence à travers des essais de fatigue menés sur les deux configurations (RO et HO) selon différents angles de sollicitation, sous un chargement piloté en contrainte avec un rapport de charge de 0,1 à une fréquence de 10Hz. Comme les essais sont interrompus au bout d'un million de cycles, les éprouvettes ayant atteint cette limite sont marquées d'une flèche sur les courbes S-N. Pour chaque orientation considérée, quatre paliers de contraintes sont effectués, et pour chacun de ces paliers de cinq à sept éprouvettes sont testées. Par souci de visibilité, les courbes S-N obtenues et présentées en **Figure 3-40 (a)**, sont normalisées en contrainte par rapport à leur résistance en traction. On observe que lorsque la contrainte appliquée normalisée est inférieure à 60% les résultats sont particulièrement dispersés pour chacune des orientations étudiées, la dispersion peu s'étaler sur quatre décades. Afin de s'affranchir de la dispersion pour analyser les résultats obtenus, les courbes S-N sont tracées à partir des taux de survie à



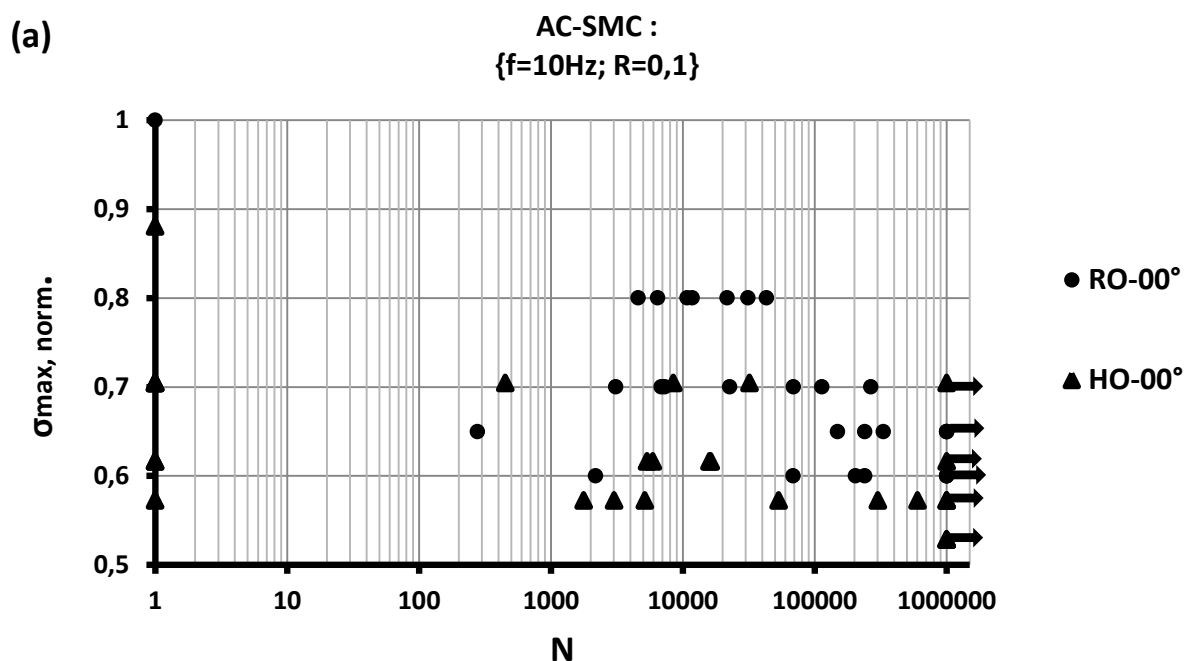
50% de chacun des paliers (**Figure 3-40 (b)**). Globalement, la durée de vie augmente au fur et à mesure que les contraintes maximales appliquées diminuent, et cette diminution de la durée de vie suit la même tendance que celle observée pour les résistances en traction. Enfin l'évolution de l'écart type en nombres de cycle en fonction des paliers de chargement des orientations et configurations concernées est tracée en (**Figure 3-40 (c)**). On observe que l'écart type associé à chacune des orientations testées augmente au fur et à mesure que les contraintes maximales appliquées diminuent.

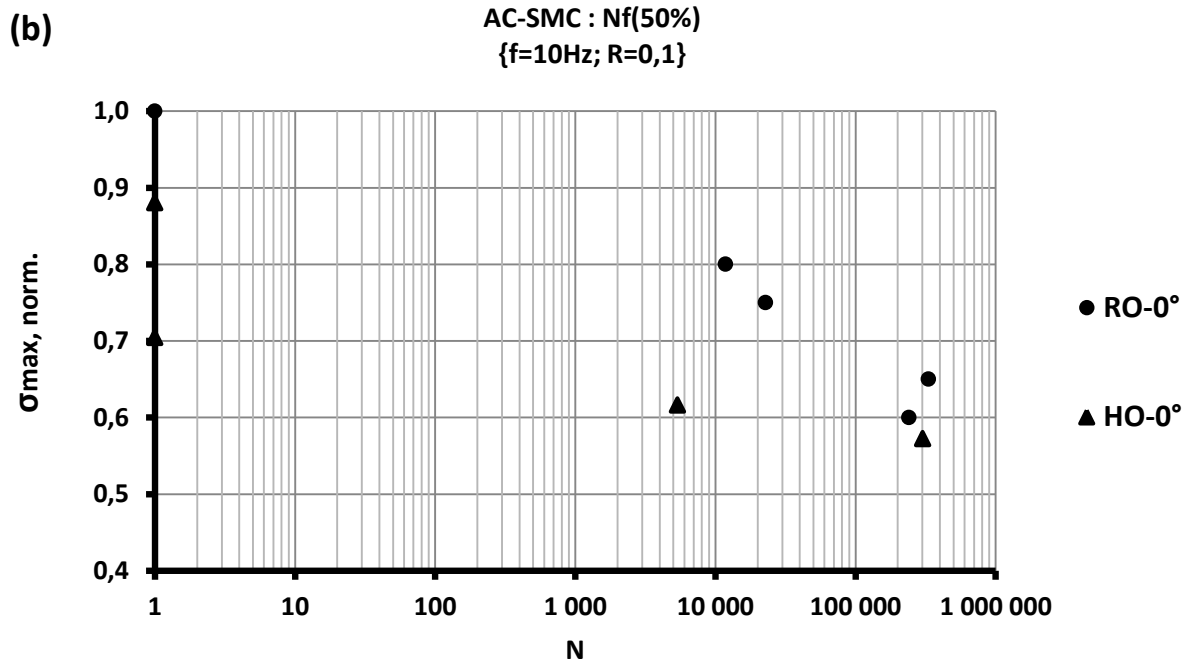




**Figure 3-40:** Résultats des essais de fatigue conduits sur le AC-SMC RO normalisée par la contrainte maximale établie pour le RO à 0°, (a) courbes S-N, (b) courbes S-N tracé pour 50% de survie, (c) évolution de la variabilité en fonction des paliers de contraintes considérés.

La comparaison des configurations HO et RO se fait à travers des courbes S-N dans la MMFD (**Figure 3-41 (a) et (b)**). De la même façon que pour la configuration RO, afin d'effectuer une comparaison en terme de durée de vie moyenne, les courbes S-N pour un taux de survie à 50% sont elles aussi reportées en (**Figure 3-41 (b)**). On observe la même tendance entre les deux configurations, même si la variabilité des résultats est supérieure pour la configuration HO et le comportement en fatigue binaire (100% de survie à 55% de la résistance en traction normalisée).



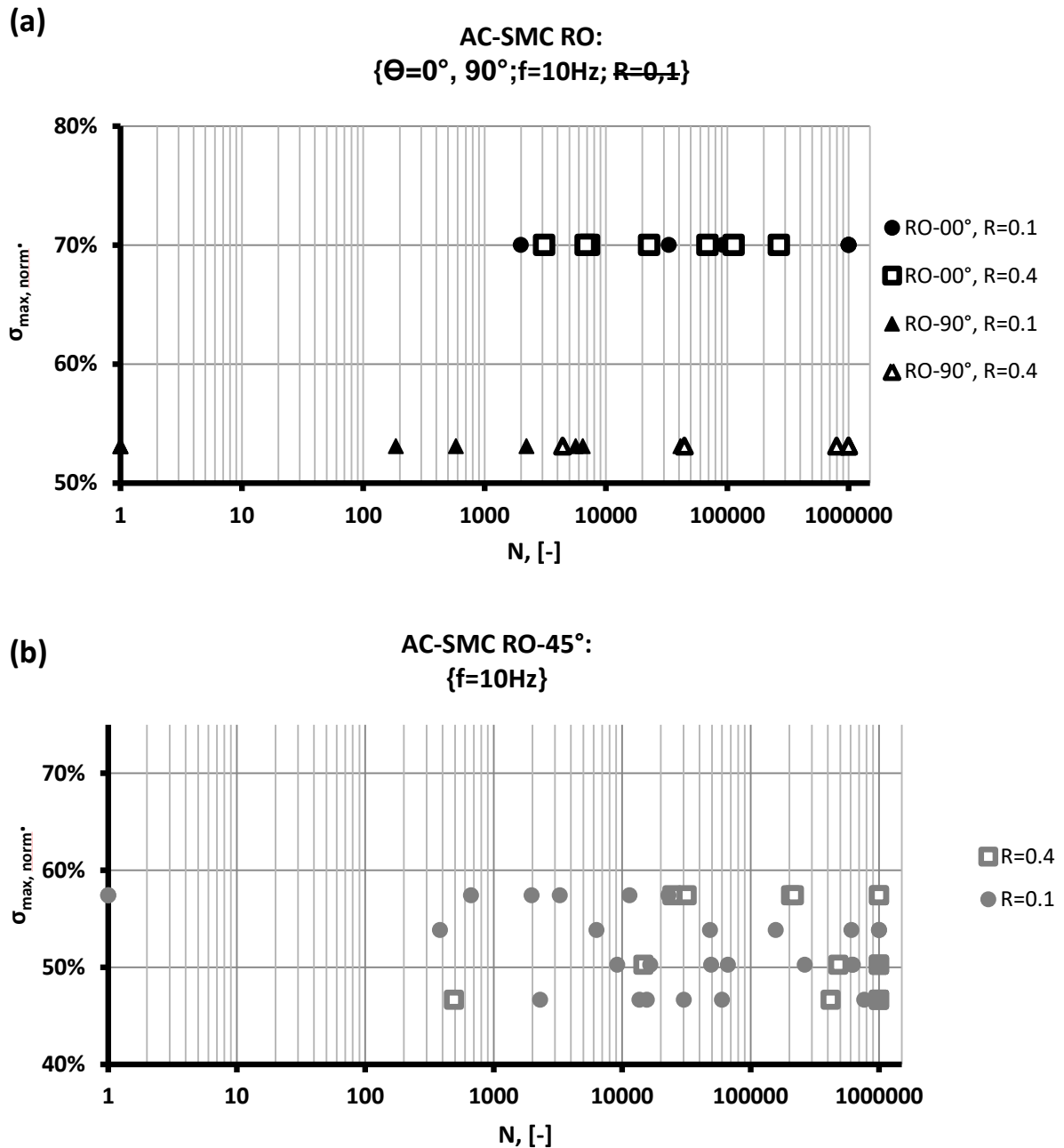


**Figure 3-41:** Comparaison des résultats obtenus à 0° pour les configurations HO et RO, (a) courbes S-N, (b) courbes S-N tracé pour un taux de survie de 50%.

En somme, les observations réalisées pour les différentes orientations sous chargement quasi-statiques de traction sont confirmées par les essais de fatigue en traction-traction. A propos de la configuration RO, la différence entre les différentes orientations en termes de contrainte maximale à rupture est retranscrite en termes de durée de vie. La dispersion des résultats s'accroît du fait à la fois de la nature dispersive intrinsèque du matériau SMC, ce qui rend plus complexe l'analyse des résultats obtenus. Dans le cas de la configuration HO, dans la MMFD le comportement en fatigue évolue de façon binaire : en dessous d'un seuil ( $0,57 \sigma_{uts}(RO - 0^\circ)$ ) en termes de contraintes appliquées aucune rupture d'éprouvette n'a pu être observée avant un million de cycles, en revanche au-dessus de ce seuil les résultats pour chaque palier couvrent toute l'étendue ( $[1; 10^6]$  cycle).

#### 3.4.2.2 Effets du rapport de chargement

L'analyse des effets du rapport de chargement dans le cadre d'essais de fatigue en traction-traction est effectuée en répétant, pour la configuration RO, des paliers de chargement avec un rapport de sollicitation de 0,4 au lieu de 0,1. Les autres caractéristiques du chargement mécanique sont maintenues identiques (fréquence à 10 Hz, même valeur de contrainte maximale appliquée, température et humidité relative ambiante.). Les résultats de ces essais sont présentés dans la **Figure 3-42**.



**Figure 3-42:** Courbes S-N obtenues dans la configuration RO, pour deux ratio de chargement différents, (a) à  $0^\circ$  et  $90^\circ$ , (b) à  $45^\circ$ .

Selon la MMFD (**Figure 3-42 (a)**), aucune influence significative n'est observée que ce soit sur la durée de vie en fatigue ou la dispersion des résultats. En revanche, à  $90^\circ$ , un accroissement substantiel de la durée de vie en fatigue est observé avec un ratio de 0,4 comparé à celui de 0,1 (**Figure 3-42 (a)**). Les résultats obtenus pour des éprouvettes sollicitées à  $45^\circ$  sont plus contrastés (**Figure 3-42 (b)**). Si avec une contrainte maximale égale à 47% de  $\sigma_{uts}(RO - 00^\circ)$  aucun effet sensible n'est observé, aux deux autres paliers de chargement considérés (50% et 57% de  $\sigma_{uts}(RO - 00^\circ)$ ) l'augmentation du

rapport de chargement se traduit par un accroissement de la durée de vie. Ce qui traduit un effet de seuil. Néanmoins, aucun effet significatif n'est observé sur la dispersion des résultats.

### 3.4.2.3 Synthèses des observations

En résumé, les observations réalisées sur l'effet de l'orientation sur le comportement sous chargement quasi-statique et de fatigue en traction-traction convergent vers les mêmes tendances : (i) dans le cas de la configuration RO, les évolutions de la résistance en traction et des durées de vie en fonction de l'orientation de chargement convergent ; (ii) une augmentation du rapport de charge peut avoir un impact positif sur la durée de vie du matériau, même si cet effet n'est pas observé dans toutes les situations testées et qu'il semble principalement dépendre de la direction de sollicitation et de la contrainte maximale appliquée.

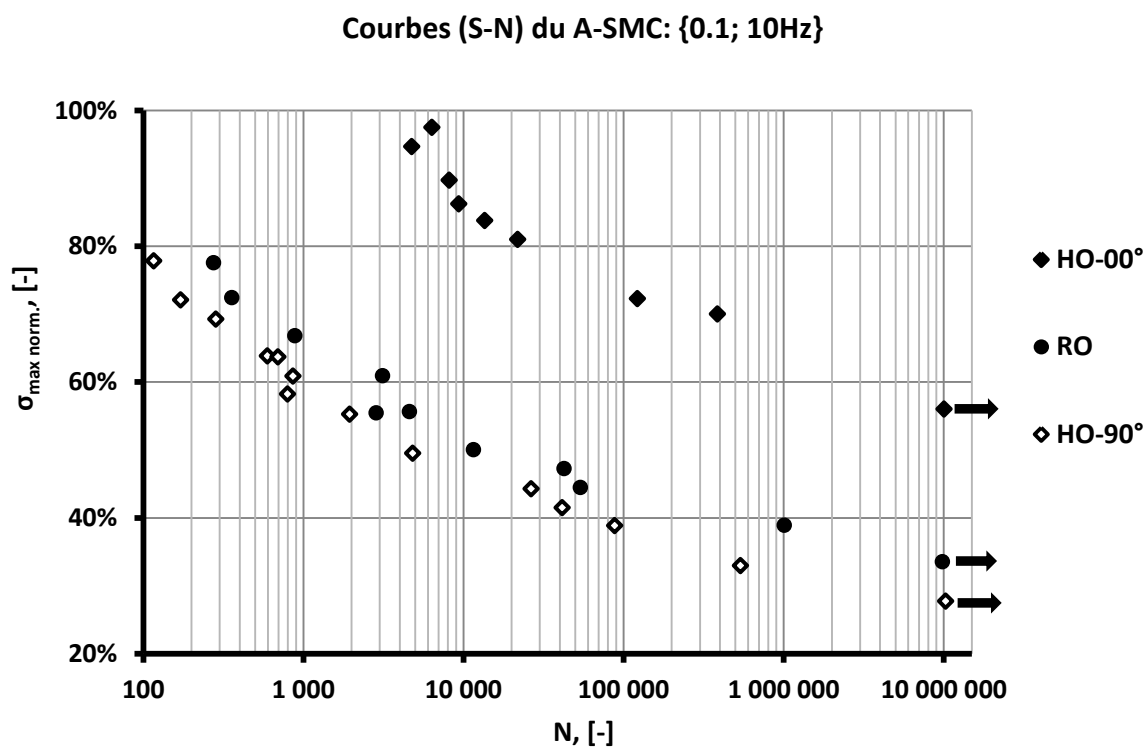
### 3.4.3 Comparaison AC- / A- SMC

De façon analogue avec ce qui fut proposé pour dans la section traitant du comportement sous chargement quasi-statique, les résultats de la caractérisation du comportement en fatigue du AC-SMC sont confrontés à ceux obtenus par Shirinbayan *et. al* pour le A-SMC pour un chargement similaire à l'un de ceux étudiés précédemment (soit une fréquence de 10Hz, un rapport de charge de 0,1 et des essais pilotés en contrainte). Les courbes S-N sont présentées en **Figure 3-43**, les éprouvettes ayant survécu à dix millions de cycles sont marquées d'une flèche.

Si aucune information n'est disponible sur la dispersion des résultats dans les travaux de Shirinbayan *et. al.*, une courbe de Wöhler est tracée pour chacune des orientations concernées, ce qui suggère une faible dispersion des durées de vie en fatigue. En effet, les éprouvettes utilisées par les auteurs présentent un rapport largeur sur longueur de l'éprouvette caractéristique trop faible ( $R = \frac{l_{ZOI}}{L_{mèche}} = \frac{10}{25,4} = 0,25$ ) pour ne pas affecter le calcul des propriétés mécaniques du matériau. Comme discuté dans la section 3.2.2, le module d'élasticité aura tendance à être sous-estimé tandis que la contrainte maximale à rupture aura elle tendance à être surestimée. Ces courbes présentent systématiquement une tendance bilinéaire, de plus les courbes obtenues pour la configuration RO et la HO à 90° sont similaires même si la durée de vie des éprouvettes est systématiquement plus élevée à chargement équivalent. Plus spécifiquement pour la configuration A-SMC RO, on observe un saut de durée de vie de 50 000 à 10<sup>6</sup> cycles lorsque la contrainte maximale appliquée passe de 0.44 à 0.39  $\sigma_{uts}(RO)$ .

De la même façon que pour le AC-SMC, la réponse sous chargement de fatigue en traction-traction est fortement influencée par la configuration du matériau composite : pour une contrainte maximale appliquée de 0.72  $\sigma_{uts}(A - SMC RO)$ , la durée de vie en fatigue observée pour le HO à 90° est de 171 cycles, tandis qu'elle est de 358 cycles pour la configuration RO et de 100 000 pour la configuration HO dans la MMFD. La nature particulièrement dispersive du AC-SMC est un obstacle

pour tracer, en l'état, des courbes de Wöhler. Cela implique de tester un plus grand nombre d'éprouvettes afin de pouvoir mener une analyse statistique robuste des résultats.



**Figure 3-43:** courbes S-N normalisées obtenues avec un rapport de sollicitation de 0,1 à une fréquence de 10Hz pour les configurations HO (0° et 90°) et RO.

### 3.5 Conclusion

La caractérisation du comportement mécanique macroscopique de la nouvelle classe de matériaux composites (AC-SMC) a été conduite au moyen d'essais de traction quasi-statique avec des boucles charges et décharges incrémentales, et d'essais de fatigue en traction-traction. Les effets de l'anisotropie induite par le procédé de thermocompression ont été analysés à travers une étude comparative des deux configurations produites (RO et HO) de ce matériau composite. Pour ces deux configurations, les éprouvettes ont été testées selon trois orientations ( $0^\circ$ ,  $45^\circ$ ,  $90^\circ$ ). Dans le cas des essais quasi-statiques, l'influence du processus de thermocompression et de l'orientation de la microstructure sont étudiés en termes de contraintes maximales à rupture, de modules d'élasticités et d'évolution de l'endommagement macroscopique correspondant à la baisse de la rigidité. Pour la réponse en fatigue du AC-SMC, l'influence de l'orientation des éprouvettes est analysée à travers l'obtention des courbes de fatigue S-N, et de l'évolution de l'endommagement macroscopique en fonction du nombre de cycles effectués. Les résultats expérimentaux obtenus sont comparés avec ceux obtenus sur un matériau composite SMC équivalent, renforcé de mèches de fibre de verre (A-SMC). A partir de ces études, les conclusions suivantes sont tirées :

- Les deux configurations du composite AC-SMC présentent un comportement anisotrope quasi-fragile dans le plan de la thermocompression. Ce résultat ne correspond pas à ce qui est attendu pour un composite à microstructure aléatoire dans le plan. La comparaison avec le comportement établi des SMC et confirmé lors de la caractérisation du A-SMC de type RO, qui présentent eux un comportement isotrope dans le plan, amène à caractériser plus finement la microstructure des AC-SMC RO afin d'établir les relations procédé-microstructure-tenue en service, qui semblent fortement dépendre du type de renfort (verre ou carbone).
- L'analyse de l'évolution de l'endommagement macroscopique du AC-SMC dans la configuration HO révèle que pour les éprouvettes testées selon la MMFD ( $0^\circ$ ), l'endommagement est quasi inexistant avant rupture, tandis que dans les autres orientations, l'endommagement atteint respectivement 0,2 et 0,32 pour le  $45^\circ$  et  $90^\circ$ . Dans le cas de la configuration RO, l'endommagement avant rupture observé dans la MMFD est faible (0,06), tandis que pour les autres angles, il atteint un niveau plus élevé similaire (approximativement 0,18). En outre, les cinétiques d'endommagement mise en évidence par les essais à  $45^\circ$  et  $90^\circ$  sont elles aussi similaires. Enfin, l'évolution de l'endommagement macroscopique présente une évolution en deux temps (initiation et accumulation), et aucune saturation n'a été observée avant la rupture, contrairement à l'évolution de l'endommagement observée pour le AC-SMC RO. Cette conclusion amène à discuter de la pertinence de l'endommagement macroscopique comme mesure de

l'endommagement menant à la ruine du matériau. Une stratégie de modélisation intégrant les mécanismes physiques d'endommagement semble inévitable pour prédire la tenue en service de ces composites.

- La comparaison des deux SMC (A-SMC et AC-SMC) met en évidence une différence accrue, en termes de résistance en traction, entre les configurations RO et HO pour le AC-SMC. Cette différence est particulièrement visible à 45° et 90° pour le AC-SMC. Cette conclusion renforce le besoin de définir un modèle intégrant les informations de la microstructure afin de prédire la tenue en service.
- L'analyse des essais de fatigue (courbes S-N) démontre que, par rapport à l'angle de de chargement, l'évolution de la durée de vie du AC-SMC RO présente la même tendance que celle observée en terme de contrainte maximale. L'augmentation du rapport de charge de 0,1 à 0,4 pourrait se traduire par un accroissement de la durée de vie, même si cette tendance n'est pas observée dans tous les cas (effet de seuil) et cet effet semble principalement dépendre de la contrainte maximale et de la direction de sollicitation. A propos du AC-SMC HO, selon la MMFD, le comportement en fatigue présente les mêmes tendances et un caractère de rupture fragile généralement observées pour un composite unidirectionnel renforcé de fibres de carbone [11][12].
- Enfin, l'évolution macroscopique de l'endommagement du AC-SMC en fatigue présente la même évolution en deux régimes que celle observée lors des essais sous chargement quasi-statiques.

Cette caractérisation du comportement mécanique du AC-SMC en traction met en évidence un point essentiel pour les composites SMC en fonction de la nature de leur renfort (fibres de carbone ou de verre). Le degré d'anisotropie est plus important pour le AC-SMC, du fait de la forte dépendance de ce comportement à la microstructure induite par le procédé de fabrication. En outre, les évolutions de l'endommagement macroscopique des deux SMC (AC-SMC et A-SMC) ont des cinétiques différentes, tout particulièrement l'absence de saturation de l'endommagement dans la configuration RO du AC-SMC par rapport au A-SMC. Ces conclusions sont d'une importance primordiale dans la proposition de modèle micromécanique (Chapitre V : Modélisation du comportement mécanique) pour ces deux composites, lequel doit nécessairement tenir compte de ces différences.



**Bibliographie :**

- [1] Denton D.L. Mechanical properties characterization of an SMC-50 composite. Proceedings of the 34<sup>th</sup> annual technical conference, S.P.I. reinforced Plastics/Composites Institute, New-York, section 11-F, pp. 1-12.
- [2] Dano M-L, Gendron G, Maillette F, Bissonnette B. Experimental Characterization of Damage in Random Short Glass Fiber Reinforced Composites. *J Thermoplast Compos Mater* 2006;19:79–96. doi:10.1177/0892705706055447.
- [3] Shirinbayan M, Fitoussi J, Abbasnezhad N, Meraghni F, Surowiec B, Tcharkhtchi A. Mechanical characterization of a Low Density Sheet Molding Compound (LD-SMC): Multi-scale damage analysis and strain rate effect. *Compos Part B Eng* 2017;131:8–20. doi:10.1016/j.compositesb.2017.08.004.
- [4] Shirinbayan M, Fitoussi J, Meraghni F, Surowiec B, Bocquet M, Tcharkhtchi A. High strain rate visco-damageable behavior of Advanced Sheet Molding Compound (A-SMC) under tension. *Compos Part B Eng* 2015;82:30–41. doi:10.1016/j.compositesb.2015.07.010.
- [5] Shirinbayan M, Fitoussi J, Meraghni F, Surowiec B, Laribi M, Tcharkhtchi A. Coupled effect of loading frequency and amplitude on the fatigue behavior of advanced sheet molding compound (A-SMC). *J Reinf Plast Compos* 2016;731684416682853. doi:10.1177/0731684416682853.
- [6] Shirinbayan M. Etude du comportement mécanique et de l'endommagement de divers matériaux composites SMC soumis à des chargements de type dynamique, fatigue et dynamique post-fatigue. PhD. Thesis, Arts et Métiers ParisTech Paris, 2017.
- [7] Wang SS, Chim ES-M. Fatigue Damage and Degradation in Random Short-Fiber SMC Composite. *J Compos Mater* 1983;17:114–34. doi:10.1177/002199838301700203.
- [8] Wisnom MR. Size effects in the testing of fibre-composite materials. *Compos Sci Technol* 1999;59:1937–57.
- [9] Feraboli P, Peitso E, Cleveland T, Stickler PB, Halpin JC. Notched behavior of prepreg-based discontinuous carbon fiber / epoxy systems. *Compos Part A* 2009;40:289–99. doi:10.1016/j.compositesa.2008.12.012.
- [10] Qian C, Harper LT, Turner TA, Warrior NA. Notched behaviour of discontinuous carbon fibre composites: Comparison with quasi-isotropic non-crimp fabric. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2011;42:293–302. doi:10.1016/j.compositesa.2010.12.001.
- [11] Brunbauer J, Pinter G. On the strain measurement and stiffness calculation of carbon fibre reinforced composites under quasi-static tensile and tension-tension fatigue loads. *Polym Test* 2014;40:256–64. doi:10.1016/j.polymertesting.2014.09.014.
- [12] Brunbauer J, Pinter G. Effects of mean stress and fibre volume content on the fatigue-induced damage mechanisms in CFRP. *Int J Fatigue* 2015;75:28–38. doi:10.1016/j.ijfatigue.2015.01.014.

- [13] Evans AD, Qian CC, Turner TA, Harper LT, Warrior NA. Flow characteristics of carbon fibre moulding compounds. *Compos Part A Appl Sci Manuf* 2016;90:1–12. doi:10.1016/j.compositesa.2016.06.020.
- [14] Nicoletto G, Riva E, Stocchi A. Mechanical Characterization of Advanced Random Discontinuous Carbon/Epoxy Composites. *Mater Today Proc* 2016;3:1079–84. doi:10.1016/j.matpr.2016.03.052.
- [15] Hour K-Y, Sehitoglu H. Damage Development in a Short Fiber Reinforced Composite. *J Compos Mater* 1993;27:782–805. doi:10.1177/002199839302700803.