



HAL
open science

Contribution à l'évaluation de la fiabilité des assemblages QFN et WLP : études thermo- et hygro-mécaniques des résines d'encapsulation

Ariane Tomas

► To cite this version:

Ariane Tomas. Contribution à l'évaluation de la fiabilité des assemblages QFN et WLP : études thermo- et hygro-mécaniques des résines d'encapsulation. Electronique. Université de Bordeaux, 2023. Français. NNT : 2023BORD0460 . tel-04484032

HAL Id: tel-04484032

<https://theses.hal.science/tel-04484032v1>

Submitted on 29 Feb 2024

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

THÈSE PRÉSENTÉE

POUR OBTENIR LE GRADE DE

**DOCTEUR DE
L'UNIVERSITÉ DE BORDEAUX**

ÉCOLE DOCTORALE SCIENCES PHYSIQUES ET DE L'INGÉNIEUR

SPÉCIALITÉ : Électronique

Par Ariane TOMAS

**Contribution à l'évaluation de la fiabilité des assemblages
QFN et WLP : Etudes thermo- et hygro-mécaniques des résines
d'encapsulation**

Sous la direction de : Nathalie MALBERT SAYSSET
co-directrice : Hélène FRÉMONT

Soutenue le 19/12/2023

Membres du jury :

Kaspar M.B. JANSEN	Professeur associé, Université de Delft	Rapporteur
Christian BRYLINSKI	Professeur, LMI Lyon	Rapporteur
Jean-Pierre LANDESMAN	Professeur, Université de Rennes 1	Président du jury
Benoit LAMBERT	Coordinateur R&D, UMS	Examineur
Stéphane CORRIGOU	Expert Technologies, DGA	Examineur
Nathalie LABAT	Professeure, IMS Bordeaux	Examineur
Nathalie MALBERT SAYSSET	Professeure, IMS Bordeaux	Directrice de thèse
Hélène FRÉMONT	Professeure, IMS Bordeaux	Co-directrice de thèse

Membres invités :

Mehdy NEFFATI	Ingénieur, UMS
Christophe GALINDO	Ingénieur, TRT Palaiseau

Remerciements

La réalisation d'une thèse est une expérience incroyable qui peut être longue et compliquée par moment mais qui mérite d'être vécue. Je souhaiterais remercier toutes les personnes qui ont contribué et m'ont accompagné lors de cette thèse. La réalisation de ces travaux n'aurait pas été possible sans votre aide et soutien.

Je tiens avant tout à remercier l'équipe d'encadrement. Un grand merci à mes directrices de thèse Nathalie Malbert et Hélène Frémont pour leur soutien technique et moral. Merci pour votre disponibilité, pour les conversions formelles et informelles et d'avoir fait que cet environnement de travail ait été motivant, exigeant mais tout aussi agréable. Merci à Nathalie Labat pour son temps, son soutien et ses histoires qui m'ont toujours fait sourire. Un grand merci à Benoit Lambert qui par son aide et sa vision m'a permis d'avancer et de sortir de ma zone de confort. Malgré ton agenda de ministre tu as toujours pris le temps pour m'aider et me rassurer quand j'en avais besoin, merci pour tout. Merci au chef Mehdy Neffati pour son grand encadrement moral et pour avoir toujours répondu à mes questions ainsi que pour ses combo raclettes/fondues. Merci à vous pour m'avoir toujours soutenue et poussée à faire mieux.

La moitié de cette thèse a été réalisé à UMS. Je tiens à remercier tous les collègues d'UMS qui ont fait que je garde d'excellents souvenirs des années à Villebon. Je souhaite remercier en particulier les collègues des services de fiabilité, de packaging et du modèle pour leur aide technique et les discussions autour de cafés. Et pour finir merci aux collègues/amis présents et passés d'UMS notamment (liste non exhaustive) : Elodie, Houzefa, Marie (la fille de la sécu), Loïc, Romain, Zaineb, Saif.

Merci aux équipes de TRT Palaiseau, en particulier Christophe Galindo, Wilson Maia et Françoise Gonnet pour m'avoir accueilli dans leurs locaux pour les caractérisations mécaniques.

Je souhaite aussi remercier les techniciens, ingénieurs, professeurs et enseignants chercheurs que j'ai pu côtoyer tout au long de ces années ou au laboratoire IMS. Je tiens à remercier en particulier Jean-Yves Delétage qui m'a apporté une aide immense lors de mes travaux et à toujours répondu à mes demandes extrêmement rapidement. Merci aussi à Isabelle Favre pour les séances brainstorming sur les différentes mesures. Travailler avec vous deux a toujours été extrêmement instructif et toujours très agréable. Je souhaite remercier Serge Destor pour son aide et pour avoir monopoliser de nombreuses heures son atelier. Merci aussi à Bernard Plano pour les analyses MEB-EDX. Et merci à Magali DeMatos pour son aide pour les mesures électriques des jauges.

Je souhaite également remercier les stagiaires à l'IMS qui m'ont tant aidé : Paul Guillung et surtout Corentin Rouleau pour toutes les mesures et qui a longuement attendu et attend toujours les fraises.

Mes remerciements vont aux doctorants du laboratoire IMS avec lesquels j'ai pu travailler et passer d'excellents moments. Tout d'abord merci à mes collègues de bureau fiabilité Florent Loche-Moinet et Elom Akoda avec qui j'ai travaillé dans l'openspace URSS et pour les moments passés en conférence. Merci à mes autres collègues doctorants du groupe fiabilité Vivien, Léo avec qui j'ai beaucoup discuter sur les thématiques d'humidité. Et merci à la team openspace avec fenêtres qui s'est étendu à CSN Léa, Thomas, Duguëti, Jonathan, Hugues, Pierre, Soazig et surtout Matthieu.

J'aimerais exprimer ma reconnaissance envers mes amis et ma famille pour leur soutien constant et leur compréhension tout au long de cette thèse. Vos encouragements et votre présence permanente ont été des sources de motivation essentielles à ma réussite. Je remercie particulièrement mes parents pour leur patience et leur soutien lors de cette thèse. Merci au crew Bordeaux pour les soirées Koh-lanta et les bières au pub. Merci au crew Paris pour les sorties post covid. Merci au crew, ça va je vous aime bien. Et pour finir, merci à la coloc. Merci Caro pour le soutien psychologique, les meilleurs confinements, les soirées bouteilles de blanc, les aprem jeux, les gros et petits chachats et les sorties café Oz, je n'aurai pas pu rêver mieux.

Table des matières

Liste des acronymes	i
Liste des symboles	iii
Introduction générale.....	1
Chapitre I. Approche méthodologique de prédiction de fiabilité	7
I. Introduction	7
II. Technologies d'encapsulation	8
1. Technologie d'assemblage QFN	8
a. Description du boîtier QFN étudié	8
b. Processus d'assemblage du boîtier QFN	9
2. Technologie d'assemblage WLP	11
a. Description du boîtier WLP	11
b. Processus d'assemblage FOWLP	11
3. Résines d'encapsulation pour les technologies QFN et FOWLP	12
a. Composition d'une résine époxy	12
b. Résines pour la technologie d'encapsulation QFN.....	13
c. Résine pour la technologie d'encapsulation WLP.....	15
4. Synthèse	15
III. Mécanismes de vieillissement et modes de défaillances des boîtiers moulés plastiques	16
1. Mécanismes de défaillances thermomécaniques	16
2. Mécanismes de défaillances hygromécaniques	18
IV. Etude des problématiques thermomécaniques et d'humidité	19
1. Objectifs	19
2. Description de la méthodologie.....	20
3. Caractérisation des propriétés physiques	22
a. Propriétés thermiques	23
b. Propriétés thermomécaniques.....	23
4. Evaluation de structures de test pour la validation de modèles.....	25
V. Techniques d'analyses expérimentales	27
1. Calorimétrie différentielle à balayage (DSC).....	27
2. Analyse thermomécanique (TMA).....	28

a.	Préparation d'échantillon	29
3.	Analyses thermomécaniques par flexion 3-points.....	30
a.	Préparation d'échantillons	32
b.	Protocole de mesure	33
4.	Analyses thermomécaniques par traction.....	34
VI.	Conclusion.....	35
Chapitre II. Etude du comportement thermomécanique du composant QFN.....		37
I.	Introduction	37
II.	Analyse structurelle des EMC.....	38
1.	Introduction	38
2.	Microscope Electronique à Balayage (MEB) et description du protocole	39
3.	Observations MEB	41
a.	Grossissement x500.....	41
b.	Grossissement x1000.....	42
4.	Analyse thermogravimétrique (TGA)	43
5.	Synthèse de l'analyse granulométrique	45
III.	Caractérisation des propriétés thermiques.....	46
1.	Protocoles expérimentaux	46
2.	Résultats de l'EMC B.....	47
3.	Résultats de l'EMC A.....	51
4.	Synthèse	52
IV.	Caractérisation des propriétés thermomécaniques	53
1.	Analyse par flexion	54
a.	Résultats en fonction de la température.....	54
b.	Résultats en fonction de la position sur la plaquette	58
2.	Comparaison flexion et traction	59
a.	Essais mécaniques en flexion	59
b.	Essais mécaniques en traction	60
3.	Synthèse	62
V.	Simulation thermomécanique d'un boîtier QFN	63
1.	Description du cas d'étude	63
2.	Présentation du modèle et résultats préliminaires	64
a.	Modélisation du composant.....	64

b.	Propriétés matériaux.....	65
c.	Résultats « préliminaires »	66
d.	Limites du modèle	67
3.	Evaluation avec les propriétés caractérisées.....	67
a.	Propriétés matériaux.....	67
b.	Résultats	68
4.	Synthèse	69
VI.	Conception de jauges de déformation sur substrat III-V	69
1.	Description des jauges.....	69
2.	Méthodologie.....	72
3.	Mesure des jauges sur wafers.....	73
a.	Mesures des résistances de contact.....	73
b.	Mesures des jauges sur wafer	74
4.	Mesures en température des puces Z.....	76
5.	Mesures en température des puces A	78
6.	Synthèse	79
VII.	Conclusion.....	79
Chapitre III. Etude de l'impact de l'humidité sur la fiabilité du composant		81
I.	Introduction	81
II.	Méthodologie de l'étude des contraintes humides sur la fiabilité du composant.....	82
1.	Modélisation de la diffusion de l'humidité dans le composant.....	82
2.	Modélisation de la déformation hygromécanique en fonction de l'humidité.....	83
3.	Caractérisation de l'interface EMC/leadframe en fonction du vieillissement.....	84
III.	Modèles de diffusion de l'humidité.....	84
1.	Diffusion d'humidité fickienne	84
2.	Diffusion non-fickienne	86
3.	Cas de la désorption	87
IV.	Méthodologie expérimentale.....	88
V.	Modélisation de la diffusion d'humidité dans une résine.....	90
1.	Echantillons.....	90
2.	Modélisation de l'absorption.....	91
3.	Influence de la température sur les paramètres de diffusion d'absorption.....	93

a.	Influence de la température sur le mécanisme de diffusion fickien	93
b.	Influence de la température sur le mécanisme de diffusion non fickien	93
c.	Résultats en température	93
4.	Modélisation de la désorption	94
5.	Synthèse	97
VI.	Modélisation de la diffusion de l'humidité dans un plaquette QFN	97
1.	Echantillons	97
2.	Modélisation de l'absorption	100
3.	Influence de la température sur les paramètres de diffusion d'absorption	101
4.	Modélisation de la désorption	102
a.	Modèle « Modified Fick »	102
b.	Modèle « Dual stage »	104
5.	Synthèse	107
VII.	Modélisation de la diffusion de l'humidité dans un boîtier QFN	107
1.	Echantillons	108
2.	Modélisation de l'absorption	109
3.	Influence de la température sur les paramètres de diffusion d'absorption	111
4.	Modélisation de la désorption	112
a.	Modèle « Modified Fick »	112
b.	Modèle « Dual stage »	113
c.	Durée de séchage et humidité résiduelle	115
5.	Comparaison entre QFN et leadframes moulés	115
a.	Absorption	115
b.	Désorption	117
6.	Synthèse	118
VIII.	Vieillessement physique des composés époxy d'encapsulation	119
1.	Vieillessement hygrothermique lors de l'absorption	119
a.	Expansion par l'humidité	119
b.	Propriétés mécaniques	120
2.	Vieillessement thermique lors de la désorption	123
3.	Synthèse	127
IX.	Caractérisation de l'interface	128
1.	Méthode 1	130

2. Méthode 2.....	132
3. Synthèse	134
X. Conclusion.....	135
Conclusions et perspectives	137
Publications scientifiques.....	141
Annexes	142
Références	145
Résumé/Abstract	150

Liste des acronymes

BCB	Benzocyclobutene
BGA	Ball Grid Array
CME	Coefficient of Moisture Expansion
CTE	Coefficient of Thermal Expansion
DAP	Die-Attach Pad
DMA	Dynamic Mechanic Analyser
DSC	Differential Scanning Calorimetry
EDX	Energy-Dispersive X-ray spectroscopy
EMC	Epoxy Mold Compound
FOWLP	Fan-Out Wafer Level Package
HEMT	High-Electron-Mobility Transistor
LNA	Low Noise Amplifier
MEB	Microscope Electronique à Balayage
MMIC	Monolithic Microwave Integrated Circuit
QFN	Quad Flat No-lead
RDL	Redistribution Layer
SiP	System in Package
SoC	System on Chip
TGA	Thermogravimetric Analysis
THB	Thermal Humidity Bias
TMA	ThermoMechanical Analysis
UBM	Under Bump Metallization
VT	Véhicule de Test
WLP	Wafer Level Package

Liste des symboles

Symbole	Nom	Unité
T_g	Température de transition vitreuse	°C
E	Module d'élasticité	GPa
CTE ou α	Coefficient of Thermal Expansion	ppm/°C
$T_{d1\%}$ et $T_{d5\%}$	Température de dégradation à 1 % et 5%	°C
σ	Contraintes	Pa
ε	Déformation	mm/mm
R	Résistance	Ω
L, h, b	Longueur, épaisseur, largeur	m
S	Section	m ²
ρ	Résistivité	Ω/m
RH	Humidité relative	%RH
T	Température	°C
ν	Coefficient de Poisson	
F	Force	N
D	Déplacement	mm/mm
R_{CH}	Résistance de canal	Ω
R_s, R_d	Résistances d'accès de source et de drain	Ω
R_{c-s}, R_{c-d}	Résistances de contact de la source et du drain	Ω
R_c	Résistance de contact	Ω
R_{OWT}	Résistance mesurée sur wafer	Ω
R_{SH}	Résistance carrée du canal	Ω/\square
L_G	Longueur de grille	m
L_{SG}, L_{GD}	Espacements de contact source-grille et drain-grille	m
W_G	Largeur de doigts de grille	m
n	Nombre de doigts de grille	
W_R	Largeur de la résistance active	m
L_R	Longueur de la résistance active	m

$M(t)$	Masse de l'humidité	mg
M_{∞}	Masse de l'humidité à saturation	mg
M_1, M_2, M_{tot}	Masses de l'humidité en absorption (après 1000 h)	mg
$M_{0.1}, M_{0.2}, M_0$	Masses de l'humidité en désorption	mg
D	Coefficient de diffusion	mm ² /s
D_1, D_2	Coefficients de diffusion en absorption	mm ² /s
D_3, D_4	Coefficients de diffusion en désorption	mm ² /s
$C(t)$	Concentration en humidité	mg/cm ³
C_{init}	Concentration en humidité initiale	mg/cm ³
C_{∞}	Concentration en humidité à saturation	mg/cm ³
C_1, C_2, C_{tot}	Concentration en humidité en absorption	mg/cm ³
$C_{0.1}, C_{0.2}, C_0$	Concentration en humidité en désorption	mg/cm ³
D_{exp}, C_{exp}	Facteurs pré-exponentiels du modèle d'Arrhenius	mm ² /s, mg/cm ³
l	Demie épaisseur de l'échantillon	m
V	Volume	cm ³
R^2	Coefficient de corrélation	%
Ea	Energie d'activation	eV
k	Constante de Boltzmann	eV/K
z	Hauteur du couteau de cisaillement	μm

Introduction générale

Une tendance historique dans l'industrie électronique est la miniaturisation des circuits et de leurs boîtiers. On observe aussi une densification de l'intégration de fonctions (à la fois numériques et analogiques) et de puces dans les boîtiers. Aujourd'hui, les boîtiers électroniques se complexifient et font appel à des techniques d'encapsulation avancées. Cela passe par des innovations technologiques tels que l'intégration d'un système complet sur une même puce (SoC) et l'intégration de systèmes dans un même boîtier (SiP).

Le boîtier électronique a pour fonction principale la protection de la ou des puces qu'il contient. Il se doit de protéger le composant dans son entièreté contre les contraintes mécaniques, météorologiques et électriques extérieures. Le boîtier a aussi comme rôle d'alimenter et de distribuer les signaux allant et partant de la puce, ainsi que de dissiper la chaleur venant de la puce. Ainsi la fiabilité du boîtier est primordiale. Des défaillances à son niveau peuvent non seulement dégrader les performances du composant mais aussi, si elles sont critiques, le rendre non-fonctionnel.

Cette thèse s'inscrit dans le périmètre du projet IPCEI SMART3. Les objectifs de SMART3 sont de développer et d'évaluer une nouvelle génération de technologie d'encapsulation 2D et 3D permettant une intégration hétérogène de diverses technologies de semi-conducteurs adaptées aux domaines hyperfréquences ainsi qu'à l'intégration mixte analogique et numérique. Les travaux de cette thèse intègrent le contexte de SMART3 et se concentrent sur l'évaluation de la fiabilité d'un boîtier plus simple pour préparer l'intégration hétérogène prévue.

Cette thèse Cifre est en partenariat entre l'équipe RIAD (fiabilité de systèmes et d'assemblages innovants) du laboratoire IMS de Bordeaux et l'entreprise UMS France. UMS propose des solutions radiofréquences pour plusieurs domaines, principalement les télécommunications, la défense et le spatial, et l'automobile. Ces solutions RF se présentent sous la forme de produits basés sur les technologies arséniure de gallium (GaAs) et nitrure de gallium (GaN) développées en interne. Ces technologies sont utilisées pour concevoir des circuits répondant au cahier des charges du projet SMART3. Elles sont basées sur des substrats III-V dont les propriétés électriques leur permettent de fonctionner à hautes fréquences et fortes puissances. Pour comprendre les problématiques de l'encapsulation de circuits III-V, un point de rappel est effectué sur les technologies GaAs et GaN.

La technologie GaAs cible les domaines d'application des hautes fréquences car ce matériau a l'avantage d'avoir une mobilité d'électrons élevée et une vitesse de saturation plus importante que celle du silicium. Son champ de claquage également plus élevé que celui du silicium permet

d'accéder à des puissances supérieures. Cette technologie est particulièrement adaptée pour des composants tels que des amplificateurs à faible bruit LNA (Low Noise Amplifier).

Depuis les années 1990, le développement se tourne vers le GaN, matériau à large bande interdite, particulièrement intéressant pour son utilisation dans les applications optoélectroniques mais également pour des applications électroniques à haute fréquence et forte puissance. En effet, le GaN bénéficie d'une largeur de bande interdite trois fois supérieure à celle du silicium, ce qui permet aux composants de supporter des champs électriques importants. Les hétéro-épitaxies à base de GaN sont réalisées sur des substrats de substitution tel que le carbure de silicium (SiC). La forte conductivité thermique du SiC favorise ainsi la dissipation thermique améliorant la robustesse de cette technologie.

Les circuits en technologie GaN et GaAs ont été historiquement encapsulés en boîtiers métalliques ou en céramique. Ce sont des boîtiers utilisés pour leur capacité à évacuer la chaleur, ainsi que pour leurs propriétés isolantes et d'impédance adaptées pour des applications RF. En revanche, ce sont des boîtiers encombrants et relativement chers. Aujourd'hui, on retrouve de plus en plus ces circuits encapsulés en boîtiers plastiques.

En effet, l'arrivée des polymères a révolutionné les technologies d'encapsulation. Présentement, la majorité des composants microélectroniques sont encapsulés dans des résines polymères. Même les domaines les plus exigeants comme la défense et le spatial se tournent vers ces technologies, attirés par leur attractivité en matière de prix, de taille et de poids pour leurs applications.

On peut distinguer deux principales familles de boîtiers plastiques employées pour l'encapsulation de puces GaAs et GaN-sur-SiC : ceux à base de leadframe moulés de type Quad Flat No-lead (QFN) et les nouveaux concepts de Wafer Level Package (WLP). On différencie ces deux technologies principalement par leur méthode de fabrication et leur méthode de report. Une grande majorité des composants électroniques sont encapsulés individuellement après la découpe du wafer pour être ensuite reportés un à un, ce qui est le cas des QFN. Mais il est aussi possible d'encapsuler le composant directement sur le wafer de puces, cette méthode est le WLP, ce qui permet d'obtenir une taille de composant proche de la taille du circuit encapsulé. Dans le cas de la technologie d'encapsulation Fan-Out Wafer Level Package (FOWLP), les puces sont découpées et reportées sur un nouveau wafer de transition avant le moulage, ce qui permet d'augmenter le nombre d'entrées/sorties du boîtier par l'addition de résine d'encapsulation en périphérie de la puce.

Le boîtier FOWLP peut être qualifié de complexe quand le QFN est relativement simple. La puce est moulée dans une résine époxy chargée (EMC), le système d'interconnexion est ensuite ajouté sur la face active de la puce. Le report se fait par billes de brasure directement montées sur le boîtier. Elles sont connectées à la puce par un réseau de redistribution (RDL) composé de fines couches de lignes métalliques et de matériaux diélectriques, représentés sur la Figure 0-1 (a). Cette solution d'interconnexion propose un chemin court au signal permettant donc de limiter les pertes

et les signaux parasites. Ceci est particulièrement important lors de l'intégration de MMICs (circuit intégré monolithique hyperfréquence).

De son côté, la technologie d'encapsulation QFN est populaire en raison d'un coût relativement bas et d'une bonne dissipation thermique. Dans sa version la plus simple, il est composé d'un « leadframe » sur lequel est reporté une puce par l'intermédiaire d'un adhésif « die-attach », les interconnexions se font par câblage filaire entre la puce et les pattes du leadframe, le tout est ensuite moulé par un EMC comme représenté sur la Figure 0-1 (b). Le point limitant est le câblage filaire qui introduit des inductances parasites qui augmentent avec la fréquence.

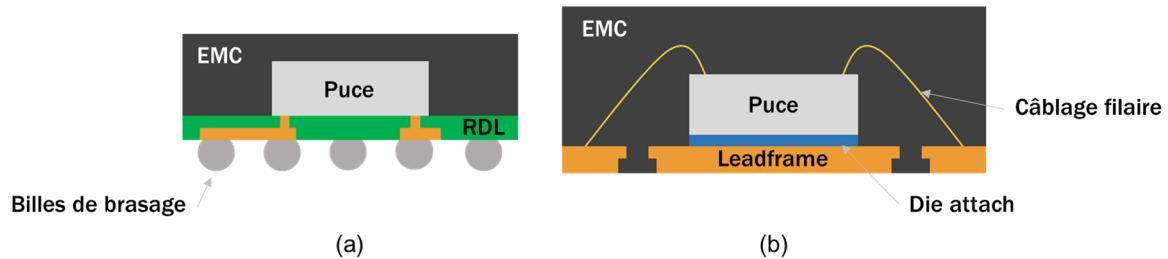


Figure 0-1. Vues en coupe simplifiées des boîtiers FOWLP (a) et QFN (b)

Lors de leur fonctionnement, les circuits en technologies GaAs et GaN peuvent être le siège de phénomènes d'auto-échauffement. Le composé d'encapsulation plastique est un obstacle à la dissipation de la chaleur car sa conductivité thermique est faible. Dans le boîtier QFN, la dissipation thermique est facilitée par le plot métallique sur lequel est reportée la puce par sa face arrière. Dans les technologies comme les BGA (Ball Grid Array) ou FOWLP, il est possible d'intégrer un dissipateur thermique dans la résine, et d'optimiser la dissipation par le RDL. Cet aspect thermique influe aussi sur les choix des matériaux, en particulier les polymères de l'assemblage qui peuvent se dégrader à hautes températures.

Ce choix de matériaux a une forte influence sur la fiabilité du composant. En effet, lors de sa vie, il subit des fluctuations thermiques dépendant de son profil de mission. Ces variations peuvent être dues à son environnement mais aussi à son propre échauffement lors de son fonctionnement. L'interaction des différents matériaux en fonction de la température est à l'origine de contraintes thermomécaniques.

Ces contraintes sont principalement dues au déséquilibre (ou inadéquation) des coefficients d'expansion thermique (CTE) des puces, du composé d'encapsulation et du substrat sur lequel repose la puce ainsi qu'aux valeurs du module d'élasticité (ou module d'Young) de ces matériaux. L'inadéquation des CTE impose des contraintes et des déformations au composant. Le symptôme le plus visible est le gauchissement, qui est la déformation du composant se courbant lors du processus de fabrication du boîtier ou lors de sa vie, sous contraintes thermomécaniques. Les défaillances liées à ce gauchissement et aux contraintes thermomécaniques sont la création de fissures ou de délaminages aux interfaces : quand les contraintes sont plus fortes que la force d'adhérence des interfaces, des délaminages se forment. Le risque de défaillance est accentué lors d'une intégration hétérogène à cause de la différence de propriétés thermomécaniques des puces.

Les composés EMC composent la majeure partie des boîtiers QFN et FOWLP. Ils ont une influence majeure sur le comportement thermomécanique d'un boîtier. Une compréhension de leurs comportements est primordiale pour appréhender leur impact sur la fiabilité du composant encapsulé. Le comportement des polymères réticulés est fortement dépendant de la température. Celle-ci entraîne des transitions de comportement et des dégradations à très hautes températures. La plus importante est la transition vitreuse, on note T_g la température de transition vitreuse : en dessous de cette température le polymère est à l'état solide et au-dessus de la T_g , il est dans un état caoutchouteux. Le passage de cette température entraîne des variations importantes des propriétés mécaniques, principalement du CTE et du module d'élasticité. Une des problématiques associées à ces matériaux est que les propriétés thermomécaniques des EMC sont bien moins connues que celles des semi-conducteurs et métaux. De plus, il existe une multitude de composés d'encapsulation et les variations de procédé de fabrication offrent une large gamme de valeurs de propriétés thermomécaniques.

Une seconde problématique est le comportement de ces matériaux face à l'humidité. Comme rappelé précédemment, les boîtiers plastiques sont avantageux en termes de taille, poids et coûts comparés à des boîtiers hermétiques tels qu'en métal ou céramique. Cependant, les polymères sont des matériaux hydrophiles : la matrice d'époxy absorbe les molécules d'eau. Un boîtier plastique assure donc une faible protection contre l'humidité. La diffusion de l'humidité dans le boîtier peut causer de nombreuses défaillances telles que de la corrosion ou de la migration électrochimique au niveau de la puce et des différents métaux. De plus, l'interaction de l'humidité avec les chaînes polymères a de nombreux effets sur la structure de la résine d'encapsulation et génère des contraintes et des gauchissements hygromécaniques pouvant engendrer des défaillances similaires à celles décrites pour les contraintes thermomécaniques.

Dans ce contexte, il est important de comprendre comment l'interaction entre la résine d'encapsulation et les puces influe sur la fiabilité du composant et peut mener à des défaillances. Dans ce manuscrit, nous nous concentrerons sur les défaillances engendrées par les variations de température et par l'absorption de l'humidité dans le boîtier. Deux EMC sont couramment employés pour l'encapsulation QFN à UMS et un est étudié pour la technologie FOWLP dans le projet SMART3. Les objectifs de ces travaux sont aussi de déterminer l'influence du choix de résine d'encapsulation et donc des propriétés matériaux sur le comportement thermomécanique et hygromécanique du composant. Il s'agit donc d'établir une méthodologie d'étude de ces comportements par l'analyse des résines d'encapsulation.

Ainsi, ce mémoire est divisé en trois chapitres.

Dans le chapitre 1, nous présenterons les méthodes utilisées pour étudier les problématiques décrites précédemment. En premier lieu, les résines utilisées et les boîtiers fournis par UMS seront présentés. Les principaux modes de défaillances thermo- et hygromécaniques observés pour ces technologies d'encapsulation sont ensuite passés en revue. La méthodologie pour étudier les comportements associés aux variations de température et l'absorption de l'humidité menant à ces

défaillances sera ensuite décrite. Pour finir, nous présenterons les propriétés des matériaux ainsi que les méthodes d'analyses pour les caractériser.

Le second chapitre traite de l'analyse thermomécanique du composant en se basant principalement sur des caractérisations physico-chimiques des différentes résines étudiées. Les résultats des caractérisations sont ensuite pris en compte pour modéliser le comportement thermomécanique du composant entier. La déformation du composant est aussi étudiée par le développement de capteurs basés sur les technologies UMS.

Le troisième et dernier chapitre aborde la diffusion de l'humidité dans les résines d'encapsulation ainsi que dans le boîtier entier. Les modèles de diffusion pour l'absorption et la désorption sont établis. Le vieillissement physique des EMC dû à l'humidité est aussi étudié. Enfin, une analyse de l'influence de la diffusion de l'humidité dans le boîtier sur les interfaces est présentée.

Chapitre I. Approche méthodologique de prédiction de fiabilité

I. Introduction

Nos travaux se concentrent sur l'évaluation de la fiabilité d'un boîtier QFN fabriqué par UMS ainsi que de boîtiers WLP développés dans le cadre du projet SMART3. Trois résines d'encapsulation différentes seront étudiées. Afin de mener à bien cette étude, il est primordial d'introduire ces objets ainsi que les matériaux qui le composent et en particulier de comprendre ce que l'on nomme communément résine d'encapsulation.

Lors de leur fonctionnement, ces composants sont soumis à des environnements sévères. Ces contraintes extérieures peuvent provoquer des défaillances prématurées. Ainsi, les conditions en température et en humidité génèrent des contraintes importantes dans la résine d'encapsulation pouvant mener à des fractures du matériau ou de ses interfaces.

Deux méthodes peuvent être utilisées pour réduire le risque d'apparition de défaillances. La première est de réaliser des tests de vieillissement accéléré et des analyses de défaillances physiques. Si des défaillances prématurées sont observées, des actions correctives sont effectuées et la phase de test est renouvelée pour vérifier qu'elles n'apparaissent plus. La seconde méthode est d'identifier les zones les plus fragiles du boîtier à l'aide d'outils numériques afin de mener des actions correctives lors de la phase de conception. Dans ce chapitre, nous proposons une méthodologie combinant les deux, basée sur la méthodologie générale présentée dans [1]. Elle sera appliquée sur les boîtiers QFN afin de développer les méthodes d'analyses expérimentales pour ensuite être appliquées aux objets plus complexes que sont les boîtiers FOWLP.

Pour répondre aux questions posées dans l'introduction générale, dans ce chapitre nous allons introduire les technologies d'assemblage QFN et FOWLP étudiées et leurs procédés de fabrication ainsi que les résines d'encapsulation époxy. Dans un deuxième temps, ce chapitre présente les principales défaillances de ces boîtiers. Nous présentons ensuite les méthodologies employées dans ce manuscrit pour étudier la fiabilité du composant. Les propriétés matériaux à caractériser pour mener à bien ces études sont alors décrites. Pour finir, les techniques d'analyse utilisées sont présentées.

II. Technologies d'encapsulation

1. Technologie d'assemblage QFN

a. Description du boîtier QFN étudié

Le boîtier QFN étudié est issu d'une plateforme QFN d'UMS. Il existe plusieurs plateformes QFN variant en tailles de boîtiers et de puces. Ce boîtier étudié a une dimension de $5 \times 5 \text{ mm}^2$ et une épaisseur de $850 \mu\text{m}$ avec 32 plots ou pattes de report. Différents matériaux interviennent dans l'assemblage comme représentés sur la Figure I-1. Il intègre une puce GaN-sur-SiC rectangulaire d'environ $3,3 \times 2,7 \text{ mm}^2$ dont l'épaisseur est comprise entre 70 et $100 \mu\text{m}$.

La face active de la puce (face avant) est connectée à sa face arrière par des vias métallisés qui permettent la mise à la masse. La face arrière est aussi entièrement métallisée d'une faible épaisseur entre 5 et $10 \mu\text{m}$. Les métallisations dont celle de la face arrière et les plots pour reporter les fils de câblage sont en or, matériau choisi pour sa durabilité et sa forte conductivité thermique.

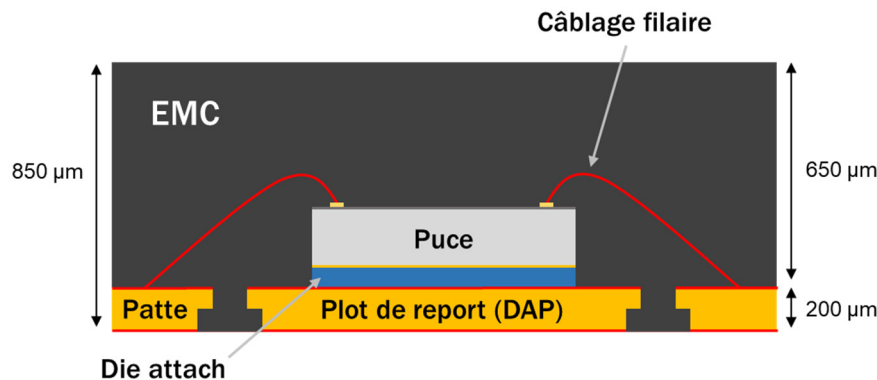


Figure I-1. Illustration du boîtier QFN et de ses matériaux

La puce repose sur le « leadframe » par l'intermédiaire du « die-attach », un matériau adhésif sous la forme d'une pâte frittée de particules d'argent. Il permet ainsi la conduction thermique pour dissiper la chaleur générée lors du fonctionnement du circuit et la conduction électrique pour le report de la masse.

Le « leadframe » est une feuille métallique d'une épaisseur de $200 \mu\text{m}$ qui a été gravée pour obtenir une grille sur laquelle on distingue les éléments principaux pour le report des puces : le plot de report central (ou DAP : « die-attach pad ») et les pattes du leadframe permettant les interconnexions électriques. Ces éléments sont gravés pour dessiner une marche à mi-hauteur. Le métal utilisé est un alliage principalement composé de cuivre et recouvert d'une fine couche de Ni/Pd/AuAg pour prévenir l'oxydation du cuivre et permettre une meilleure accroche de l'adhésif et des fils de câblage qui sont en or.

Le tout est complété par l'EMC, qui enrobe la puce et le câblage filaire et remplit les lacunes dans la grille de « leadframe » pour protéger mécaniquement l'assemblage et apporter une barrière à la propagation de l'humidité jusqu'à la puce.

b. Processus d'assemblage du boîtier QFN

La fabrication de ce boîtier QFN est basée sur la grille (ou « strip ») de leadframe. Cette grille contient les emplacements pour 400 QFN, distribués en 4 plaquettes de 10x10 composants, comme on peut le voir sur la Figure I-2 (a). La grille de leadframe complète est tout d'abord positionnée sur un film adhésif pour faciliter la manipulation. Le « die-attach » est ensuite déposé sur chaque plot de report central du leadframe. Après découpe du wafer, les puces sont prélevées et reportées sur cette pâte. L'étape suivante est son recuit pour finaliser le maintien de la puce à son emplacement.

Une étape de nettoyage au plasma est ensuite réalisée pour assurer une surface des plots de report saine et sans impuretés pour préparer le processus de câblage. Il s'effectue par « ball bonding » en thermocompression des plots de la puce vers les pattes du leadframe.

Il existe plusieurs méthodes d'encapsulation par EMC. Dans le cas de QFN, le procédé de moulage par transfert est utilisé. Afin de le préparer, une nouvelle étape de nettoyage est réalisée. Ensuite, la résine époxy, sous la forme de pellets, est chauffée puis injectée dans le moule où se trouve l'assemblage. L'injection est effectuée en deux points en bas de chaque plaquette comme illustré en Figure I-2 (b). Le procédé se fait sous vide pour retirer les bulles d'air. La chaleur permet au composé polymère de se fluidifier et de couvrir toute la surface du leadframe de manière homogène. Après la phase d'injection, l'assemblage subit un recuit pour durcir la résine. L'assemblage est soumis à 180°C pendant 90 secondes, c'est la première phase de réticulation de l'EMC.

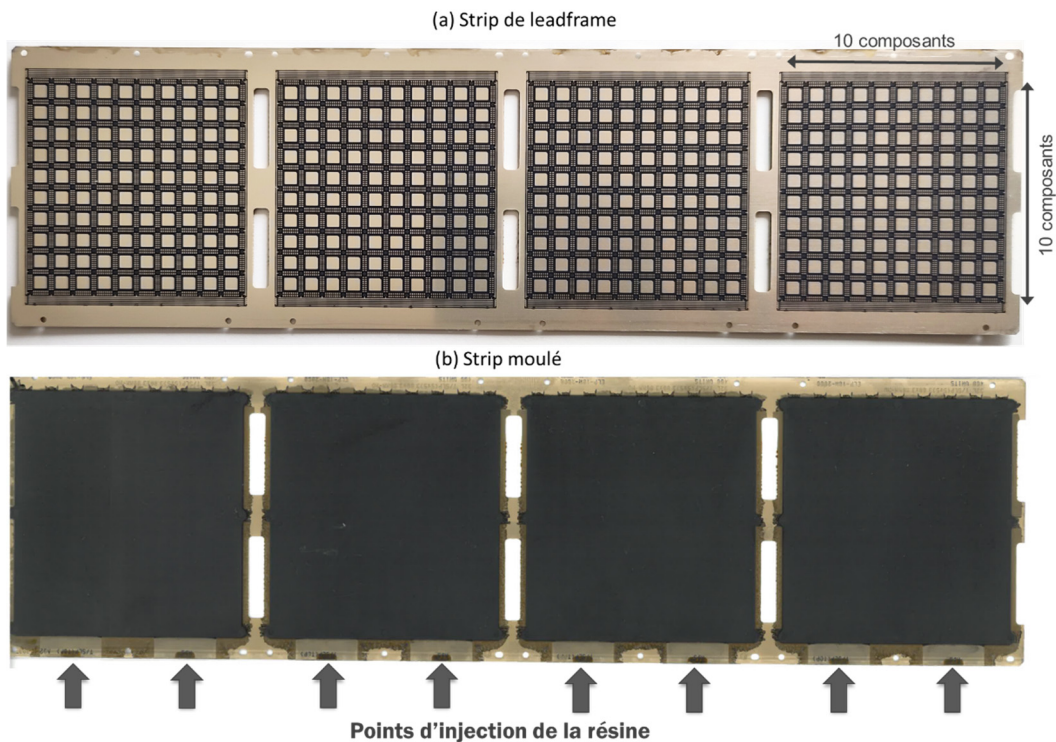


Figure I-2. Strip moulé avant découpe des QFN

Les leadframes moulés sont ensuite enlevés du moule puis marqués sur leur face supérieure au laser. Une seconde étape de recuit est ensuite réalisée pour achever et stabiliser la réticulation des polymères de l'assemblage à 175°C pendant 6 h. L'assemblage est retiré du film adhésif, et pour finir, est découpé pour obtenir les boîtiers QFN de 5x5 mm² comme illustré sur la Figure I-3.

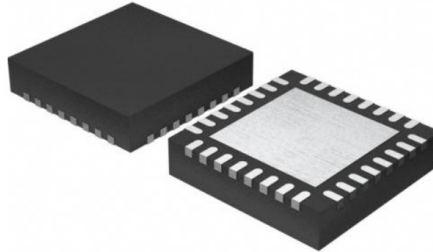


Figure I-3. QFN 5x5 mm² avec 32 pattes

Ce processus d'assemblage génère des contraintes dans le boîtier avant même sa mise en fonctionnement. Les principales contraintes d'assemblage sont générées après les phases de recuit du « die-attach » et de l'EMC. A la température de polymérisation, l'assemblage n'est pas contraint. Cependant, lors du refroidissement, le « die-attach » dans un premier temps, puis le composé d'encapsulation, se figent et leurs interactions avec les matériaux de l'assemblage ayant des propriétés thermomécaniques différentes contraignent voire déforment le boîtier. Les valeurs de CTE et module d'Young des matériaux du QFN sont présentés Tableau I-1. Le CTE (coefficient d'expansion thermique) caractérise la déformation en température d'un matériau quant au module d'Young il caractérise sa rigidité. Ils seront plus précisément définis dans la partie IV.3. Pour la puce, seules les propriétés mécaniques du substrat SiC sont prises en compte, le GaN n'étant qu'une infime partie de la puce. On note que le SiC a un module d'Young élevé. C'est donc un matériau qui va peu se déformer et générer des contraintes importantes.

Tableau I-1. Propriétés thermomécaniques des matériaux du boîtier QFN

	CTE (ppm/°C)		Module d'Young (GPa)
SiC	4,5		450
Leadframe	17,6		125
Die attach	23		17
EMC A	7 (CTE ₁)	34 (CTE ₂)	29
EMC B	8 (CTE ₁)	40 (CTE ₂)	27

2. Technologie d'assemblage WLP

a. Description du boîtier WLP

Dans le cadre du projet SMART3, le choix de boîtier s'est porté sur des FOWLP intégrant plusieurs puces et fonctions. Dans cette partie, nous présentons un boîtier qui intègre deux puces : une puce de technologie GaN-sur-SiC et une de technologie GaAs. Il est décrit Figure I-4.

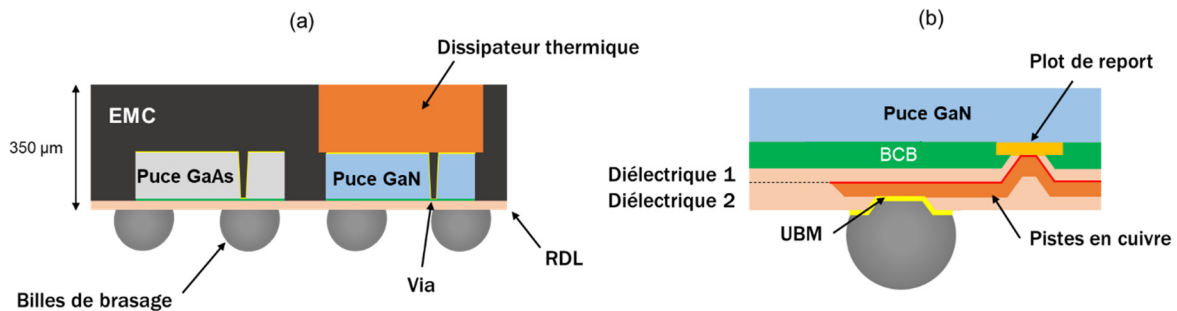


Figure I-4. (a) Boîtier FOWLP (b) Principaux éléments composant le RDL

Ce boîtier a une épaisseur de 350 µm et a des côtés de 4 mm. Les deux puces ont leur face active vers le bas, directement connectée au réseau de redistribution des entrées et sorties (RDL). Le RDL est un niveau de métal liant un plot de report de la puce à une sortie électrique du boîtier. Dans un boîtier WLP, il peut y avoir plusieurs niveaux de RDL séparés de couches diélectriques afin d'avoir une plus grande densité d'interconnexions.

Le report du boîtier se fait avec des billes de brasage. Elles sont connectées au RDL par l'intermédiaire d'une métallisation appelée UBM (« Under Bump Metallization ») dont le rôle principal est d'améliorer la résistance de l'assemblage aux contraintes et en particulier de l'interface piste/bille.

Grâce au RDL, le chemin électrique est court. Cela assure de meilleures performances thermiques et électriques que dans un boîtier standard avec un câblage filaire, en particulier pour des applications à hautes fréquences.

Dans notre cas, la puce GaN-sur-SiC est prévue pour des applications à forte puissance. Pour évacuer la chaleur générée par l'auto échauffement du circuit, un dissipateur thermique en cuivre est placé au dos de cette puce. Pour finir, comme dans le cas du QFN, les puces ainsi que ce dissipateur thermique sont enrobés par un EMC.

b. Processus d'assemblage FOWLP

Plusieurs méthodes d'assemblage sont employées pour fabriquer des boîtiers FOWLP. Dans ce cas-ci, le choix s'est porté sur une méthode de « Chip first - Face down » où l'assemblage est fait autour de la puce positionnée face active vers le bas. On y oppose généralement la méthode de « RDL first » où le réseau de redistribution est formé en premier et ensuite la puce y est reportée.

Le processus d'assemblage commence par le placement des puces face vers le bas sur un support temporaire circulaire par l'intermédiaire d'un film adhésif double face. Il y a autant de paires

de puces que de boîtiers souhaités sur ce support. Un adhésif avec une bonne conductivité thermique est alors placé sur la face arrière de la puce GaN-sur-SiC et le dissipateur thermique y est placé. Une étape de recuit de l'adhésif est effectuée pour maintenir le dissipateur en place lors de l'étape de moulage.

Le moulage est effectué par compression. La résine est sous forme liquide et est déposée au centre du support. Le procédé de compression se fait ensuite sous vide et avec une température autour de 125°C, comme pour le procédé de transfert lors de la fabrication des QFN, afin de répartir la résine de manière homogène sur le support. Ensuite, l'assemblage va subir un recuit pour durcir la résine.

On obtient donc un assemblage de puces moulées dans la résine. Après le durcissement de la résine d'encapsulation, il est possible d'amincir l'assemblage en venant polir l'EMC. Dans le cas du boîtier présenté Figure I-4, l'assemblage est poli pour obtenir une épaisseur de résine de 350 µm et pour faire apparaître le dissipateur thermique.

On peut, à ce moment-là, retirer le support et son adhésif pour exposer les faces actives des puces. Le RDL est ensuite créé sur cette face en trois étapes : la lithographie du premier diélectrique, la création des pistes de cuivre et une nouvelle étape de lithographie du second diélectrique. Les dernières étapes de cet assemblage sont le dépôt des billes et leur brasure ainsi que la découpe des boîtiers à leurs tailles définitives.

Chaque couche de diélectrique doit être polymérisée après son dépôt. Comme lors du procédé d'assemblage QFN, les étapes de recuits des polymères sont la source des principales contraintes et gauchissement générés lors de la fabrication des boîtiers. Dans cet assemblage, nous avons un plus grand nombre de matériaux que dans le cas d'un QFN. Nous avons aussi plusieurs polymères dont le principal est la résine d'encapsulation qui enrobe les puces, le dissipateur thermique et sur lequel est déposé le premier diélectrique.

3. Résines d'encapsulation pour les technologies QFN et FOWLP

a. Composition d'une résine époxy

La résine d'encapsulation époxy ou EMC est un composé polymère de la catégorie therm durcissable. Ces matériaux se solidifient de manière irréversible sous l'effet de la chaleur. Lors des phases de recuit, les chaînes du polymère vont se lier, former un réseau réticulé et se rigidifier, phénomène appelé la polymérisation. Il ne peut être détruit que par un apport de chaleur important.

Ce que nous allons nommer résine ou EMC dans cette étude n'est pas uniquement composé d'époxy. Des additifs sont ajoutés à la résine pour modifier ses propriétés. Ce sont principalement des charges inertes et en général ce rôle est donné à des grains de silice (du dioxyde de silicium SiO₂). Dans l'EMC, on compte aussi divers agents en très faible quantité comme des retardateurs de flamme ou des catalyseurs.

Le taux de silice dans les matériaux varie selon les applications. Pour des composés destinés à du remplissage d'interstices entre les billes de brasure (de type « underfill »), il est d'environ 50 % alors que pour un EMC la proportion de charges est autour de 90 %, pour 10 % de résine époxy. Ces particules et leur taux dans la résine ont donc un rôle important dans le comportement d'un EMC. Nous allons regarder en détail comment ces charges influencent les propriétés thermomécaniques et hygromécaniques du composé.

Ces charges inertes sont ajoutées pour améliorer les propriétés mécaniques du polymère. Elles ont un CTE très faible, autour de 0,6 ppm/K alors que l'époxy seul a un CTE élevé plutôt de l'ordre de 60 ppm/K [2]. En ajoutant la silice à l'époxy, le CTE diminue drastiquement pour tomber à une valeur d'une dizaine de ppm/K. Cela permet d'obtenir un matériau d'encapsulation avec un CTE proche de ceux du reste de l'assemblage et donc de réduire les contraintes générées par les différences de CTE.

La même logique est respectée pour les propriétés mécaniques telles que le module d'élasticité, ou pour des propriétés thermiques telles que la conductivité thermique. Ces deux propriétés ont des valeurs plus importantes dans les charges de silice que dans la résine époxy. Rajouter ces charges vient augmenter la valeur du module d'élasticité et va améliorer la conductivité thermique du matériau composite. La silice est un matériau très rigide et dur, il va aussi venir renforcer mécaniquement l'EMC.

Tania Braun [3] a aussi montré que la présence de charges microscopiques de silice réduit la quantité d'humidité absorbée mais ne fait pas varier la vitesse de diffusion de l'humidité dans le matériau. Cependant, ces deux paramètres varient avec la nature et la taille des charges.

Lors du moulage de la résine d'encapsulation, il faut ainsi faire attention à la taille et à la répartition des charges dans l'objet moulé pour éviter des différences de comportement de l'EMC en fonction des composants. Les techniques de moulage influent sur la répartition de ces charges dans les échantillons.

b. Résines pour la technologie d'encapsulation QFN

Deux résines sont considérées pour le moulage des QFN étudiés. Elles sont toutes les deux fournies par le même fabricant et seront nommées EMC A et EMC B. La résine A est composée :

- d'une résine époxy ;
- d'une résine phénolique, l'agent durcisseur ;
- du noir de carbone qui donne cette couleur noire au boîtier et protège les puces des effets de la lumière ;
- de charges de silice.

La résine B est plus complexe car deux résines époxy différentes sont utilisées avec une résine phénolique, de l'hydroxyde de métal, du noir de carbone, ainsi que trois références de charges

de silice se différenciant par leur taille. Il n'est pas surprenant de retrouver plusieurs références de particules de silice. Un EMC est souvent constitué de charges de tailles différentes pour obtenir un compromis entre la viscosité et l'homogénéité des particules dans le composé.

Une analyse par spectroscopie de rayons X à dispersion d'énergie (EDX) a été réalisée au laboratoire IMS. Cette analyse a confirmé ces compositions et a identifié l'hydroxyde de métal comme étant de l'hydroxyde d'aluminium qui est typiquement utilisé comme retardateur de flamme.

Le fabricant des deux résines fournit aussi certaines propriétés thermiques et mécaniques. Elles sont référencées dans le Tableau I-2. La principale différence entre les deux résines se situe au niveau des propriétés thermomécaniques. En effet, les deux CTE de la résine B sont plus élevés et la valeur de la température de transition vitreuse T_g est aussi plus importante de 5°C que celle de la résine A. Les données mécaniques sont obtenues par tests de flexion pour des températures au-dessus et au-dessous de la T_g . On note peu de différence au niveau des valeurs du module d'élasticité. En revanche, la résistance à la flexion est plus haute pour la résine A ce qui signifie que la rupture de l'EMC B se produit à plus faibles contraintes.

Tableau I-2. Propriétés données par le fabricant des résines pour QFN

Propriétés matériaux		EMC A	EMC B
CTE ₁ (ppm/K)	$T < T_g$	7	8
CTE ₂ (ppm/K)	$T > T_g$	34	40
T_g (°C)		135	140
Conductivité thermique (W/m.°C)		1	1
Résistance à la flexion (MPa)	25°C	190	160
	260°C	28	22
Module de flexion (GPa)	25°C	29	27
	260°C	0,9	0,7
Densité		2,04	2,02

Ces propriétés sont données pour les conditions de polymérisation standard suivantes : le procédé de transfert s'effectue à une pression de 8 MPa à une température de 180°C, la première phase de réticulation dure 90 s puis le recuit se déroule pendant 6 h à 175°C. Ces conditions correspondent à la fabrication des QFN décrits précédemment. Cependant, selon les variations de procédés et le vieillissement dû au stockage ou au transport des composants, la réticulation peut se poursuivre et les propriétés sont amenées à changer.

c. Résine pour la technologie d'encapsulation WLP

Un troisième EMC est inclus dans cette partie, l'EMC C. Cette résine provient de la plateforme WLP de SMART3. Pour cette résine, le fabricant fournit des informations sur les charges contenues dans la résine. Le taux de charge est annoncé comme étant 88 % et la taille maximale des charges est de 55 μm .

Les données fabricants de l'EMC C sont référencées dans le Tableau I-3.

Tableau I-3. Données fabricants de l'EMC C

Propriétés matériaux		EMC C
CTE ₁ (ppm/K)	$T < T_g$	8
CTE ₂ (ppm/K)	$T > T_g$	34
T _g (°C)		165
Module de flexion (GPa)	25°C	22
Densité		2,00

4. Synthèse

Les deux boîtiers étudiés dans cette thèse ont été présentés ainsi que leurs procédés de fabrication. Le boîtier FOWLP est avantageux en matière de sa taille et d'intégrité des signaux électriques grâce au RDL. Il permet, en effet, d'éviter le câblage filaire, d'avoir un chemin électrique court ainsi qu'une densité d'interconnexion plus importante qu'avec le boîtier QFN. Cependant, sa fabrication ajoute un nombre d'étapes important. Le procédé d'assemblage en est plus complexe. De plus, ces boîtiers FOWLP comportent un nombre de matériaux importants en particulier avec l'intégration hétérogène proposée.

Les étapes de moulage sont aussi différentes pour les deux boîtiers. Les deux technologies d'encapsulation utilisent une méthode par compression. La résine pour les boîtiers QFN est sous forme de pellets et est injectée en bas d'une plaquette de forme carrée avant d'être compressée. Quant à la résine pour l'encapsulation FOWLP, elle sous forme liquide et est déposée au centre du support circulaire avant d'être compressée. Ces différences peuvent mener à des répartitions non homogènes de la résine et de ses charges sur le support utilisé. Cela peut donc mener à des taux de charges différents en fonction de la position des boîtiers lors de leur fabrication.

Dans la section suivante, nous allons présenter les principaux mécanismes de défaillances rencontrés dans le cas des boîtiers moulés plastiques, en particulier les défaillances liées aux comportements thermomécaniques et hygromécaniques des composants.

III. Mécanismes de vieillissement et modes de défaillances des boîtiers moulés plastiques

Ces composants sont destinés à des utilisations dans de multiples domaines : les télécommunications, l'automobile, l'espace, l'aéronautique ainsi que la sécurité. Ils peuvent donc être soumis à des environnements sévères avec des conditions météorologiques variées (hautes températures, grandes variations de température et atmosphères humides) et à des contraintes mécaniques (vibrations et chocs). Dans le cadre du projet SMART3, la robustesse par rapport à l'environnement est évaluée. Cela comprend :

- la tenue mécanique des composants soumis à des températures extérieures allant jusqu'à 85°C en fonctionnement et des pics occasionnels à plus hautes températures ;
- la protection de ces composants à l'humidité.

Lors de l'utilisation ou du stockage de ces composants, les contraintes environnementales peuvent provoquer des mécanismes de vieillissement. Les mécanismes de défaillances associés sont décrits dans cette section.

1. Mécanismes de défaillances thermomécaniques

Nous avons mentionné précédemment les contraintes résiduelles résultant de la fabrication du boîtier. De plus, lors du fonctionnement ou du stockage du composant, de nouvelles contraintes thermomécaniques sont générées. Elles sont principalement dues à la déformation des différents matériaux en fonction de la température. Cette dilatation ou contraction étant différente pour chaque matériau (et caractérisée par le CTE), le boîtier se déforme et des contraintes sont générées. On utilisera le terme général contraintes pour décrire les contraintes en traction, compression et cisaillement dans le boîtier.

Les défaillances thermomécaniques sont dues à ces contraintes thermomécaniques. Elles peuvent apparaître sous la forme de fissures dans les matériaux de l'assemblage ou de délaminages au niveau des interfaces lorsque les contraintes sont plus fortes que leur force d'adhérence.

La majeure partie des défaillances des composants liées aux contraintes thermomécaniques est recensée au niveau des brasures [4], [5]. L'inadéquation des CTE étant plus importante entre les composants et leurs substrats de report, les contraintes sur le composant reporté se concentrent alors sur les joints ou billes de brasure. Les tensions les plus fortes sont à leurs extrémités. C'est à ces endroits que des fissures apparaissent et se propagent dans les joints de brasure. Les fissures causent des pertes électriques et de tenues mécaniques. Elles peuvent se propager jusqu'à la rupture totale, le composant n'est alors plus fonctionnel.

Dans le cas des boîtiers QFN, en plus des défaillances au niveau du composant reporté, des délaminages ont été observés entre le leadframe et l'EMC lors de phases de qualification [6]–[9]. La Figure I-5 montre des exemples de fissures dans l'EMC de boîtiers QFN après des cycles

thermiques. La fissure en (a) est due à un délaminage au niveau leadframe/résine, elle s'est propagée jusqu'à la face arrière du QFN. La résistance de l'interface peut être améliorée par plusieurs méthodes comme des étapes de traitement de la surface du leadframe par plasma pour éliminer les impuretés potentielles et former des groupes fonctionnels pouvant former des liaisons covalentes avec les molécules de l'EMC [10]. Cependant, la solution la plus efficace passe par un meilleur choix du composé d'encapsulation en fonction de sa composition chimique et de ses propriétés thermomécaniques [11].

Il a aussi été constaté à UMS des défauts dans la résine d'encapsulation d'un boîtier QFN intégrant une puce GaN-sur-SiC. L'observation au MEB (microscope électronique à balayage) en Figure I-5 (b) montre l'apparition d'une fissure dans l'EMC émanant d'une concentration de contraintes au niveau du marquage laser sur le dessus du composant, révélée après des essais de cycles thermiques.

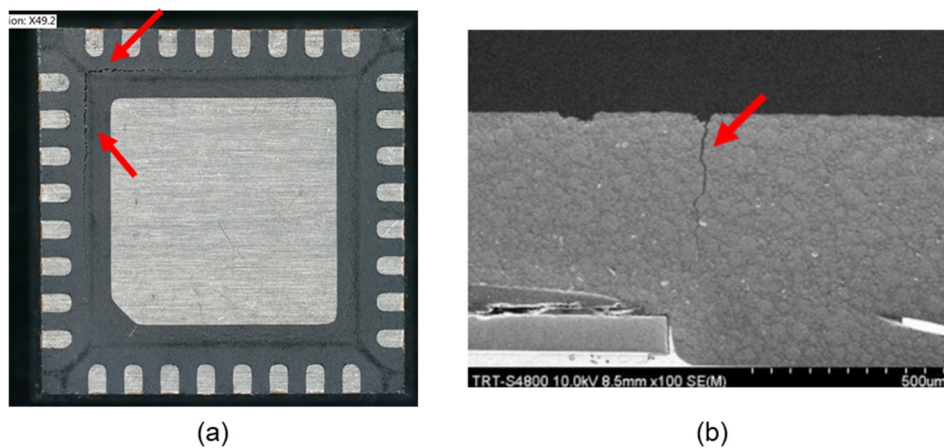


Figure I-5. Exemple de défaillances de QFN après des cycles thermiques (a) Fissures dans la résine sur la face leadframe (b) Observation MEB d'une fissure dans la résine sur le dessus du QFN

L'encapsulation de circuits de technologie GaN-sur-SiC dans ces boîtiers plastiques augmente le risque d'apparition de ces défaillances. En effet, comparées à des technologies silicium ou GaAs, les puces GaN-sur-SiC ont des CTE similaires mais un module d'Young plus important, elles sont donc bien plus rigides. Pour du silicium, suivant l'orientation cristalline, la valeur du module d'Young est comprise entre 130 et 170 GPa alors que le module du SiC a une valeur autour de 450 GPa. Ces propriétés sont répertoriées dans le Tableau I-4.

Tableau I-4. Propriétés thermomécaniques des substrats

	CTE (ppm/°C)	Module d'Young (GPa)
SiC	4,5	450
Si	2,6	130-170
GaAs	6,9	85

Les températures élevées peuvent également accélérer l'apparition de mécanismes de dégradation et provoquer des changements physicochimiques des matériaux organiques tels que les EMC [12], [13].

2. Mécanismes de défaillances hygromécaniques

Les boîtiers plastiques ne sont pas des boîtiers hermétiques. La diffusion d'humidité dans ces boîtiers a été étudiée à maintes reprises [14]–[21], et il s'avère que la diffusion s'effectue dans le matériau plastique mais aussi par les interfaces du composant.

Lorsque l'humidité atteint la puce, elle peut causer de la corrosion ou de la migration électrochimique. De plus, l'interaction de l'humidité avec les chaînes polymères a de nombreux effets sur la structure de la résine d'encapsulation et peut créer des défauts importants au niveau du boîtier.

Le plus impressionnant reste l'effet popcorn. Lors d'une variation rapide de température comme le procédé de report, l'eau piégée dans le boîtier se vaporise et la pression créée génère d'importantes contraintes jusqu'à créer des fissures dans les matériaux [22], [23].

L'humidité cause aussi un gonflement hygroscopique du matériau absorbant. Cela génère des contraintes car le polymère se dilate, mais ce n'est pas le cas de la puce ou des métaux de l'assemblage qui sont hermétiques. Ce phénomène est comparable aux contraintes thermomécaniques causées par l'inadéquation des CTE. On parlera ici de contraintes hygromécaniques associées au coefficient d'expansion par l'humidité (CME). Wei Affaibliss [14] a montré dans sa thèse que la déformation hygromécanique a des valeurs équivalentes au gauchissement thermomécanique dans un boîtier PoP (Package-on-Package).

Un autre risque hygromécanique est la propagation de l'humidité par les interfaces. Elle peut affaiblir la force d'adhérence entre les matériaux car elle se lie aux molécules des matériaux à la place des liaisons covalentes entre les deux matériaux.

L'effet du CME et cette réduction de l'adhérence aux interfaces peut aboutir à des délaminages entre le leadframe et la résine ainsi qu'entre la puce et la résine, comme le montre Zhang *et al.* [23] sur la Figure I-6. Ces délaminages apportent des contraintes supplémentaires au niveau des interfaces matériaux, aggravent la propagation de l'humidité par les interfaces et permettent la concentration d'eau dans ces espaces.

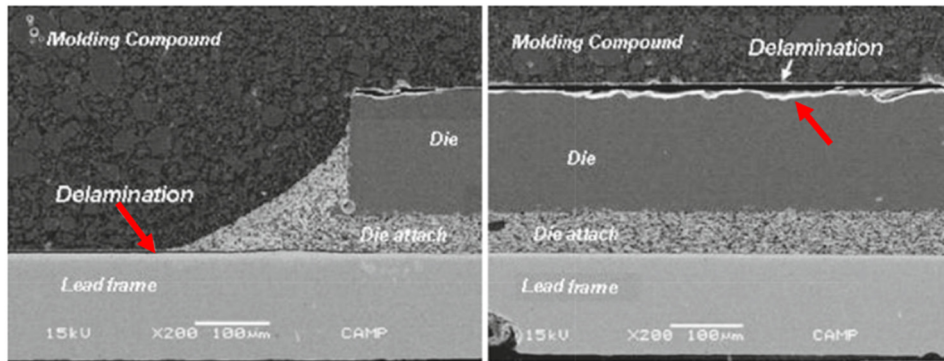


Figure I-6. Observations MEB de délamination dans boîtier QFN après 3 reflow à 260°C avec préconditionnement MSL3 [23]

De plus, avec l'absorption de l'humidité, les propriétés mécaniques du polymère sont amenées à changer. La littérature montre en particulier une variation du module d'Young, une baisse de la résistance du matériau [24] et une température de transition vitreuse T_g plus faible [15], ce phénomène est la plastification du polymère.

IV. Etude des problématiques thermomécaniques et d'humidité

1. Objectifs

La méthodologie présentée ici a pour objectif final d'évaluer les choix de matériaux et de géométries de boîtiers pour répondre aux exigences de fiabilité des composants sous contraintes humides et de température. Cela s'effectue par le couplage d'outils de modélisation numérique et de tests de vieillissement accéléré. En combinant ces deux moyens, le but est d'obtenir un modèle numérique réaliste du comportement thermomécanique ainsi que du comportement hygromécanique du boîtier. Elle est fondée sur la méthodologie générale développée par le groupe RIAD de l'IMS [1].

Le principal intérêt de cette méthodologie est la réduction du coût et du temps de développement d'un produit. En effet, la conception et le test de composants est un processus itératif qui peut s'avérer long et coûteux. Pour remédier à cela, deux étapes sont nécessaires.

La première est l'association des essais de vieillissement accéléré et de la modélisation numérique. Les essais expérimentaux permettent d'identifier les zones les plus fragiles et les défaillances qui y apparaissent. L'utilisation des outils de modélisation numérique peut ensuite aider à déterminer les actions correctives à effectuer pour limiter les risques d'apparition des défaillances identifiées.

La seconde étape permet d'atteindre l'objectif de création d'un outil de fiabilité prédictive. Il s'agit de se baser sur les modèles des comportements thermo-et hygromécaniques établis lors de la première étape ainsi que sur les analyses de défaillance faites au cours des essais de vieillissement accéléré. Le couplage des deux permet de concevoir de nouveaux composants de technologie similaire, avec un risque réduit d'apparition des défaillances observées précédemment. Ainsi, des règles de conception géométriques et de choix matériaux peuvent être établies.

Cette méthodologie est appliquée au boîtier QFN et aux matériaux décrits précédemment. Par le biais de ces travaux, des outils et méthodes sont développés. Par la suite, ils pourront être utilisés pour l'évaluation de la fiabilité des boîtiers FOWLP.

2. Description de la méthodologie

Les études menées dans ce manuscrit s'intègrent dans la méthodologie présentée Figure I-7. Cette méthodologie est applicable aux problématiques thermomécaniques et d'humidité. Dans ce chapitre, ces différentes étapes sont décrites de façon générale et seront ensuite précisées lors de leurs applications.

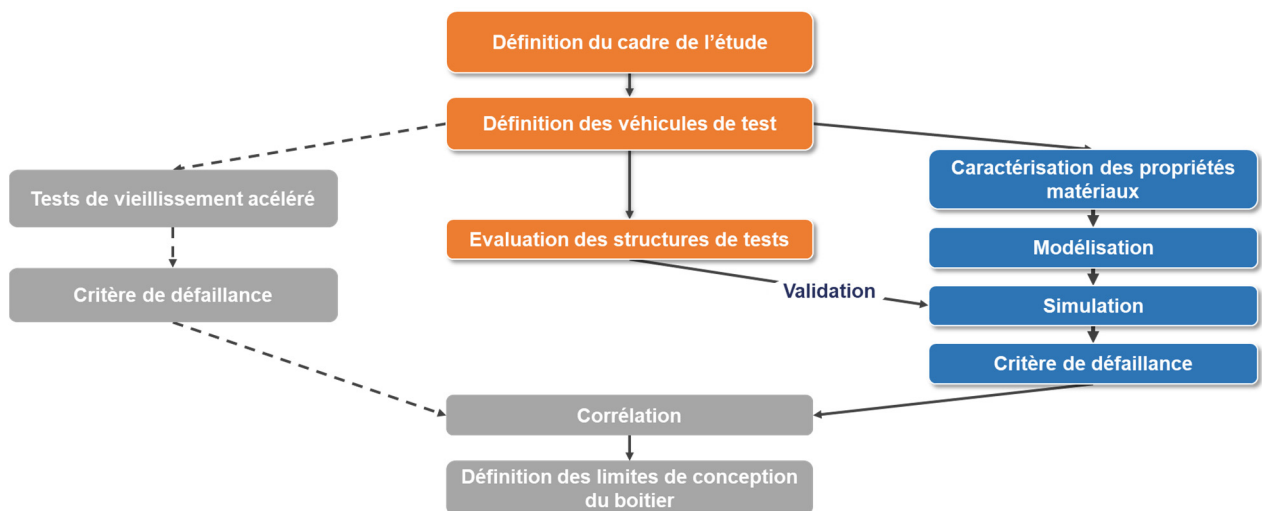


Figure I-7. Méthodologie de fiabilité prédictive utilisée [25]

Définition du cadre de l'étude

La première étape consiste à expliciter les objectifs de l'étude ainsi que son domaine de validité. Il est aussi important de recenser les données disponibles et de s'assurer que les outils à notre disposition sont adaptés à la résolution de l'étude. Par exemple, l'étude proposée et ses résultats ne sont valides que pour une technologie de boîtier qui a suivi les mêmes étapes de fabrication. L'ajout ou le changement de certains procédés de fabrication d'un boîtier peut avoir une influence sur l'apparition de défaillances. L'influence de certaines étapes de fabrication peut être difficile ou impossible à modéliser avec les outils numériques disponibles. Il est donc important de s'assurer que les modèles numériques utilisés prennent en compte les variantes technologiques.

Il faut aussi identifier les paramètres pouvant influencer la fiabilité du composant, et leur domaine de variation. Dans le cas de ces travaux, il s'agit des paramètres du matériau d'encapsulation, de la technologie de puce et des paramètres géométriques du boîtier, tels que la position de la puce sur le plot de report central.

Modélisation et simulation

La première étape pour obtenir un modèle valide est de caractériser les propriétés des matériaux de l'assemblage. Elle est particulièrement importante pour les matériaux polymères d'encapsulation. Il est primordial d'extraire les propriétés physiques associées aux conditions de polymérisation utilisées dans le procédé de fabrication des QFN.

Avec les modèles matériaux extraits des caractérisations, le modèle par éléments finis du composant peut être construit. La précision ainsi que l'efficacité du modèle peuvent nécessiter la mise en place de simplifications au niveau des modèles matériaux, des géométries et des contraintes appliquées. Les contraintes appliquées correspondent à celles des tests de vieillissement accéléré pour permettre une corrélation des résultats. Les comportements thermo et hygromécaniques sont simulés en réponse à ces contraintes.

Evaluation de structures de tests et validation

Il est nécessaire d'introduire une étape de validation des modèles utilisés. Des essais expérimentaux sur des objets réels permettent de valider les résultats de simulation. Cela permet aussi de vérifier les hypothèses utilisées pour simplifier le modèle. Il existe plusieurs méthodes pour y arriver. Il est possible d'utiliser des produits fonctionnels ou des structures de tests, et de mesurer la déformation ou les contraintes générées en réponse aux contraintes correspondantes à celles qui ont été simulées. Utiliser les composants fonctionnels permet d'obtenir la déformation pour l'assemblage entier, alors que les structures de test sont conçues spécialement pour l'étude d'une brique technologique. Elles permettent donc d'étudier les déformations et les contraintes à plusieurs niveaux dans l'assemblage.

Essais de vieillissement accéléré

Les composants réels subissent des essais de vieillissement accéléré correspondant aux environnements étudiés. Cette phase a pour objectif de simuler le fonctionnement des composants et leur stockage. Ils sont soumis à des conditions plus sévères pour accélérer l'apparition des défaillances. Cela permet d'évaluer l'impact de ces conditions sur l'apparition de défaillances et d'étudier la durée de vie des composants.

Ces essais permettent aussi de vérifier les limites de fonctionnement précisées par les fabricants de composants pour garantir le bon fonctionnement des composants sans dégradation prématurée de leurs performances. Les composants doivent respecter les critères de fiabilité qui ont été fixés lors de la conception du composant en accord avec les standards industriels et le cahier des charges.

A la suite de ces essais, les analyses de défaillances sont utilisées pour définir un ou plusieurs critères de défaillances thermomécaniques et hygromécaniques. Les paramètres importants de ces critères sont le type de défaillances (par exemple : rupture adhésive ou cohésive), la zone et le temps à la défaillance.

Corrélation et définition de limites

L'objectif de cette étape est de corréliser les simulations thermomécaniques et hygromécaniques à des défaillances mécaniques apparues lors des tests de vieillissement. Cela permet de définir des nouveaux critères de défaillances en simulation correspondant aux critères de défaillances définis lors des essais expérimentaux. Ces critères en simulation peuvent correspondre à des valeurs maximales de contraintes en un point ou alors de gauchissement limite du boîtier. Ce critère peut alors être utilisé pour de nouvelles simulations, avec de nouvelles configurations dimensionnelles du boîtier en se passant alors de la phase expérimentale.

Dans les paragraphes suivants, nous allons détailler plus précisément les études expérimentales de cette méthodologie : les étapes de caractérisations des propriétés des résines d'encapsulation et l'évaluation des structures de test pour la validation des modèles numériques. Nous détaillerons aussi les méthodes utilisées pour y parvenir. Ces deux études sont détaillées ci-dessous pour l'analyse thermomécanique du QFN. Cependant, la méthodologie pour l'étude de l'impact de l'humidité sur la fiabilité du composant est plus complexe et fait l'objet d'une explication plus poussée dans le Chapitre III.

3. Caractérisation des propriétés physiques

La caractérisation des matériaux est une étape primordiale pour la modélisation d'un composant. Elle permet de fournir des données d'entrée fiables aux modèles numériques. Cela est d'autant plus critique et fondamental dans le cas de la modélisation de comportement thermomécanique, que les propriétés fournies par les fabricants sont souvent incomplètes et peuvent ne pas correspondre aux conditions de fabrication des composants. Cela est particulièrement vrai pour les matériaux d'encapsulation. Dans notre cas, les propriétés thermomécaniques fournies par le fabricant ont été définies pour des conditions de fabrication précises. Elles ne prennent pas en compte le vieillissement que subit le composant par la suite : les procédés de fin de fabrication, le transport et le stockage.

Pour une simulation thermomécanique par éléments finis par un logiciel commercial tel que ANSYS Mechanical, un minimum de 4 propriétés physiques est nécessaire pour obtenir un modèle du matériau simplement élastique : le module d'Young, le CTE, le coefficient de poisson et la densité du matériau. De plus, les polymères ont un comportement thermomécanique fortement dépendant de la température. Dans l'optique de simuler la déformation lors de tests de vieillissement accéléré, il est nécessaire d'obtenir les valeurs de ces propriétés sur l'amplitude en température du test à reproduire. Les produits encapsulés en QFN doivent être en mesure de répondre aux conditions suivantes :

- Température de fonctionnement : - 40 °C à + 85 °C
- Température de stockage : - 55 °C à + 150 °C

Les caractérisations sont donc réalisées de [-55°C ; +150°C]. Les propriétés à caractériser sont décrites ci-dessous ainsi que les techniques d'analyses utilisées en Partie V de ce chapitre.

a. Propriétés thermiques

La température entraîne des transitions de comportement des polymères réticulés. Pour certains polymères thermodurcissables comme les résines époxy, cet état est réversible. Au-dessous de la T_g , le polymère est à l'état solide (dit vitreux). Au-dessus, il est dans un état caoutchouteux (comportement solide plastique). En réalité, il n'y a pas de rupture nette entre ces deux états. La transition se fait sur une plage de température autour de la valeur de T_g . En fonction des conditions de recuit, le taux de réticulation peut varier. Une polymérisation incomplète entrainera une T_g inférieure à la valeur correspondant à celle d'une résine réticulée à 100 %. Il est donc nécessaire de mesurer la zone de transition et sa possible évolution en température lors du vieillissement du composant.

A partir d'une certaine température, le polymère va se dégrader, cela sera visible par l'évolution de sa masse. On caractérise la dégradation par deux températures : $T_{d1\%}$ et $T_{d5\%}$, qui représentent les températures où la masse de l'échantillon a perdu respectivement 1 et 5 %. Pour des polymères d'encapsulation, elles se trouvent entre 350°C et 450°C. Ces températures sont bien plus hautes que les températures de fonctionnement des composants électroniques. Cependant, les stockages à des températures supérieures à la température de transition vitreuse peuvent entraîner des vieillissements physiques à cause de changements microstructurels comme l'oxydation du polymère [26], [27]. Du point de vue thermomécanique, ces changements entraînent des variations des propriétés listées dans la section suivante [28].

b. Propriétés thermomécaniques

Dans l'analyse thermomécanique d'un boîtier, il est important de prendre en compte l'expansion des matériaux en fonction de la température. Le coefficient d'expansion thermique (CTE) correspond à la déformation du matériau $\frac{\Delta l}{l}$ lors d'un gradient de température ΔT . Il est noté α . Les EMC sont des matériaux isotropes, ils ont un unique CTE pour les axes X, Y et Z.

$$\frac{\Delta l}{l} = \alpha \cdot \Delta T \quad (I.1)$$

Le changement d'état induit par la transition vitreuse affecte la dilatation thermique. On parle donc de deux valeurs de CTE en fonction de la gamme de température sur laquelle on se trouve. On note CTE_1 ou α_1 pour des températures inférieures à la T_g et CTE_2 ou α_2 pour des températures supérieures.

Sous l'effet d'une variation de température, un assemblage va se déformer en fonction de la différence des CTE des matériaux le composant. La Figure I-8 illustre la déformation de deux matériaux différents liés mécaniquement quand leurs CTE sont différents. L'expansion ou contraction des volumes induit le fléchissement des bilames et par extension des boîtiers qui comportent de multiples matériaux connectés.

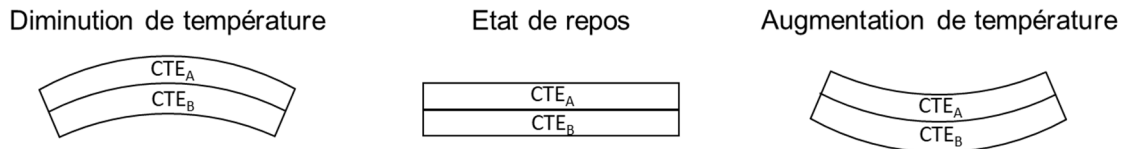


Figure I-8. Déformations d'un bilame avec deux matériaux avec $CTE_A < CTE_B$

La déformation est liée à la contrainte par le module d'élasticité. Le module d'Young noté E , aussi appelé module élastique ou de traction. Pour de faibles déformations, les contraintes de traction σ (Pa) suivent la loi de Hooke, avec E en Pascal et ε la déformation (mm/mm) :

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad (I.2)$$

Un matériau au module d'Young faible sera plus facile à déformer tandis qu'un matériau au module élevé demandera plus de force pour le déformer. Cela est valable seulement pour des déformations élastiques qui sont réversibles. Lorsque la limite d'élasticité est dépassée, la déformation devient plastique, elle est irréversible. Les contraintes ne sont plus proportionnelles à la déformation. On observe ces caractéristiques sur la Figure I-9. Le module d'Young est donc la pente de la partie linéaire.

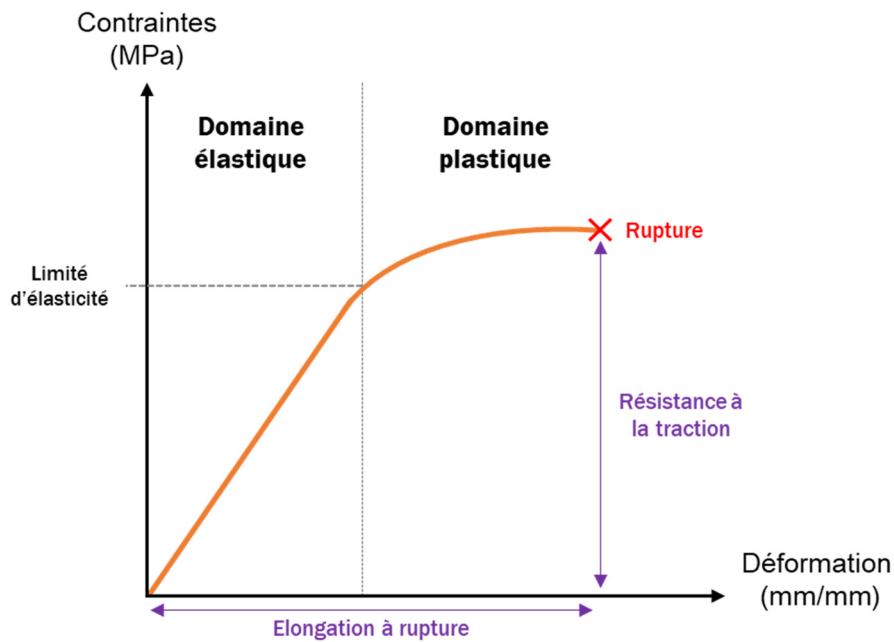


Figure I-9. Courbe déformation/contrainte

Quand les déformations et les contraintes deviennent excessives, cela crée des microfractures dans le matériau jusqu'à provoquer sa rupture, comme sur l'analyse de défaillances présentée précédemment Figure I-5. On notera résistance à la traction, la valeur des contraintes à la rupture (ou résistance à la flexion lors d'un test de flexion) et elongation à la rupture, la valeur maximale de la déformation avant rupture. Ces paramètres peuvent être utilisés comme critères de défaillance.

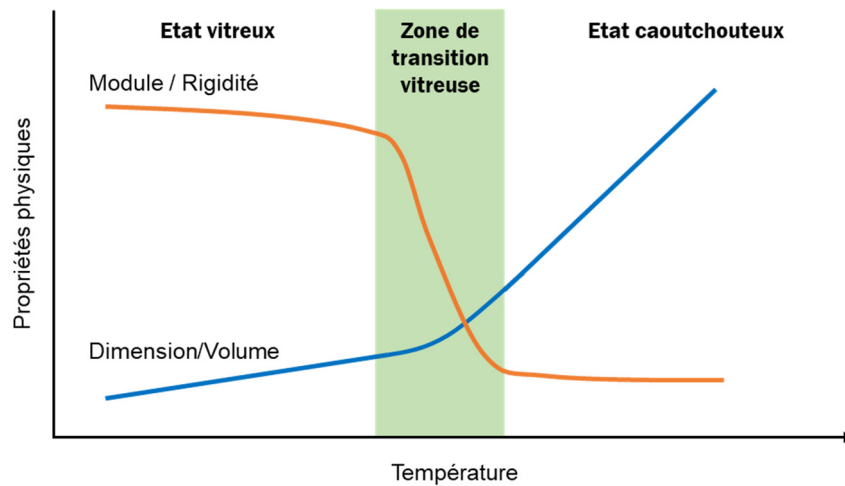


Figure I-10. Variation des principales propriétés thermomécaniques en fonction de l'état du polymère

Ces paramètres sont aussi influencés par la transition vitreuse. On notera particulièrement la diminution du module d'élasticité dans la zone de T_g . L'impact de cette transition sur le module et sur le volume du polymère est illustré sur la Figure I-10. Comme pour la valeur de T_g , ces propriétés varient en fonction du degré de réticulation du matériau. Il va donc être important de caractériser les propriétés mécaniques en fonction de la température.

Il est aussi important de garder à l'esprit que les EMC utilisés sont des composés chargés d'environ 90 % de charges inertes. Lors du moulage, la répartition de ces charges peut entraîner des changements de propriétés entre les composants QFN. La répartition des charges ainsi que son influence sur les valeurs caractérisées de CTE et de module d'élasticité seront caractérisées.

4. Evaluation de structures de test pour la validation de modèles

A la suite de la modélisation du composant, il est nécessaire de vérifier la validité des résultats obtenus. Pour cela, nous allons nous appuyer sur des essais expérimentaux. L'objectif est de vérifier la concordance entre les résultats de la simulation et des essais expérimentaux sur des objets réels.

Tout l'enjeu de cette étape est donc d'évaluer les contraintes générées sur l'assemblage et les déformations. Il est possible d'estimer ces contraintes par simulation par éléments finis et de mesurer le gauchissement du boîtier par mesures optiques. Une autre méthode est l'utilisation de capteurs de contraintes ou déformations dans le boîtier. L'intérêt de l'intégration de capteurs dans le composant est de permettre des mesures in-situ de la déformation causée par les étapes d'encapsulation et lors de tests de vieillissements accélérés tels que des cycles thermiques au niveau de la puce.

La plupart des jauges rencontrées dans la littérature sont à base de résistances en silicium dopées N ou P [29]–[32] ou de résistances formées par de fines couches métalliques [33] dont les coefficients piezorésistifs sont connus ou facilement extraits empiriquement. Ces coefficients caractérisent le changement de résistivité à la suite d'une contrainte mécanique. L'utilisation de composant à grand gap permet une stabilité lors d'utilisation à hautes températures et à haute

puissance, ils sont aussi connus pour avoir un facteur de jauge plus important que les jauges en métal ou silicium [34], [35]. Toutefois, leurs coefficients piézorésistifs sont plus compliqués à extraire. C'est pourquoi nous étudierons la déformation, et non pas les contraintes par ces jauges.

Nos jauges de déformation ont été conçues sur substrat GaAs et GaN-sur-SiC pour évaluer la déformation lors de l'assemblage du composant et son fonctionnement. Pour ces jauges, nous nous servons de la piézorésistivité des substrats III-V. Les éléments capteurs sont des résistances actives de la technologie de substrat dont ils sont faits. La déformation de ces jauges se traduit donc par une variation de la valeur des résistances mesurées.

Pour une résistance simple telle qu'une jauge métallique, elle est caractérisée par sa résistivité ρ , sa longueur L et sa section S :

$$R = \rho \frac{L}{S} \quad (I.3)$$

Lorsqu'une contrainte est appliquée, la structure se déforme, la longueur et la section vont changer ce qui entraîne une variation de la résistance. Cette variation de dimensionnement est caractérisée par le coefficient de Poisson ν .

Pour un matériau piézorésistif, la valeur de la résistance va aussi changer, car la résistivité du matériau va varier en réponse à la contrainte. La variation relative de la résistance est exprimée en fonction du coefficient de poisson ν et de la déformation ε et de la variation relative de la résistivité $\Delta\rho/\rho$.

$$\frac{\Delta R}{R} = (1 + 2\nu)\varepsilon + \frac{\Delta\rho}{\rho} \quad (I.4)$$

Plusieurs auteurs ont étudié l'effet de déformations ou contraintes sur les performances électriques de HEMT en AlGaIn/GaN [36]–[38]. La méthode de calibration la plus répandue s'effectue par le report du capteur sur un substrat et la déformation est ensuite appliquée sur le substrat par flexion [34], [36]–[39].

Dans notre cas, la calibration est effectuée différemment. Les capteurs sont brasés sur différents substrats. A la température de brasage, la déformation est considérée comme nulle ; lors du refroidissement de l'assemblage, il va gauchir à cause de la différence de valeur de CTE entre la puce et le substrat (comme illustré Figure I-8). Plusieurs substrats avec différents CTE sont testés, résultant en des déformations différentes en fonction du substrat, ce qui va se répercuter sur les valeurs des résistances actives. Il est donc possible d'associer une déformation de la puce à une augmentation de la résistance.

V. Techniques d'analyses expérimentales

Cette section présente les différentes techniques de caractérisations des propriétés présentées précédemment. Pour rappel, ces propriétés sont :

- Les températures de transitions et de dégradation en particulier la zone de transition vitreuse en fonction de la réticulation du polymère ;
- Les valeurs de CTE en fonction de la température ;
- Les paramètres de déformation et contraintes du matériau en température.

Ces méthodes expérimentales sont utilisées pour obtenir les résultats présentés dans le chapitre 2 et dans le chapitre 3.

1. Calorimétrie différentielle à balayage (DSC)

L'objectif de cette analyse est la mesure du taux de polymérisation des résines QFN en début de vie, de la température de transition vitreuse et des possibles transitions survenant dans la gamme de température du composant opérationnel.

L'analyse calorimétrique différentielle à balayage ou DSC (« Differential Scanning Calorimetry ») mesure les changements d'enthalpies d'un matériau dus aux changements de propriétés physiques et chimiques en fonction de la température. Elle mesure le flux de chaleur émanant d'un échantillon de polymère en réponse à des sollicitations thermiques. Ce flux de chaleur permet de détecter des transitions d'état et la poursuite de réticulation.

L'échantillon est placé dans un creuset métallique dans un environnement contrôlé en température et sous azote. Ce creuset doit avoir une bonne conduction thermique et être au plus près du thermocouple mesurant la capacité thermique, le dégagement et la consommation de la chaleur. L'analyse DSC utilise une référence et la soumet aux mêmes variations de température. Les signaux venant de l'échantillon et de la référence sont ainsi soustraits. L'exploitation des mesures enthalpiques est réalisée sur un thermogramme. Il représente l'évolution du flux thermique en fonction de la température appliquée sur l'échantillon.

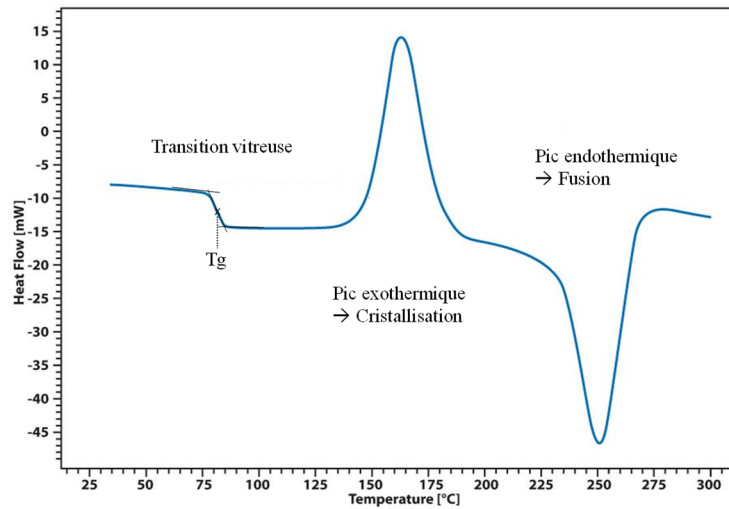


Figure I-11. Exemple de courbe obtenue par DSC [40]

La Figure I-11 présente un exemple de courbe obtenue par DSC. Les trois principaux phénomènes observables avec cette technique y sont illustrés :

- La transition vitreuse : la valeur de la T_g est la température médiane de la zone de transition ;
- La cristallisation : caractérisée par un pic exothermique, l'échantillon relâche de la chaleur ;
- La fusion : caractérisée par un pic endothermique, l'échantillon absorbe la chaleur.

Lors de plusieurs cycles de chauffe, une différence d'amplitude, de localisation et de forme du pic exothermique correspond à la poursuite de la réticulation du polymère.

Les échantillons utilisés pour cette analyse sont préparés comme pour les analyses thermomécaniques, voir partie V.2.a.

2. Analyse thermomécanique (TMA)

L'analyse thermomécanique TMA est utilisée pour mesurer la déformation d'un matériau en fonction de la température. Pour cela, l'échantillon est placé dans une enceinte thermique et son épaisseur initiale est mesurée par une sonde d'expansion appliquant une faible force constante sur l'échantillon. Une rampe de température commande la température de l'environnement de test. La déformation induite par la variation de température est mesurée par la sonde d'expansion. Cette sonde est poussée par l'expansion du matériau, elle enregistre ce déplacement par un capteur électrique de déplacements linéaires LVDT (« Linear Variable Differential Transducer ») et peut donc renvoyer la déformation enregistrée. Le schéma de l'équipement est montré Figure I-12.

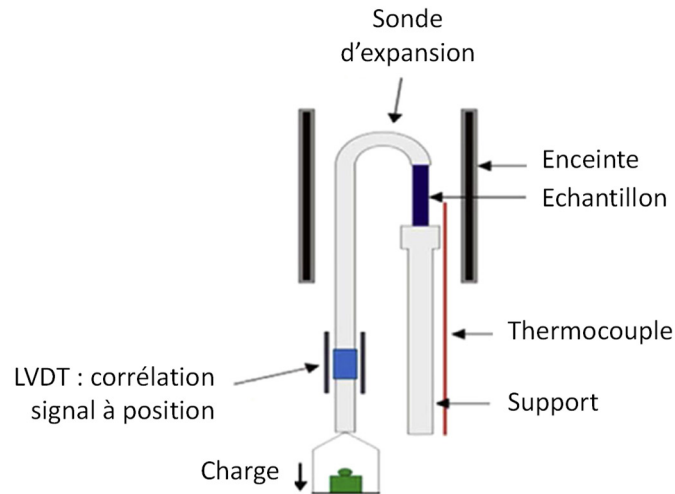


Figure I-12. Schéma de l'équipement pour mesure TMA

En traçant la variation de longueur en fonction de la température, le CTE est extrait selon l'équation (I.3). Les valeurs de CTE sont déterminées en calculant le coefficient directeur de la courbe de variation de longueur entre deux températures spécifiées par l'opérateur. Dans le cas d'un polymère, deux valeurs de CTE sont généralement mesurées correspondant aux deux états de la résine : vitreux et caoutchouteux. La température de transition entre ces deux états est aussi mesurée. Bien que la transition s'effectue un intervalle de quelques dizaines de degrés, l'analyse TMA caractérise la température de transition vitreuse T_g par une seule température. La température T_g est déterminée par l'intersection des tangentes à la courbe avant et après la transition comme présenté Figure I-13.

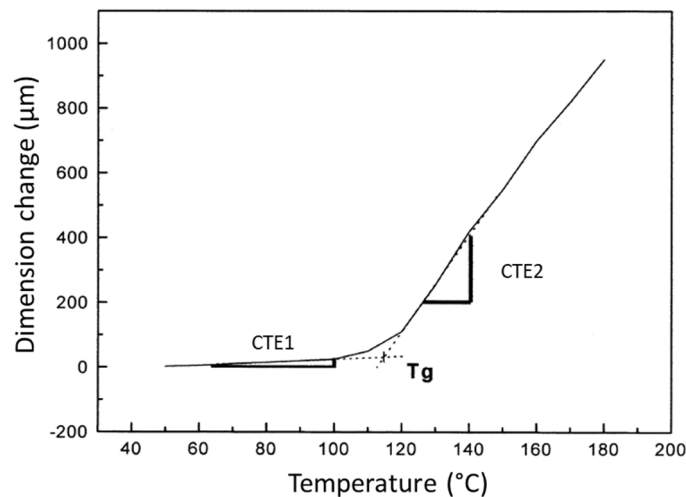


Figure I-13. Exemple de courbe obtenue par analyse TMA [41]

a. Préparation d'échantillon

Les échantillons nécessaires pour les analyses TMA sont des parallélépipèdes de résine pure. Il est important que les faces de l'échantillon reposant sur le support et sous la sonde soient planes et parallèles, pour éviter un glissement de la sonde et des artefacts lors des mesures.

Les échantillons sont produits à partir des plaquettes QFN composées de leadframe et de résine. Le leadframe en cuivre est retiré chimiquement par perchlorure de fer. La difficulté réside dans l'obtention d'un échantillon avec deux surfaces planes et parallèles. Après le retrait du métal, la plaquette se trouve avec des cavités et des protubérances de résine comme montré sur la Figure I-14.

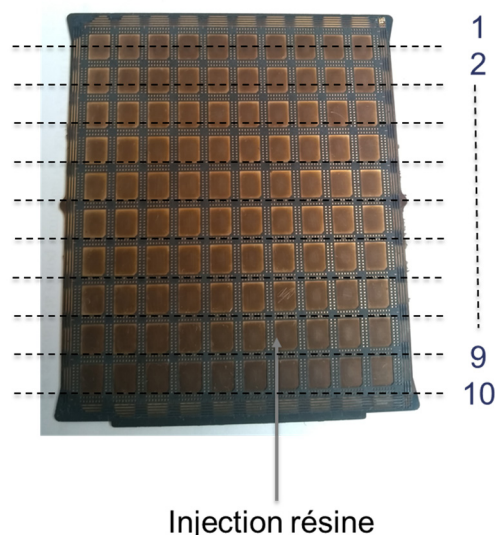


Figure I-14. Etat d'une plaquette après retrait du leadframe

Les parallélépipèdes d'environ 3x3 mm² sont ensuite découpés dans les lignes de composants correspondant aux positions 1 et 10 avec une scie diamantée. La position 1 correspond à l'emplacement du composant présent à l'opposé du point d'injection de la résine, alors que la position 10 est située au niveau de l'injection. Ensuite, les échantillons sont polis manuellement pour retirer le relief créé par le retrait du leadframe. Pour garantir la planéité et le parallélisme des deux surfaces, chaque échantillon est mesuré au profilomètre optique. Si la variation d'épaisseur de l'échantillon dépasse les 5 µm, il est rejeté.

Après polissage, les échantillons de résine ont une épaisseur en moyenne de 635 µm. Le fabricant annonce une sensibilité de l'instrument de 0,1 µm et une dérive typique de 0,5 µm sur 500°C. En prenant comme référence les valeurs des CTE données par le fabricant, l'erreur est estimée à 6 %.

3. Analyses thermomécaniques par flexion 3-points

La caractérisation des propriétés thermomécaniques par flexion 3-points est une des méthodes les plus répandues par sa simplicité de mise en place et d'extraction des résultats. L'échantillon parallélépipède est placé sur deux supports fixes et une pointe vient appuyer en son milieu comme présenté Figure I-15. Elle descend à vitesse constante, appliquant une charge sur l'échantillon le déformant élastiquement puis plastiquement. La déformation induit la compression de la moitié supérieure de l'échantillon et la tension de la moitié inférieure de l'échantillon.

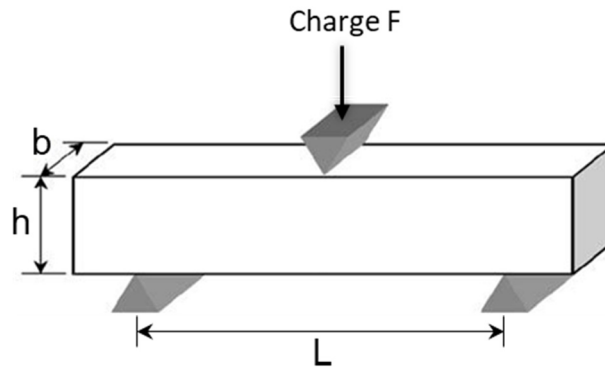


Figure I-15. Schématisation de la flexion 3-points

A partir de la force appliquée F (N) et du déplacement D (mm) de la pointe, les contraintes en flexion σ_f (MPa) et la déformation ε_f (mm/mm) peuvent être calculées suivant (I.5) et (I.6) avec b la largeur de l'échantillon, h son épaisseur et L la distance entre les deux supports.

$$\sigma_f = \frac{3FL}{2bh^2} \quad (I.5)$$

$$\varepsilon_f = \frac{6Dh}{L^2} \quad (I.6)$$

Avec ces équations, il est possible de tracer les contraintes en fonction de la déformation, tel que sur la Figure I-16, et ainsi isoler la partie élastique pour en tirer le coefficient directeur de la droite qui est le module d'élasticité en flexion. C'est cette valeur qui est souvent utilisée en simulation thermomécanique comme module d'Young car c'est celle qui est le plus souvent indiquée par le fabricant. Si le test en flexion est destructif, la valeur maximale des contraintes est enregistrée comme résistance à la flexion et la valeur maximale de la déformation comme l'élongation à la rupture.

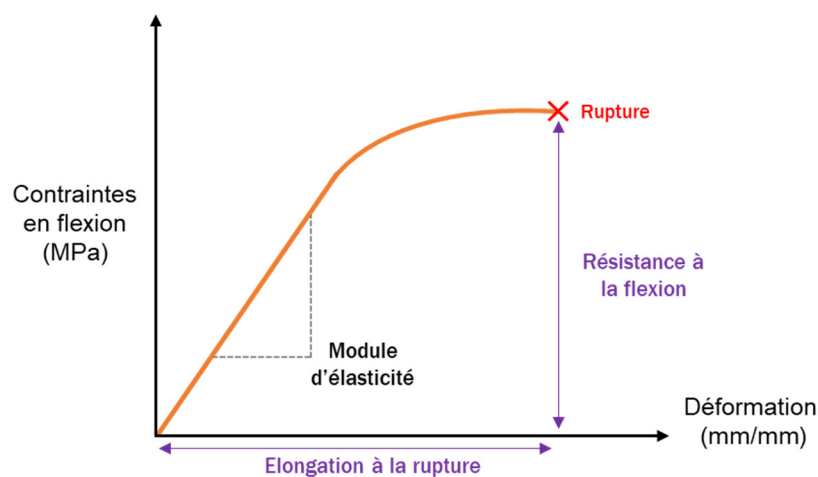


Figure I-16. Exemple de courbe contraintes en flexion/déformation

a. Préparation d'échantillons

Les échantillons utilisés lors des flexions proviennent de leadframe moulés de 70 mm x 56 mm. Les composants QFN de cette plaquette font 6 mm par 5 mm. Les leadframes moulés subissent les étapes suivantes pour obtenir les échantillons de résine pure en Figure I-17 :

1. Retrait du leadframe par perchlore de fer : après plusieurs passages dans le perchlore de fer, il subsiste une trace métallique en fond de cavité, sûrement la couche de finition du leadframe.
2. Découpe de parallélépipède : elle s'effectue à la scie diamantée pour découper 10 échantillons correspondant aux 10 positions des QFN vis-à-vis du point d'injection de la résine. Les échantillons sont ensuite numérotés avec la position correspondante pour corréler les résultats avec la position.
3. Polissage du relief à la main : pour obtenir un parallélépipède, il faut retirer le relief laissé par le retrait du leadframe et la couche de finition dans le fond de la cavité. Il faut faire attention à obtenir une épaisseur homogène sur la longueur de l'échantillon.

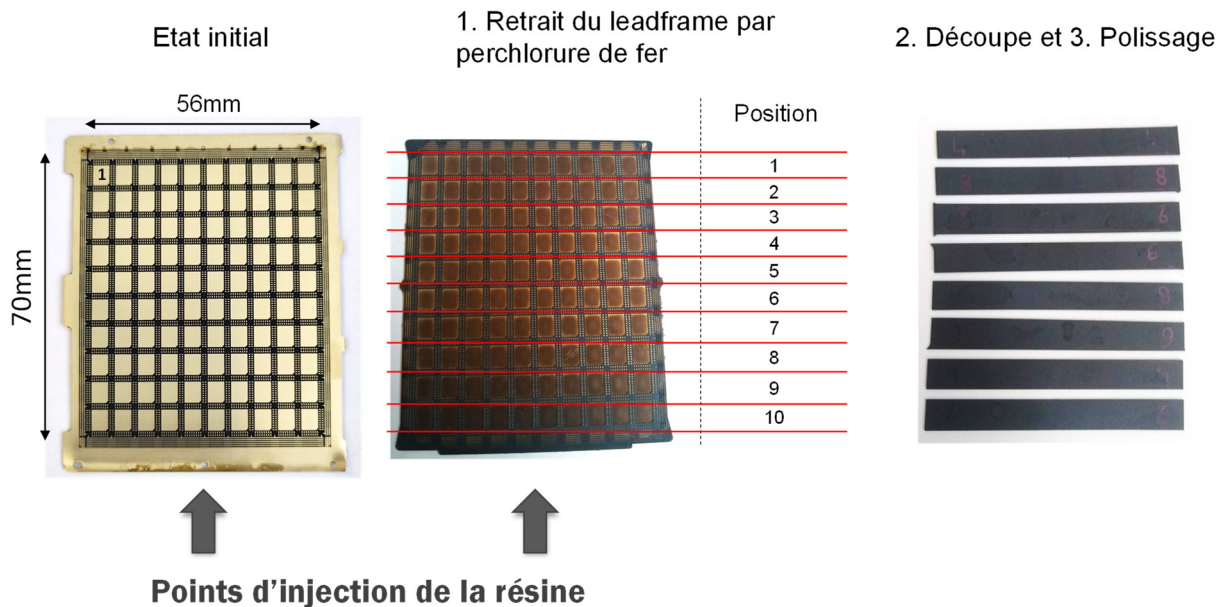


Figure I-17. Préparation d'échantillons pour le test de flexion

En fin de préparation, les échantillons ont les dimensions approximatives suivantes :

- Epaisseur : 0,65 mm ;
- Largeur : 6 mm ;
- Longueur : 55 mm.

L'épaisseur et la largeur de chaque échantillon sont mesurées pour être utilisées dans les équations (I.5) et (I.6). Trois mesures d'épaisseur et de largeur sont réparties sur la longueur de l'échantillon pour évaluer la variation de ces dimensions causée par la préparation d'échantillon. Les mesures indiquées Figure I-18 sont effectuées par un micromètre Palmer avec une précision de 10 μm . Les échantillons dont l'écart type de mesure d'épaisseur est supérieur à 30 μm sont rejetés.

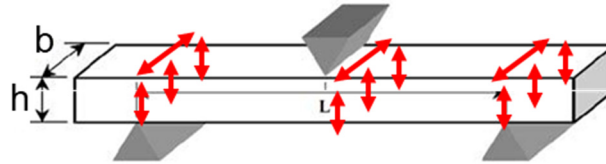


Figure I-18. Mesure effectuées au Palmer

b. Protocole de mesure

L'équipement utilisé est la machine de traction INSTRON 5565 au laboratoire IMS avec un dispositif de flexion 3-points figurant Figure I-19. La pointe supérieure est connectée à une cellule de charge statique de 5 kN. Les deux supports sur lesquels repose l'échantillon sont espacés de $L = 30$ mm. Cet équipement est associé à une enceinte climatique pour être utilisé en température de -75°C à 250°C .

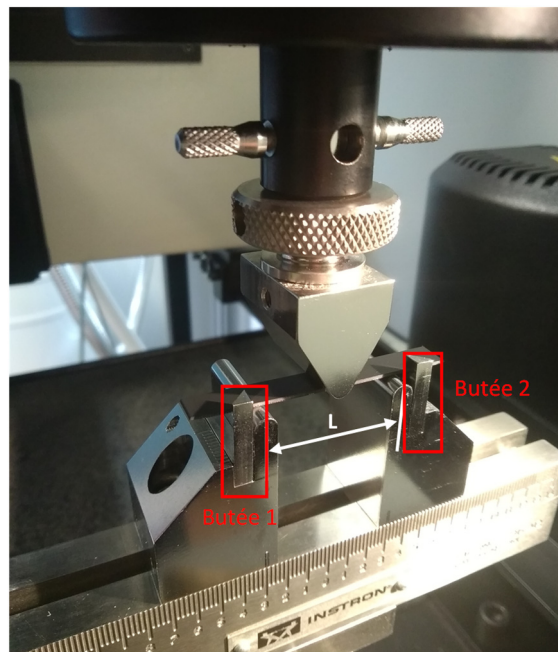


Figure I-19. Montage flexion 3-points

La gamme de température des essais est $[-55^{\circ}\text{C} ; +150^{\circ}\text{C}]$. Des mesures rapprochées ont été choisies pour des températures proches de la valeur de la T_g caractérisée lors d'autres analyses, dans le but d'étudier le comportement mécanique des résines lors de ce changement d'état.

Le Tableau I-5 référence les températures de mesures et le nombre d'échantillons pour chaque condition et chaque EMC. Chronologiquement, les premières analyses, les mesures à 25°C , 85°C et 125°C , ont été effectuées sur des lots de 8 échantillons : éprouvettes des positions 2 à 9, pour juger de la répétabilité des mesures. Par la suite, seuls quatre échantillons dispersés sur une plaquette (numéros 2-4-6-8 ou 3-5-7-9) sont caractérisés.

Tableau I-5. Nombre d'échantillons par point de mesure pour chaque EMC

Température	-55°C	25°C	85°C	95°C	105°C	125°C	150°C
Nombre d'échantillons par lot	4	8	8	4	4	8	4

Le protocole de mesure pour chaque échantillon est le suivant :

- Chaque lot est séché en four pendant 24 h à 125°C pour éliminer l'humidité dans les échantillons.
- Chaque échantillon est sorti du four à 125°C et est positionné directement dans l'enceinte climatique de flexion. Il est centré sur les supports et est placé en contact avec les deux butées, pour garantir le parallélisme de l'axe de flexion à la section de l'échantillon.
- Le four est refermé et un temps d'attente de deux minutes est respecté après la stabilisation de la température dans l'étuve pour garantir une chaleur homogène dans l'échantillon.
- La pointe de flexion est positionnée presque au contact de l'échantillon, de manière à ce qu'elle n'applique pas de charge sur ce dernier. Cette position est considérée comme le point zéro de déplacement.
- La flexion démarre ensuite à une vitesse constante de 0,5 mm/min. L'appareil enregistre la charge appliquée sur l'échantillon et le déplacement de la pointe.
- La flexion s'arrête lorsque l'échantillon sec casse. Le test est donc destructif.

Les mesures à -55°C sont effectuées sous azote ce qui apporte des contraintes supplémentaires. En particulier, le temps de stabilisation de la température est plus long.

4. Analyses thermomécaniques par traction

Les essais de traction permettent aussi de caractériser les propriétés mécaniques de l'EMC. Dans le cas d'une caractérisation par traction, les extrémités de l'échantillon sont placées dans les deux mâchoires de l'équipement, qui tirent ensuite sur cet échantillon. On obtient donc une contrainte en tension uniaxiale. L'équipement enregistre la force F appliquée pour déformer l'échantillon et cette élongation L est mesurée à l'aide d'un extensomètre positionné sur l'éprouvette. En considérant une section rectangulaire constante S pendant la durée du test, les équations suivantes sont utilisées pour extraire les contraintes σ_t en traction et la déformation de traction ε_t :

$$\sigma_t = \frac{F}{S} \quad (I.7)$$

$$\varepsilon_t = \frac{L_0 - L}{L_0} \quad (I.8)$$

La difficulté avec un matériau fragile telle qu'une résine chargée est le maintien de l'éprouvette dans les mors de l'équipement. La force appliquée par les mâchoires pour la maintenir crée des concentrations de contraintes, et peut induire la fracture de l'échantillon dans les mors.

Comme dans le cas de la flexion, les équations (I. 7) et (I. 8) permettent de tracer la courbe contraintes/déformation. Les courbes obtenues en traction sont similaires à l'exemple montré sur la Figure I-16. Le module d'Young, la résistance à la traction et l'élongation à la rupture sont extraits à partir de cette courbe.

Les contraintes appliquées sur l'échantillon ne sont pas les mêmes qu'en flexion, les valeurs obtenues avec les deux méthodes sont donc différentes. L'objectif de cette analyse est donc de caractériser cette différence. Les échantillons testés avec les deux méthodes sont identiques donc préparés de la même manière.

VI. Conclusion

Les deux principaux facteurs influençant la fiabilité des boîtiers ont été identifiés comme étant les comportements thermomécanique et hygromécanique. L'objectif de ce manuscrit est d'étudier ces effets dans les résines d'encapsulation et leur impact sur la fiabilité du composant.

Pour les technologies QFN, à l'échelle du composant non reporté, les défaillances se produisent principalement aux interfaces entre la résine et le leadframe ou la résine et la puce. Elles sont dues aux conditions du profil de mission et particulièrement aux facteurs environnementaux : températures élevées, variations de températures et humidité. L'intégration de puces GaN-sur-SiC accentue l'apparition de ces défauts mécaniques à cause de leurs propriétés thermomécaniques, en particulier leur rigidité élevée qui est caractérisée par un leur module d'élasticité haut.

La méthodologie de fiabilité prédictive présentée est basée sur l'utilisation des modèles numériques des comportements thermo- et hygromécaniques et d'essais expérimentaux sur des objets réels. Cette méthodologie est appliquée dans un premier temps dans le cas des composants QFN intégrant des puces GaN-sur-SiC.

Pour l'étude thermomécanique du composant, deux des étapes de cette méthodologie vont être approfondies dans le chapitre 2. La première est la caractérisation des propriétés physiques de ces résines, pour comprendre le comportement thermomécanique du composant et être en mesure de le modéliser à l'aide de logiciel de simulation par éléments finis. En second, la conception de capteur de déformation sur substrats III-V est étudiée pour mesurer le gauchissement généré par l'assemblage et caractériser les variations de température sur la puce.

Quant aux problématiques de l'humidité dans le boîtier, nous proposons trois étapes pour une approche multi-physique : la caractérisation des phénomènes de diffusion dans le matériau plastique et dans les boîtiers QFN ; la déformation du matériau hydrophile causée par cette diffusion et l'impact de l'humidité à l'interface leadframe/EMC. Celles-ci seront traitées chapitre 3.

De plus, deux résines d'encapsulation issues de développement de la plateforme GaN en QFN d'UMS sont étudiées ici. Ces évaluations permettront de faire les choix techniques appropriés pour répondre aux exigences industrielles de fiabilité.

Chapitre II. Etude du comportement thermomécanique du composant QFN

I. Introduction

Ce chapitre présente les résultats d'analyses du comportement thermomécanique du composant : les caractérisations des principales propriétés matériaux des résines d'encapsulation, leur prise en compte lors de simulations thermomécaniques pour modéliser la déformation du boîtier et la conception de jauges de déformation pour valider ces simulations.

Les mesures de caractérisation des propriétés des résines d'encapsulation QFN permettront de :

- Comprendre le comportement des matériaux qui définissent le comportement de l'assemblage entier, et en extraire les caractéristiques critiques vis à vis de sa fiabilité ;
- Déterminer les principales propriétés des matériaux pour être en mesure de les intégrer aux simulations thermomécaniques.

La principale interrogation est la variation non négligeable des propriétés physiques en fonction de l'emplacement des QFN sur les plaquettes. Il est pertinent d'évaluer l'impact de cette possible disparité sur les contraintes et déformation des composants et sur leur durée de vie. Il est important de quantifier cette variation pour la prendre en compte dans les simulations thermomécaniques pour être en mesure de modéliser correctement le comportement thermomécanique du composant testé.

La gamme de température sur laquelle se porte les analyses est $[-55^{\circ}\text{C} ; +150^{\circ}\text{C}]$ qui correspond à la condition de stockage thermique à laquelle doit répondre nos composants QFN.

L'étude de ces résines comporte trois étapes présentées dans ce chapitre : l'analyse structurelle des composés d'encapsulation, la caractérisation de leurs propriétés thermiques, et la caractérisation de leurs propriétés thermomécaniques. A l'aide des caractérisations réalisées, les contraintes dans le composant et la déformation du boîtier sont ensuite modélisées par éléments finis. Pour finir, les jauges de déformation en GaN et GaAs sont présentées pour évaluer la déformation des puces dans les boîtiers.

II. Analyse structurelle des EMC

Cette analyse a pour objectif de déterminer la taille et la répartition des charges dans une plaquette de QFN. Pour cela, une analyse granulométrique est effectuée par des observations au microscope électronique à balayage (MEB) ainsi que par une analyse thermogravimétrique (TGA).

1. Introduction

Les charges de silice sont ici étudiées pour les deux résines QFN, l'EMC A et B. Elles sont analysées à partir des échantillons de plaquettes en fonction des positions des composants QFN sur celles-ci. Pour rappel une plaquette comporte 10x10 composants, on note la position 1 sur la plaquette comme la ligne de QFN la plus loin du point d'injection de la résine et la position 10 comme étant la ligne la plus près de l'injection, comme représenté sur la Figure II-1.

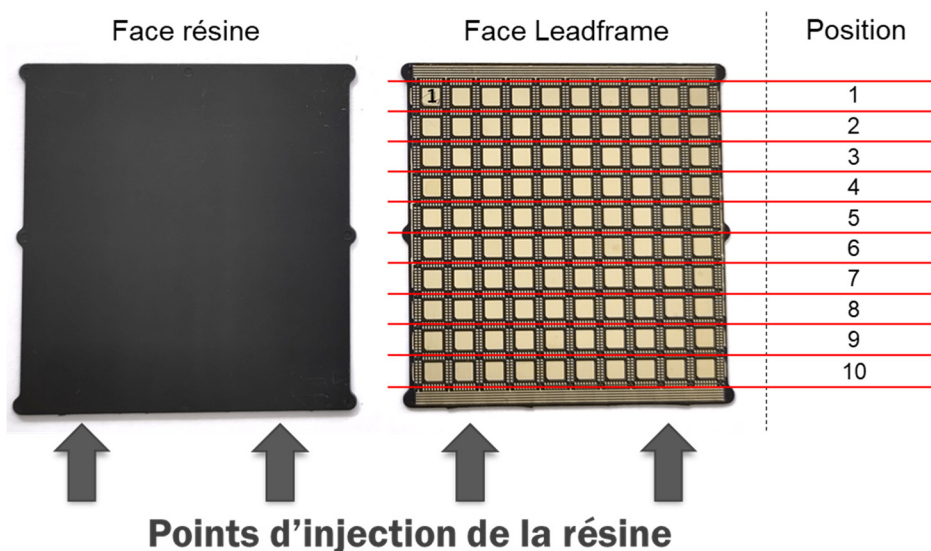


Figure II-1. Echantillon de plaquettes de résines et les positions étudiées

Les fabricants des composés d'encapsulation indiquent des taux de charge pour ces deux résines :

1. EMC A : 90,5 % de charges ;
2. EMC B : 89,5 % de charges avec la répartition suivante : trois références de silices différentes de 60-80 %, 10-20 % et avec 0,1-0,2 % de résidus ainsi que de l'hydroxyde de métal avec un taux de concentration entre 1 et 3 %.

Deux techniques sont utilisées : les observations MEB qui permettent de connaître la forme des charges ainsi que de mesurer leur taille et l'analyse par TGA pour obtenir le taux de charge dans la résine en éliminant toute trace de cette dernière. Ces deux méthodes ont leurs inconvénients. Les résultats des observations MEB dépendent de la fenêtre d'observation, il faut donc faire un compromis entre un grossissement important pour pouvoir mesurer les charges de très petite taille et un grossissement relativement petit pour pouvoir prendre en compte les plus grosses. Il est aussi nécessaire de multiplier les observations sur un même échantillon pour modérer les variations en

fonction de la fenêtre utilisée. Quant au TGA, toute la résine est enlevée et on mesure le taux de charge totale sans pouvoir juger de la taille des charges.

2. Microscope Electronique à Balayage (MEB) et description du protocole

Le Microscope Electronique à Balayage produit une image en sondant la matière à l'aide d'un faisceau d'électrons. L'interaction des électrons avec les atomes de l'échantillon analysé permet de réaliser une image à partir de la détection des électrons secondaires. L'analyse se fait dans une chambre sous vide. Cette méthode permet une très grande précision d'imagerie.

Deux enrobages sont réalisés pour être analysés au MEB du laboratoire IMS. Chaque enrobage contient deux échantillons d'une même résine correspondant aux positions opposées 1 et 10. Les échantillons sont obtenus à partir d'une plaquette de QFN dont le leadframe est retiré avec du perchlorure de fer et qui est ensuite polie manuellement pour retirer le relief de résine. L'épaisseur finale est d'environ 650 μm . La plaquette de résine est ensuite découpée pour obtenir les lignes correspondant aux positions 1 et 10. Ces lignes sont coupées en leur milieu et moulées pour observer la tranche centrale dans l'épaisseur de la résine. Les enrobages sont ensuite laqués à la laque argentée puis métallisés par le dépôt d'une fine couche d'or avant observation.

La difficulté est de définir la fenêtre d'observation. La Figure II-2 présente deux observations du même échantillon à deux grossissements différents. L'observation en Figure II-2 (a) montre l'épaisseur totale de l'échantillon ; on peut observer les plus grosses charges mais pas les plus petites qui sont visibles en (b) dont le rayon est inférieur à 1 μm .

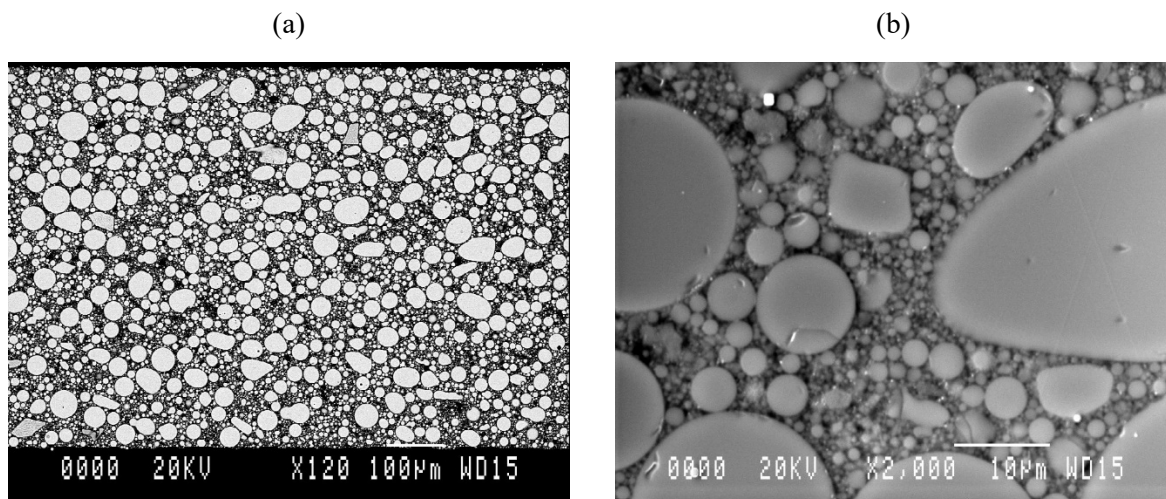


Figure II-2. Observations MEB de la résine B (a) Grossissement x120 (b) Grossissement x2000

Le choix a été pris de faire deux campagnes d'observations avec différents grossissements pour obtenir à la fois la zone d'observation la plus large et pour prendre en compte toutes les tailles de charges : x500 et x1000. Pour chaque échantillon et chaque grossissement, 6 observations sont prises selon la Figure II-3.

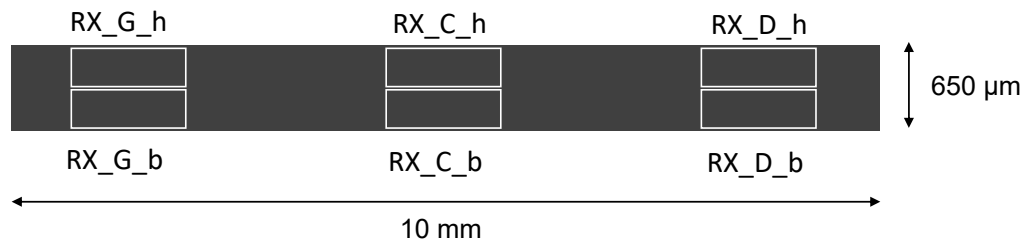


Figure II-3. Zones d'observation sur un échantillon

En insérant les deux échantillons position 1 et 10 dans le même enrobage, il est possible d'obtenir les observations des deux positions sans avoir à modifier les paramètres de l'équipement pour permettre la comparaison des valeurs obtenues. Pour cela, il est aussi nécessaire d'effectuer, par la suite, le même traitement d'image.

On utilise le protocole de traitement d'images suivant :

1. Sélection d'une fenêtre de taille fixe :
 - a. Grossissement x500 : $230 \times 150 \mu\text{m}^2$;
 - b. Grossissement x1000 : $110 \times 75 \mu\text{m}^2$;
2. Binarisation entre les charges et la résine : 170-255 (valeurs définies lors d'études préliminaires pour prendre en compte le maximum de particules et définir clairement les limites entre charges) ;
3. Bouchage de trous (pour éliminer les anomalies optiques et les impuretés) ;
4. Listage des objets :
 - Calcul du nombre d'objets entiers ;
 - Calcul de surface pour chaque objet entier ;
 - Rapport de phase : rapport des pixels noirs sur le nombre total de pixels, c'est donc un rapport de surface.

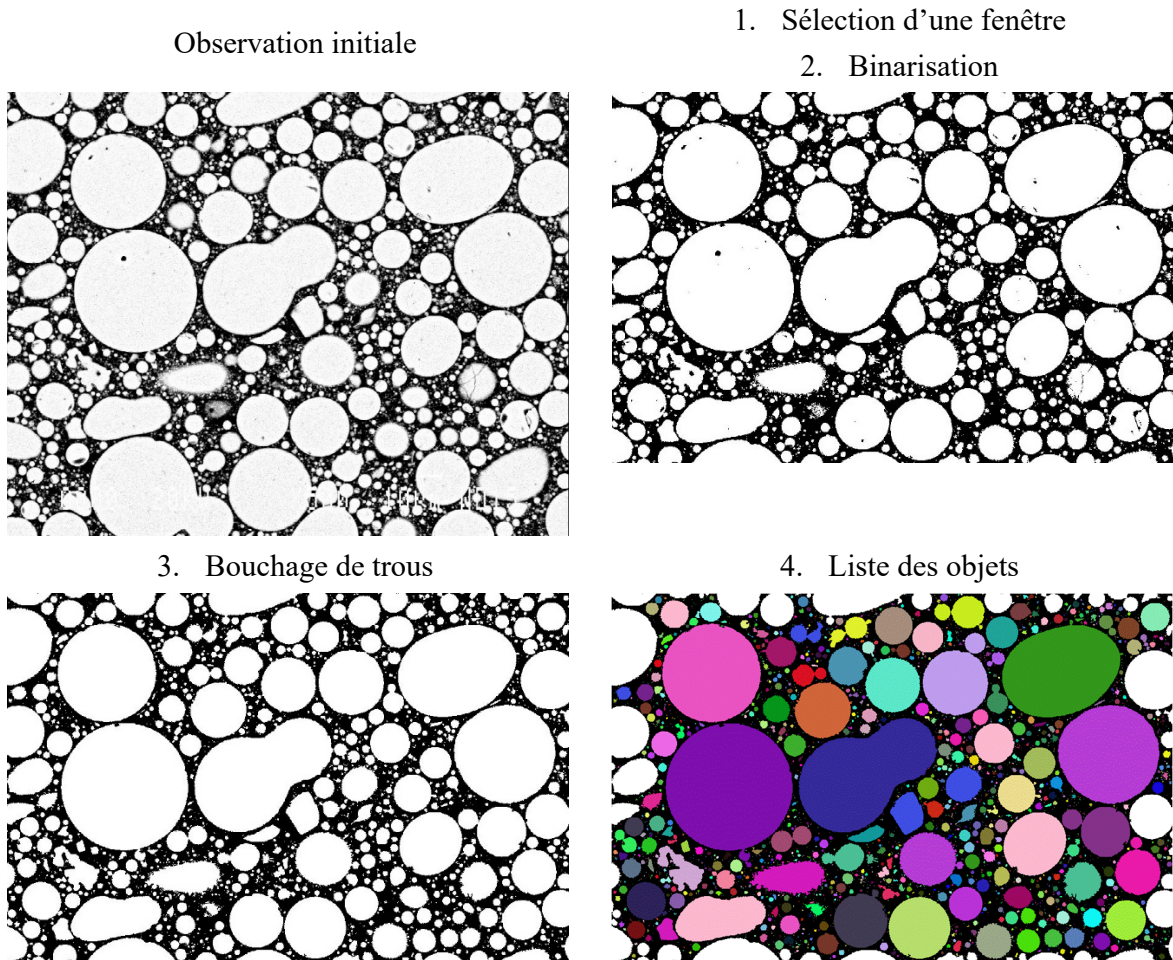


Figure II-4. Traitement de l'image

Avec cette méthode, les résultats obtenus sont utilisés pour comparer la répartition des charges en fonction des différentes positions. La variation des résultats en fonction des zones d'observation, les grossissements choisis et le traitement d'image tel que la binarisation permet seulement d'avoir des valeurs estimées mais pas absolues.

3. Observations MEB

a. Grossissement x500

On commence par le grossissement le plus grossier. Pour les deux résines, les résultats sont similaires comme l'indique le Tableau II-1. On compare les positions 1 et 10 :

- Rapport de phase : $R1 > R10$;
- Surface moyenne des charges : $S1 > S10$;
- Le nombre d'objets est plus important en position 10 ;
- La taille maximale des charges en position 1 est plus importante qu'en position 10.

Tableau II-1. Résultats de l'analyse granulométrique au MEB avec le grossissement x500

Résine Position	EMC A				EMC B			
	1		10		1		10	
	Moyenne	σ	Moyenne	σ	Moyenne	σ	Moyenne	σ
Rapport de phase (%)	69,6	2,5	63,4	2,2	70,2	2,3	61,3	1,9
Nb objets	1 798	260	2 163	299	2 352	208	2 922	259
Surface moyenne des charges (μm^2)	10,5	1,6	8,1	1,3	8,5	0,9	6	0,6
Taille max (μm^2)	1 949	341	1 664	725	1 670	339	1 458	393

Même si les deux résines présentent les mêmes tendances de variation en fonction de la position, on note des différences entre les deux résines. En particulier au niveau de la taille des charges : la résine B contient des charges plus petites que celles de la A, cela se vérifie sur la quantité de charges qui est environ 15 % plus faible dans la résine A (les charges sont plus grosses donc moins nombreuses dans une même fenêtre d'observation). Ces résultats sont cohérents avec les données fabricants qui indiquent plusieurs références de grains de silice classées en fonction de leurs tailles.

Le rapport de phase nous indique qu'il semble y avoir plus de résine en position 10 qu'en position 1. Cependant la précision des observations ne permet pas de prendre en compte les charges les plus petites. En effet, les résultats du Tableau II-1 indiquent des rapports de surface autour de 60-70 % alors que ces résines ont un taux de charge d'environ 90 % d'après le fabricant.

Les autres résultats indiquent la présence de plus grosses charges en position 1 qui sont donc moins nombreuses. Il est donc possible de noter une différence de répartition des charges en fonction de la position du composant sur la plaquette de QFN. Les observations en x1000 vont permettre de prendre en compte les charges plus petites.

b. Grossissement x1000

A ce grossissement, le nombre d'observations est doublé pour atteindre 12 sur chaque échantillon. Cela est effectué pour augmenter les statistiques car les variations sont encore plus importantes. Par exemple, si l'observation contient une des plus grosses charges, la plupart de la fenêtre sera occupée par une seule particule et l'objectif ici, est d'analyser la répartition des plus petites charges.

Le Tableau II-2 montre que la taille moyenne des charges mesurées est trois fois plus faible avec ce grossissement, on arrive donc à mesurer des charges plus petites. Les résultats sont similaires aux précédents. Pour les deux résines :

- Rapport de phase : $R1 > R10$;
- Surface moyenne des charges : $S1 > S10$;
- Le nombre d'objets est plus important en position 10.

Tableau II-2. Résultats de l'analyse granulométrique au MEB avec le grossissement x1000

Résine Position	EMC A				EMC B			
	1		10		1		10	
	Moyenne	σ	Moyenne	σ	Moyenne	σ	Moyenne	σ
Rapport de phase (%)	70,9	2,6	67,4	4,7	68,1	2,7	61,9	2,2
Nb objets	1 521	215	1 573	160	2 037	150	2 228	170
Surface moyenne des charges (μm^2)	3,1	0,7	2,3	0,6	1,9	0,2	1,6	0,2

Ces résultats confirment la répartition des charges dans la plaquette. En position 1, du côté opposé de l'injection de la résine, les charges sont en moyenne plus grosses alors que de l'autre côté, les particules sont en moyenne plus petites donc plus nombreuses.

Il semble que le taux de charge soit aussi différent, ce point est vérifié dans la section suivante par analyse thermogravimétrique.

4. Analyse thermogravimétrique (TGA)

Cette analyse est effectuée avec l'équipement TGA Q500 V20.13 de TA Instruments dans le laboratoire LCMM de Thalès TRT par Clément Mélusson d'UMS. Cette méthode consiste à mesurer l'évolution de la masse d'un échantillon en fonction de la température. A haute température, les composés organiques de l'EMC se dégradent et se décomposent mais pas les composés inertes comme les grains de silice. Mesurer la masse initiale de la résine et la masse finale, contenant seulement les charges permet donc de calculer le taux de charge.

Les échantillons de section d'environ $3 \times 3 \text{ mm}^2$ sont extraits des plaquettes de la même manière que pour les analyses au MEB. Ils sont purement composés de résine et sont sélectionnés aux positions 2, 4, 6 et 8 pour les EMC A et B.

L'échantillon est placé dans une nacelle en platine reliée à la balance. L'environnement de mesure est ensuite mis sous O_2 par un flux de 90 ml/min pour permettre la combustion des composés organiques. Le profil thermique appliqué aux échantillons est présenté Figure II-5 et ci-dessous :

1. Première chauffe de 25°C à 110°C à $10^\circ\text{C}/\text{min}$ avec un plateau de 30 min à 110°C : pour éliminer l'humidité de la résine ;
2. Refroidissement jusqu'à 25°C ;
3. Seconde chauffe de 25°C à 900°C à $10^\circ\text{C}/\text{min}$.

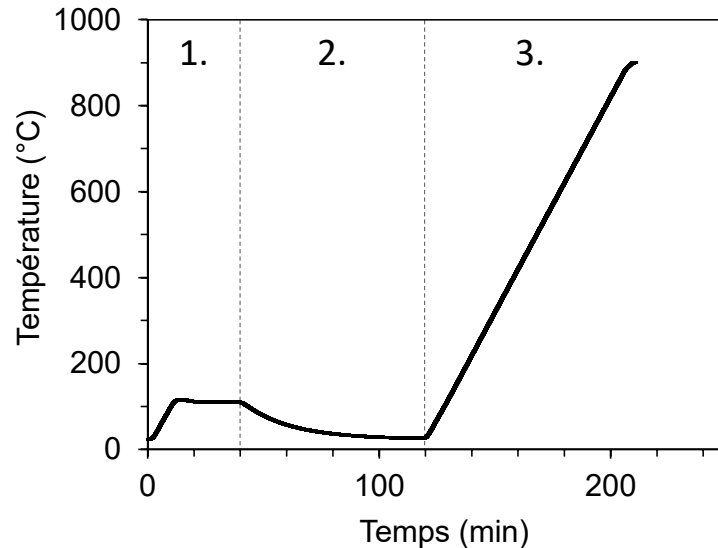


Figure II-5. Profil thermique de l'analyse TGA

Les étapes 1 et 2 ne sont pas étudiées car elles ont pour objectif de préparer l'échantillon pour la montée aux hautes températures de l'étape 3.

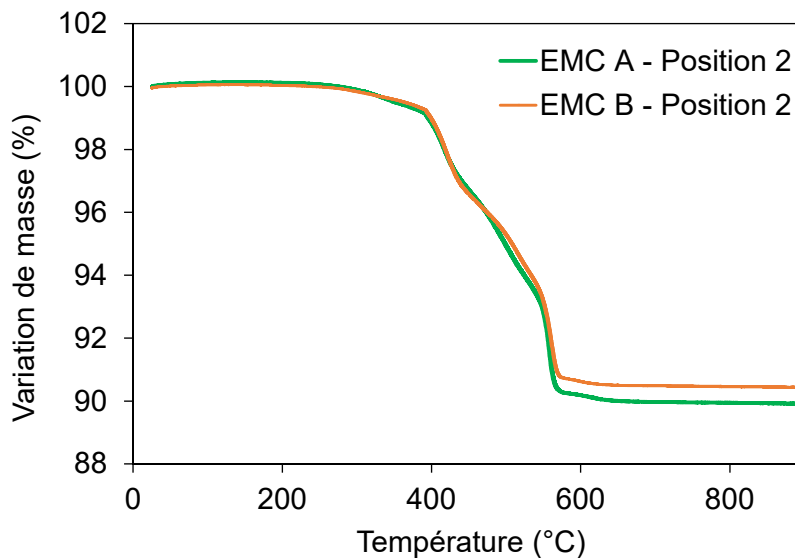


Figure II-6. Analyse TGA des échantillons des EMC A et B – position 2

La Figure II-6 montre la variation de la masse de deux échantillons des résines A et B sur la gamme de température 25-900°C pour une chauffe de 10°C/min. La résine époxy commence à se dégrader autour de 250°C. On peut noter une dégradation de 1 % à 399°C pour l'EMC A et 386°C pour l'EMC B. Cette différence de $T_{d1\%}$ n'est pas significative compte tenu des écarts types qui sont de 3°C pour l'EMC A et 15°C pour l'EMC B. La majorité de la perte de masse s'effectue entre 400°C et 580°C. Cette perte de masse atteint 5 % à 502°C pour l'EMC A et 491°C pour l'EMC B. On note ensuite un plateau où tout l'époxy a été décomposé, on mesure à ce moment-là le taux de masse restant. Les taux de charge finaux des échantillons des deux résines sont présentés sur la Figure II-7. A partir du poids initial des échantillons et de la précision de l'équipement, l'erreur calculée est de 0,14 %.

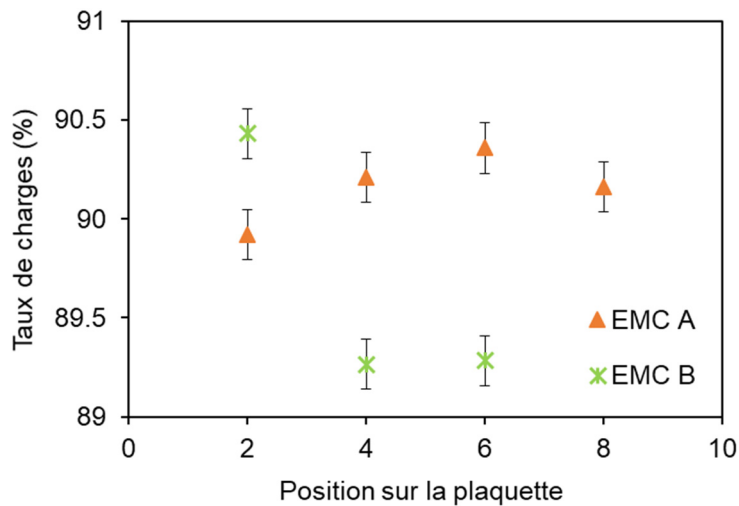


Figure II-7. Résultats d'analyse granulométrique par TGA : taux de charge des échantillons à 900°C

Pour l'EMC A, les résultats ne présentent pas de variation significative en fonction de la position sur la plaquette. Quant aux résultats de la résine B, les taux de charge de seulement trois positions ont été mesurés ce qui est trop peu pour conclure. Toutefois, on peut noter une valeur moyenne de 89,7 % de taux de charge ce qui correspond aux données fabricant et est bien supérieure aux valeurs trouvées par observations MEB.

5. Synthèse de l'analyse granulométrique

Dans le Tableau II-3 récapitulatif, les valeurs de rapport de phase, qui est un rapport de surface, sont converties en taux de charge, un rapport de masse.

Tableau II-3. Synthèse des résultats de taux de charge (%) de l'analyse granulométrique

Méthode		MEB (x500)	MEB (x1000)	TGA	Fabricant
EMC A	1	75,1	76,5	90,2	90,5
	10	68,4	72,7		
EMC B	1	76,4	74,2	89,7	89,5
	10	66,7	67,4		

L'analyse TGA a permis de confirmer que la variation de taux de charge observée au MEB n'est pas la valeur réelle et est due à la répartition de la taille des particules détectables optiquement et non pas à leur quantité. En effet, le MEB ne permet pas d'avoir le vrai taux de charge mais a permis de conclure sur la répartition de la taille des charges en fonction de la position.

Pour conclure, pour les deux résines :

- Le taux de charge est équivalent entre les différentes positions sur la plaquette ;
- Les charges sont en moyenne plus grosses en position 1 qu'en position 10.

Les charges dans une résine influent sur ses propriétés thermomécaniques : avec l'augmentation du taux de charge, le CTE diminue et le module d'élasticité augmente. Dans le reste de ce chapitre, c'est donc l'influence de la taille des charges de la résine sur ces propriétés qui est étudiée.

III. Caractérisation des propriétés thermiques

Le but de cette section est d'étudier le comportement thermique des résines QFN. Pour cela, les propriétés caractérisées sont le taux de réticulation, la température de transition vitreuse T_g et les coefficients d'expansion thermique CTE_1 et CTE_2 et la valeur des CTE en fonction de la position de l'échantillon sur la plaquette QFN.

Il existe de multiples méthodes pour extraire la température de transition vitreuse. Dans cette partie, deux analyses seront menées :

- Analyse par calorimétrie différentielle à balayage (DSC) : elle caractérise la réticulation du polymère et permet une première estimation de la T_g ;
- Analyse thermomécanique (TMA) : elle est utilisée principalement pour mesurer les valeurs de CTE et permet aussi une mesure de la T_g .

1. Protocoles expérimentaux

Les analyses DSC ont été effectuées par le docteur Rodica Chiriac au laboratoire LMI de l'université Claude Bernard Lyon 1, des essais de TMA sont aussi effectués au LMI pour comparer les transitions visibles selon les deux méthodes.

Pour l'analyse DSC, deux échantillons de chaque résine sont analysés. Ils sont de forme rectangulaire de 2x5 mm². Les échantillons sont placés, un par analyse, dans un creuset en aluminium. Une même température de chauffe est utilisée : 10°C/min pour les analyses en chauffe et en refroidissement sur une gamme de température de 0°C à 220°C. Ces tests sont réalisés sous azote.

Pour les analyses par TMA au laboratoire LMI, des échantillons de 3x3 mm² et de 650 µm d'épaisseur de résine pure sont testés. Les analyses ont été réalisées avec plusieurs forces appliquées : 0,1 N et 0,8 N ; et avec une rampe de température de 5°C/min allant de 25 à 220°C.

De nouvelles mesures de CTE ont été effectuées par moi-même et par Clément Mélusson avec l'équipement TMA Q400 de T.A Instruments (présenté Figure II-8) au Laboratoire d'Analyses des Technologies et des Procédés Industriels (LATPI) de Thalès TRT.

Un échantillon est placé sur le support en quartz. La sonde en quartz est ensuite abaissée de manière à être en contact avec la surface de l'échantillon. Elle applique une force de 0,05 N sur la résine à mesurer. L'enceinte thermique est refermée. L'échantillon est alors placé sous un flux constant de 100 mL/min d'hélium qui est un excellent conducteur thermique. La taille initiale est ensuite mesurée à température ambiante et servira de référence pour la mesure en température.

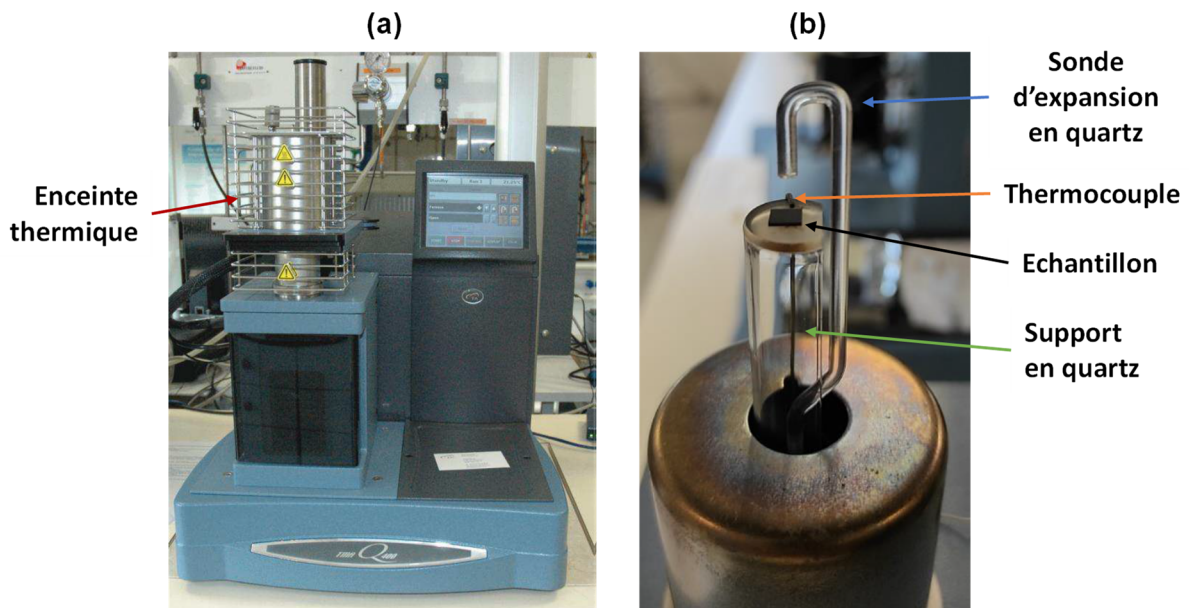


Figure II-8. (a) Equipement TMA Q400 du LATPI (b) Intérieur de l'enceinte thermique

L'échantillon est ensuite soumis à quatre cycles de chauffe et refroidissement de 25°C à 220°C. Le premier cycle est effectué à 10°C/min. Cette chauffe rapide permet de relâcher les possibles contraintes résiduelles dues à la fabrication ou au stockage avant test ainsi que de retirer une possible humidité dans le matériau. La mesure de dilatation de ce cycle ne sera pas exploitée. Le refroidissement jusqu'à 25°C se fait ensuite à 2°C/min. Les trois cycles suivants de chauffe et refroidissement sont aussi effectués à 2°C/min comme représentés Figure II-9. Ils sont effectués pour juger de la répétabilité de la mesure.

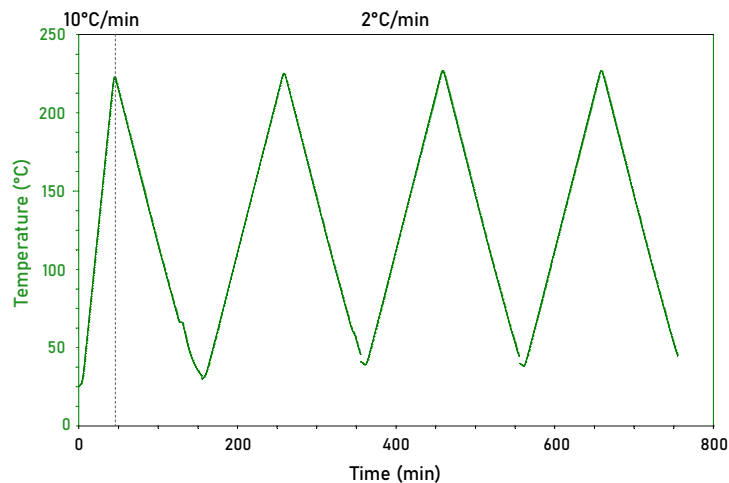


Figure II-9. Profil thermique de la TMA

2. Résultats de l'EMC B

La Figure II-10 montre les courbes de variation d'épaisseur ($\mu\text{m}/\text{m}$) lors des quatre refroidissements subis par un échantillon en position 1 de l'EMC B. On note deux pentes distinctes permettant la mesure des deux coefficients d'expansion thermique. Le point d'inflexion correspond au changement d'état de la résine époxy au passage de la température de transition vitreuse T_g . Ce

changement d'état s'effectue sur une zone de température mais il est possible de mesurer par TMA la température moyenne de cette zone comme présenté Figure II-10.

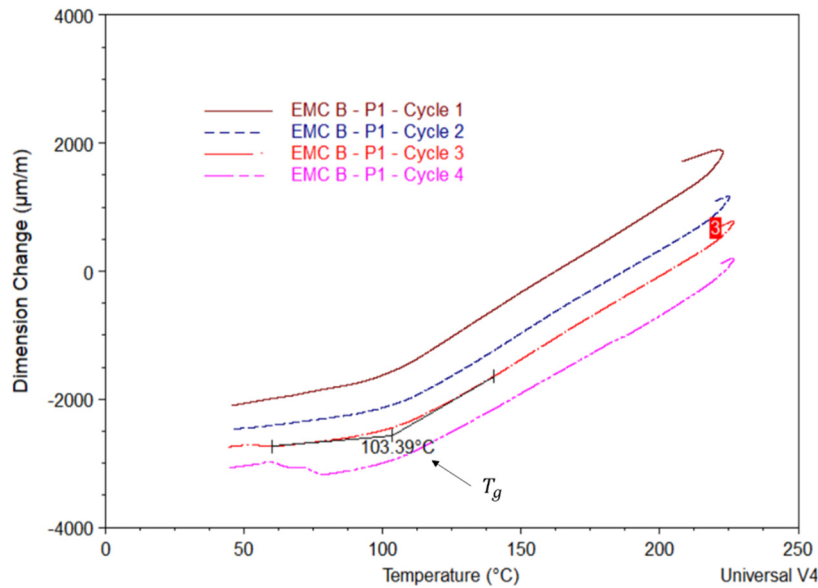


Figure II-10. Variation d'épaisseur ($\mu\text{m/m}$) lors des quatre refroidissements d'un échantillon en position 1 de l'EMC B

Ces mesures ont été effectuées sur trois échantillons de la position 1 et trois de la position 10 pour cette résine. Les résultats présentés Tableau II-4 proviennent des 4 cycles en refroidissement de ces échantillons. La valeur moyenne de T_g est identique pour les toutes les mesures quelle que soit la position. Elle est de 103°C avec un écart type de 4°C pour l'EMC B. Cela indique aussi que la polymérisation ne s'est pas poursuivie pendant les cycles.

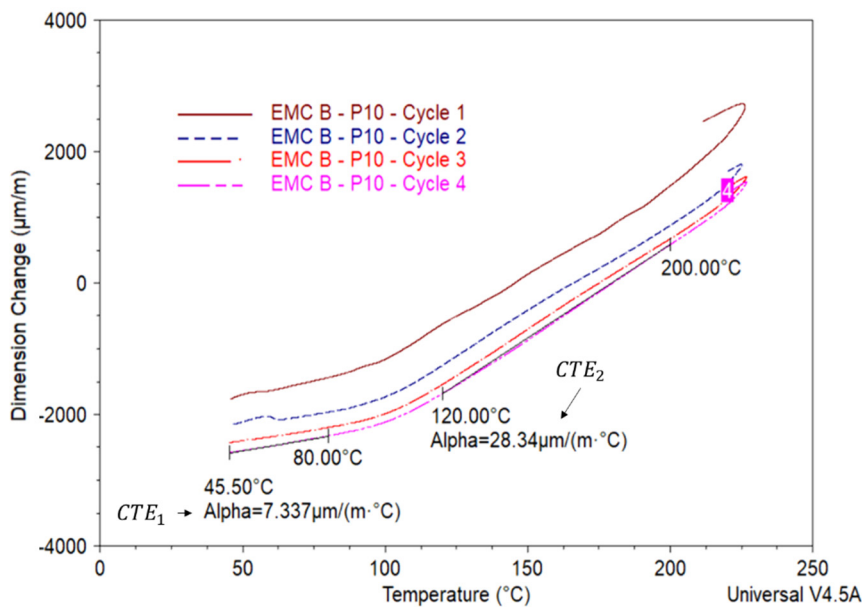


Figure II-11. Variation d'épaisseur ($\mu\text{m/m}$) lors des quatre refroidissements vécus par un échantillon en position 10 de l'EMC B

La Figure II-11 montre les courbes de variation de dimensions d'un échantillon en position 10 de l'EMC B et illustre la méthode d'extraction des deux valeurs de CTE. Deux intervalles de

températures sont choisis autour de la zone de transition vitreuse : [45,5°C ; 80°C] et [120°C ; 200°C] pour extraire respectivement CTE_1 et CTE_2 .

Tableau II-4. Résultats des valeurs de CTE de la résine B

Résine	Position	CTE_1 (ppm/°C)		CTE_2 (ppm/°C)	
		Moyenne	Ecart type	Moyenne	Ecart type
EMC B	1	7,4	1,2	25,2	0,6
	10	8,9	0,2	27,2	1,1
	Moyenne Totale	8,2		26,2	
	Valeurs fabricant	8		40	

Il existe effectivement des différences entre les valeurs des CTE en position 1 et 10 : les CTE sont plus faibles en position 1. Cependant, il faut mettre en rapport à ces valeurs les écarts types des mesures. Par exemple pour la position 1, l'écart type est à hauteur de 19 % du CTE_1 . Cela est principalement dû à la faible épaisseur initiale des échantillons. Il faudrait multiplier les essais pour déterminer si cet écart est significatif entre les positions. Il est aussi intéressant de noter que le CTE_1 est proche de la valeur donnée par le fabricant alors que le CTE_2 en est différent : il est plus faible de 14 ppm/°C.

La résine B a une composition plus complexe que l'EMC A. Elle est composée de deux résines époxy différentes, d'une résine phénolique, d'hydroxyde de métal, de noir de carbone et de trois références de silice. L'hydroxyde de métal, le noir de carbone et la silice sont supposés inertes mais nous avons trois références de résine inconnues qui ont potentiellement des T_g différentes.

Les analyses DSC sur la résine B mettent en évidence deux températures de transition : ~40°C et 100°C. Les thermogrammes en chauffe et refroidissement sont visibles Figure II-12 et Figure II-13.

La transition à 40°C est surprenante, l'explication n'a pas été trouvée mais ce phénomène a été rencontré lors de toutes les analyses DSC sur les échantillons de résine B. Ce phénomène est répétable, cependant il n'apparaît pas sur les analyses TMA. En complément, des tests TMA ont été faits à 0,1 N et à 0,8 N, et n'ont pas montré de transition à cette température. Cette transition ne semble pas visible au niveau de la dilatation thermique.

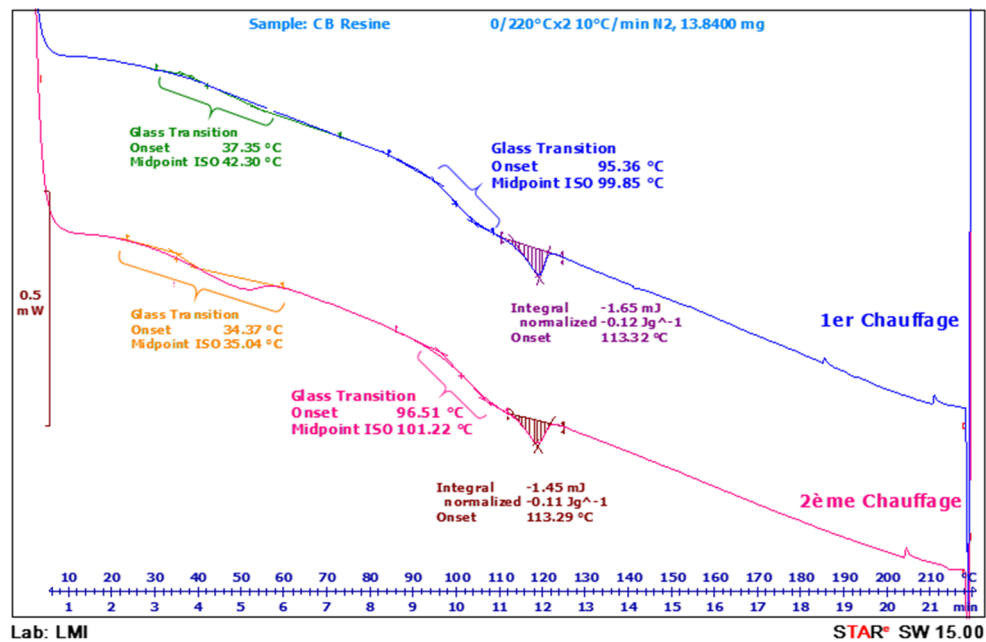


Figure II-12. Thermogramme de la résine B en chauffe

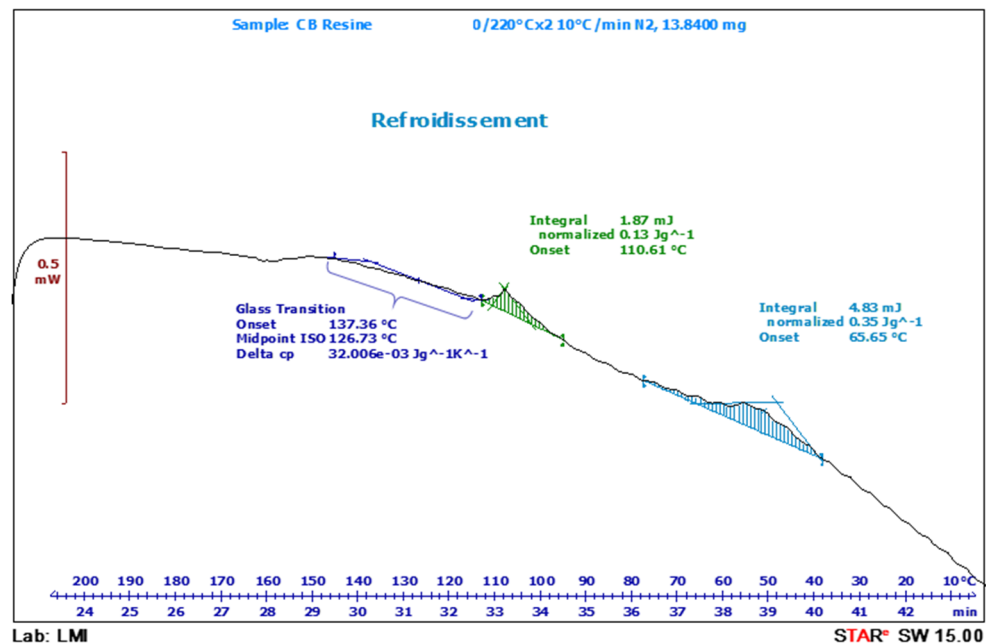


Figure II-13. Thermogramme de la résine B en refroidissement

La seconde mesure de température de vitreuse de la résine B se trouve vers 100°C ce qui est cohérent avec les mesures par analyses TMA. Les mesures de T_g sont : 100°C pour la 1^{ère} chauffe, 101°C pour la 2^e en DSC et 103°C en TMA.

Après la T_g se passe un phénomène qui paraît être soit un phénomène de relaxation soit de fusion. On voit que c'est une fusion pour plusieurs raisons : lors de la chauffe, on note que la T_g et le pic endothermique sont distincts ; et lors du refroidissement il y a un pic exothermique de cristallisation correspondant donc à cette fusion (Figure II-13).

Il n'y a pas de polymérisation lors des deux chauffes, on peut considérer que la résine est totalement polymérisée.

3. Résultats de l'EMC A

Les mesures des CTE de l'EMC A n'ont été réalisées que sur un échantillon pour chaque position. Les résultats en Tableau II-5 proviennent des 4 cycles en refroidissement de cet échantillon.

Tableau II-5. Résultats des valeurs de CTE de la résine A

Résine	Position	CTE_1 (ppm/°C)		CTE_2 (ppm/°C)	
		Moyenne	Ecart type	Moyenne	Ecart type
EMC A	1	7,9	1,0	19,8	1,4
	10	9,0	0,5	24,5	2,3
	Moyenne Totale	8,5		22,2	
	Valeurs fabricant	7		34	

Pour cette résine, il existe aussi une différence de CTE entre les deux positions extrêmes de la plaquette QFN. La valeur moyenne de T_g mesurée pour les deux échantillons est de 101°C avec un écart type de 4°C. Ces valeurs doivent être vérifiées avec la mesure de nouveaux échantillons pour effectuer une analyse statistique. Ces résultats montrent cependant les mêmes tendances que pour la résine B.

Comme précédemment, les résultats des analyses DSC montrent deux températures de transition : 44°C et 99°C ainsi qu'un phénomène à 66°C. La transition à 44°C est inexpliquée, et n'apparaît pas sur les analyses TMA. Ces résultats sont visibles sur la Figure II-14.

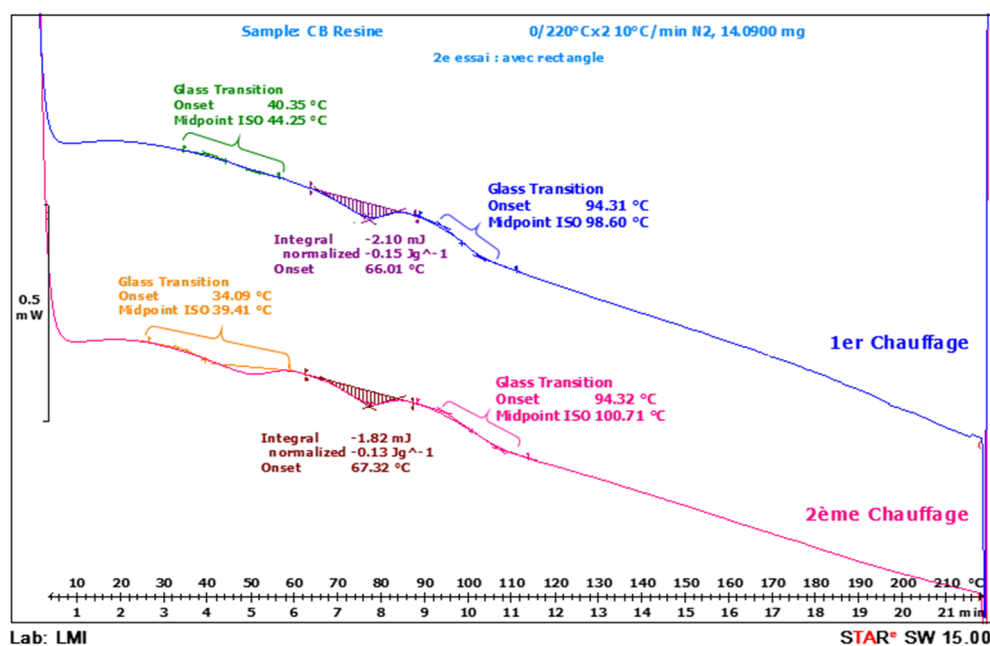


Figure II-14. Thermogramme de la résine A en chauffe

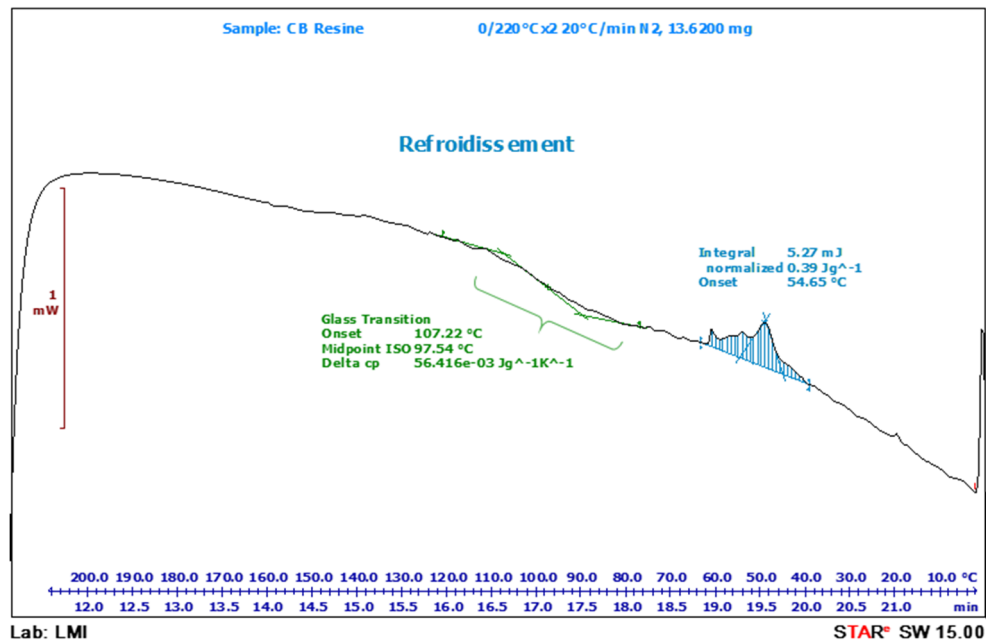


Figure II-15. Thermogramme de la résine A en refroidissement

A 66°C, une trace de fusion est observée. Elle est surprenante du fait qu'elle se trouve avant la T_g . Si une cristallisation froide avait eu lieu lors de la descente de 25°C à 0°C pour débiter le test, la fusion devrait se passer après la T_g . Il est certain que ce phénomène est une fusion car sur le thermogramme de refroidissement en Figure II-15, on observe une cristallisation (pic bleu, pic exothermique) correspondant à la fusion. Cette fusion est anormale. L'hypothèse est qu'elle serait due à d'autres composés de la résine, en particulier l'agent de réticulation. On ne la voit pas en TMA car le test n'est pas fait pour. Cependant comme pour la transition précédente, cela montre que cette fusion n'a pas d'impact « réel », en tout cas au niveau de la dilatation thermique.

La température de transition vitreuse de la résine A se trouve vers 100°C. Les T_g mesurées lors des différentes mesures sont : 99°C pour la 1^{ère} chauffe, 100°C pour la 2^e en DSC et 104°C en TMA.

Cette résine est composée de résine époxy, de résine phénolique, de noir de carbone et de silice. Il n'y a pas d'information sur la composition des résines elles-mêmes (et donc de l'agent de réticulation). Pour comprendre les transitions et les phénomènes de fusion, il faudrait se rapprocher du fournisseur pour connaître la composition exacte des résines.

4. Synthèse

Ces deux analyses ont montré que la réticulation des résines ne se poursuit pas durant de nouveaux cycles de chauffe. Elles ont aussi permis la caractérisation des valeurs de T_g ainsi que des valeurs des CTE des résines A et B. Les résultats sont regroupés dans le Tableau II-6.

Tableau II-6. Propriétés thermiques caractérisées par DSC et TMA

		EMC A	EMC B
CTE_1	1	7,9 ppm/°C	7,4 ppm/°C
	10	9,0 ppm/°C	8,9 ppm/°C
CTE_2	1	19,8 ppm/°C	25,2 ppm/°C
	10	24,5 ppm/°C	27,2 ppm/°C
T_g (DSC)		100°C	100°C
T_g (TMA)		101°C	103°C

Les valeurs mesurées de la température médiane de la zone de transition vitreuse se trouve pour les EMC autour de 100°C pour les deux méthodes de caractérisation : TMA et DSC. L'écart avec les données fabricant est assez important. Il est de 35°C pour l'EMC A et de 45°C pour l'EMC B. La température T_g peut donc être atteinte lors de la vie du composant en fonction du cahier des charges ou lors de tests de vieillissement accélérés ou même de séchages dont la valeur typiquement appliquée est 125°C.

Les valeurs des CTE sont aussi différentes de celles annoncées par le fabricant. Spécialement la valeur du CTE_2 dont les valeurs mesurées sont 35 % plus faibles que celles annoncées. Une faible différence est aussi observable au niveau des CTE entre les positions 1 et 10. Pour les deux résines, le CTE est plus important au niveau de l'injection de la résine : en position 10 qui correspond aussi à une taille de charges plus petites. Cette variation doit être étudiée pour analyser si elle a un impact significatif sur les contraintes dans un composant. Nous nous proposons de l'étudier par simulations thermomécaniques dans la section V de ce chapitre.

IV. Caractérisation des propriétés thermomécaniques

Les caractérisations de cette section ont pour objectif de connaître les caractéristiques déformation/contraintes de la résine sur une gamme de température [-55°C ; 150°C]. Deux méthodes sont évaluées pour cette analyse : la flexion 3-points et la traction. J'ai réalisé ces essais au laboratoire IMS selon le protocole de mesure décrit chapitre I.IV.3.b. Pour rappel les paramètres utilisés sont :

- Distance entre les supports : 30 mm ;
- Vitesse de déplacement : 0,5 mm/min ;
- La charge appliquée sur l'échantillon et le déplacement de la pointe sont enregistrés ;
- La flexion s'effectue jusqu'à la rupture de l'échantillon.

1. Analyse par flexion

a. Résultats en fonction de la température

A partir de ces mesures et connaissant la géométrie des éprouvettes, la déformation (mm/mm) et les contraintes (MPa) sont calculées. La courbe de contraintes en fonction de la déformation peut être tracée. La Figure II-16 représente les caractéristiques contraintes/déformation des 8 échantillons de l'EMC A à 25°C.

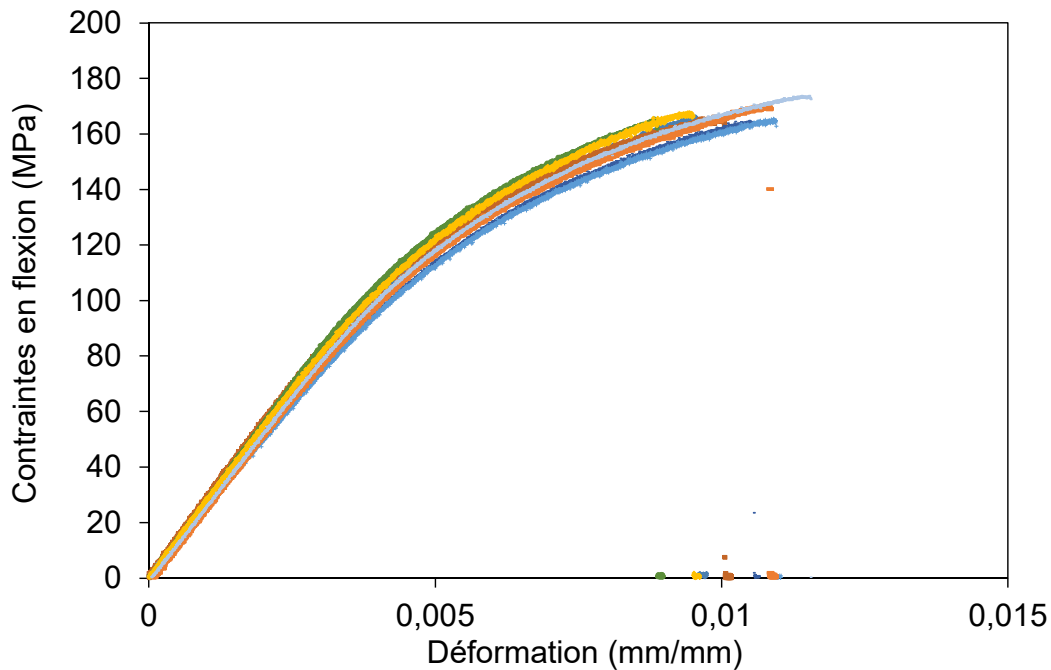


Figure II-16. Courbe contraintes/déformation des 8 échantillons EMC A à 25°C

On note sur la Figure II-16 le comportement linéaire jusqu'à 0,004 mm/mm de déformation caractéristique de la déformation élastique. A 25°C, la résine A a un comportement qui peut être considéré comme fragile : son module d'élasticité est élevé et la rupture arrive à faible déformation environ 0,01 mm/mm.

Tableau II-7. Résultats de la flexion 3-points de l'EMC A à 25°C

	Médiane	Ecart type σ	Données fabricant
Module d'élasticité (GPa)	26,2	1,0	29
Résistance à la flexion (MPa)	167	4	190

Les résultats de module d'élasticité et des résistances à la flexion extraits des courbes et présentés Tableau II-7 sont cohérents avec les données fabricants, bien que plus faibles. Les résultats sont reproductibles entre échantillons, la dispersion des valeurs de module est de 4 % ce qui est acceptable. Par la suite, un seul échantillon par lot sera utilisé pour présenter les résultats graphiquement.

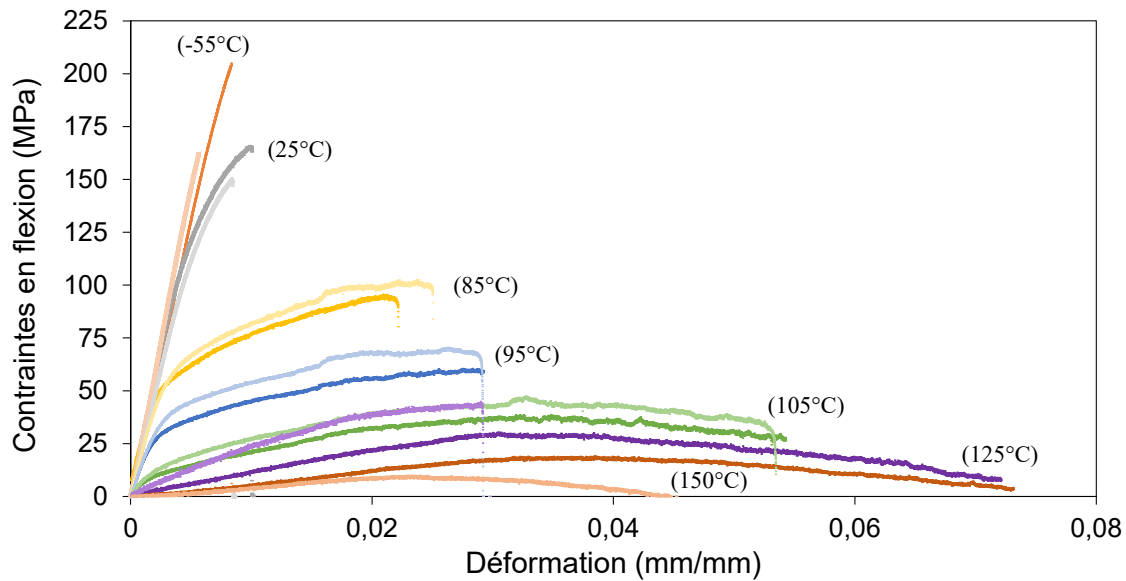


Figure II-17. Comportements contraintes/déformation en température de l'EMC A (courbes foncées) et EMC B (courbes claires)

La Figure II-17 illustre la dépendance des caractéristiques contraintes/déformation à la température pour les deux résines. Pour chaque température, celles de l'EMC A sont les courbes foncées et celles de l'EMC B sont les plus claires. A -55°C , on ne peut observer qu'une très faible ductilité avec la rupture fragile de l'échantillon. En augmentant la température, la ductilité augmente aussi. A 85°C , la limite élastique est clairement marquée. La rupture arrive aussi plus haut en déformation vers $0,02\text{ mm/mm}$. A partir de 105°C , on note une réduction importante du module. La résine a un comportement ductile. On note aussi une diminution des contraintes après le point de contraintes maximales où l'échantillon continue de se déformer mais les contraintes sont relâchées par des micro fissures. Ces fissures n'induisent pas tout de suite la rupture des échantillons. Certains échantillons ne se sont pas cassés pendant l'essai : le bâti a atteint la butée de sécurité de déplacement maximal, ce point sera expliqué en Section IV.1.b. Dans ces cas-là, les valeurs de résistance à la flexion sont les contraintes maximales avant l'apparition de micro fractures.

Les parties linéaires des courbes -55°C , 25°C et 85°C sont superposées, les modules élastiques à ces températures sont donc similaires, le matériau est dans l'état vitreux. A partir de 85°C , ils semblent diminuer et ne se stabilisent pas. Un changement d'état s'effectue à ces températures, ce qui est cohérent avec les valeurs de T_g caractérisées précédemment. Les valeurs du module et de la résistance à la flexion confirment cette analyse graphique. Elles sont présentées dans le Tableau II-8.

Tableau II-8. Résultats de la flexion 3-points de l'EMC A en température (σ représente l'écart type)

Température (°C)		Caractérisation							Données fabricant	
		-55	25	85	95	105	125	150	25	260
Module d'élasticité (GPa)	Médiane	27	26	24	16	7,7	1,2	0,8	29	0,9
	σ	1	1	1	2	0,2	0,1	0,1		
Résistance à la flexion (MPa)	Médiane	212	166	98	61	40	38	22	190	28
	σ	10	4	1	5	4	4	3		

Le comportement thermomécanique de la résine B est similaire à celui de la résine A. La principale différence relevée graphiquement est le seuil de plasticité qui semble être plus élevé pour la résine B. Tel que pour la résine A, après 105°C les courbes présentent un phénomène de relâchement des contraintes à hautes déformations. Ce phénomène est présent pour tous les échantillons de la résine B à 105°C et à 150°C. En revanche, je ne l'ai observé pour aucun essai à 125°C.

Pour l'EMC B, les valeurs extraites des mesures sont présentées Tableau II-9. Les valeurs caractérisées sont proches des données fabricant.

Tableau II-9. Résultats de la flexion 3-points de l'EMC B en température

Température (°C)		Caractérisation							Données fabricant	
		-55	25	85	95	105	125	150	25	260
Module d'élasticité (GPa)	Médiane	29	25	23	17	6,6	2,3	1	27	0,7
	σ	3	1	2	1	0,3	0,2	0,4		
Résistance à la flexion (MPa)	Médiane	168	152	102	69	48	45	10	160	22
	σ	9	4	4	3	1	3	3		

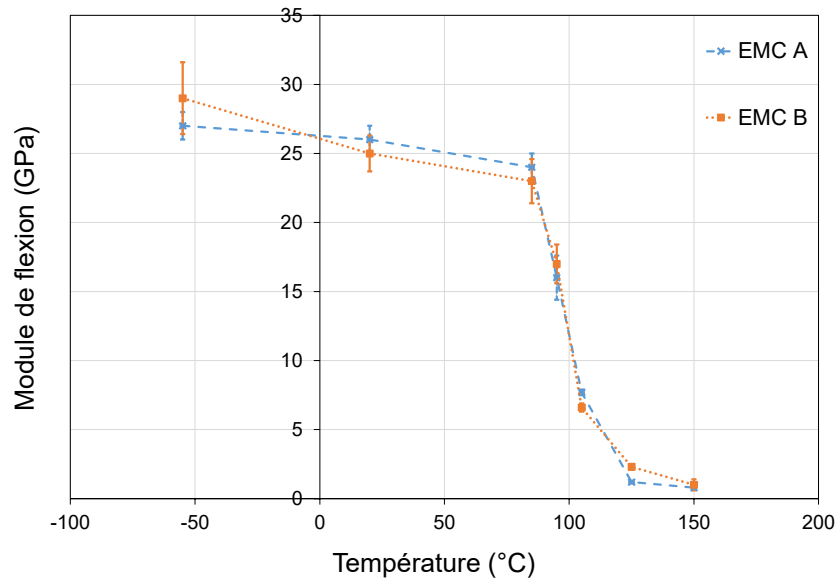


Figure II-18. Modules de flexion des EMC A et B en fonction de la température

Il n'y a pas de claire différence entre les valeurs de module d'élasticité des deux résines comme illustré par la Figure II-18. Le module d'élasticité baisse lentement avec la température dans la zone vitreuse, ensuite il y a une chute abrupte de la valeur du module à partir de 85°C et il semble que le module se stabilise après 125°C. La zone en température de transition vitreuse s'étend donc de 85°C à 125°C pour les deux résines.

La température et le passage de la transition vitreuse a aussi un impact sur les valeurs de résistance à la flexion comme illustré Figure II-19. A -55°C, les mouvements moléculaires sont limités, le comportement du matériau est fragile, son module d'élasticité est haut et sa fracture s'effectue à faible déformation et à hautes contraintes. En augmentant la température, la rupture devient plus ductile et la résistance à la flexion diminue. L'EMC A a une résistance à la flexion plus élevée que la B pour les températures correspondant à un comportement vitreux.

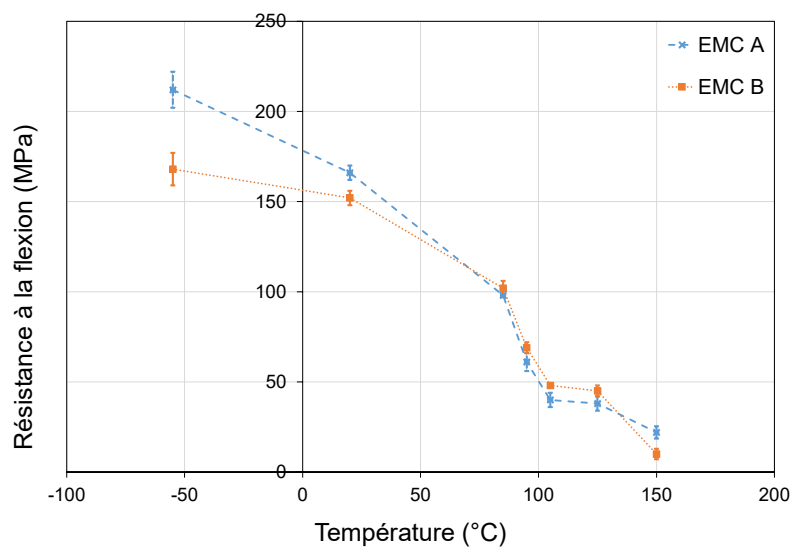


Figure II-19. Résistance à la flexion des EMC A et B en fonction de la température

b. Résultats en fonction de la position sur la plaquette

Les lots sont composés de 4 ou 8 échantillons de différentes positions numérotées de 2 à 9 sur les plaquettes QFN. Les résultats de résistance de flexion ne varient pas avec le numéro d'échantillon. Une tendance apparaît pour les résultats de module d'élasticité : le module est plus important en position 2 qu'en 9. Cependant, même si ces résultats sont cohérents avec la répartition des tailles de charges mesurées, les variations de module sont faibles et seulement un échantillon de chaque position a été testé pour chaque condition de température. Pour vérifier cette tendance, les essais devraient être multipliés.

En revanche, l'impact de la position des échantillons sur la plaquette est visible à haute température, à savoir pour $T > 100^\circ\text{C}$ pour l'EMC A et $T = 150^\circ\text{C}$ pour l'EMC B. Certains échantillons à ces températures n'ont pas cassé lors des tests de flexion. L'équipement s'arrête lorsque le déplacement de la pointe atteint 18 mm : à une telle flexion l'échantillon ne repose plus sur les supports comme illustré Figure II-20 (a).

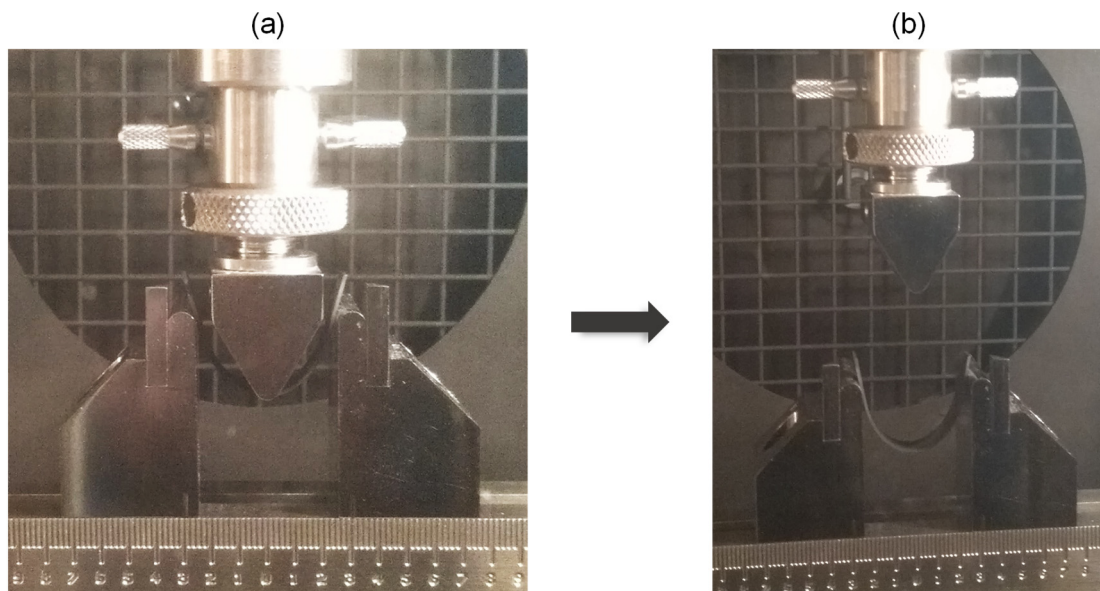










Figure II-20. Flexion à 125°C (a) Flexion arrêtée au déplacement 18 mm (b) Retrait de la pointe

Lors de l'arrêt de la flexion à ces températures, tous les échantillons ont cette forme de U comme sur la Figure II-20 (b). Avec le retrait de la pointe, certains échantillons cassent, d'autres retrouvent partiellement ou entièrement leur forme d'origine. Cet état dépend de l'origine de l'échantillon sur la plaquette QFN.

Cela est particulièrement visible à 150°C (Tableau II-10). Les échantillons en position 2 se sont cassés quand la pointe s'est retirée. Les échantillons en position 4 ont presque retrouvé leur forme initiale alors que ceux en 8 ont gardé la forme du U de la Figure II-20.

Tableau II-10. Echantillons après flexion à 150°C

Position	EMC A	EMC B
2		
4		
6		
8		

Les courbes contraintes/déformation correspondant à ces échantillons ne présentent aucune caractéristique variant avec la position alors que les échantillons les plus éloignés de l'injection (position 1) ont conservé un comportement élastique et du côté de l'injection (position 10) la déformation est plastique. Pour expliquer ces différents comportements, les résultats de l'analyse granulométrique offrent des éléments de réponse. Le taux de charge ne diffère pas d'un côté ou de l'autre de la plaquette QFN. En revanche la taille des charges n'est pas répartie uniformément lors de l'injection. Les charges sont plus grosses en position 1, ce qui est donc associé au comportement cassant des échantillons. En position 10, les charges sont plus petites, ce qui causerait cette meilleure résistance et cette déformation irréversible. Kundie [42] a montré que les composés avec des charges plus petites ont une meilleure résistance à la flexion.

2. Comparaison flexion et traction

Les études de cette section sont effectuées sur des échantillons de la troisième résine : l'EMC C. Elle est introduite pour tester deux méthodes de caractérisation des propriétés mécaniques : les tests en traction et flexion. L'objectif est de comparer les deux techniques et les résultats de module d'élasticité et la résistance mesurés.

a. Essais mécaniques en flexion

Les échantillons proviennent d'un wafer de résine pure d'épaisseur 410 μm . Des parallélépipèdes de dimension 40x12,5 mm² sont découpés au laser. Quatre échantillons sont découpés pour la flexion. Les échantillons sont séchés pendant 48 h à 125°C. Ils sont ensuite testés à 25°C sur l'équipement de flexion 3-points.

Le protocole de mesure est identique à celui des mesures décrites précédemment. Les résultats de ces mesures de flexion sont présentés Tableau II-11.

Tableau II-11. Résultats de flexion de l'EMC C à 25°C

	Médiane	Ecart type σ	Données fabricant
Module d'élasticité (GPa)	20,8	0,4	22
Résistance à la flexion (MPa)	112	7	-

b. Essais mécaniques en traction

Le même bâti est utilisé pour la traction que pour la flexion. A la place du dispositif de flexion, deux mâchoires sont installées pouvant supporter une charge maximale de 2 kN. Un extensomètre est utilisé pour mesurer avec précision l'extension de l'échantillon.

Les échantillons sont issus d'un wafer du même lot de fabrication que celui pour la flexion. Ils sont découpés à la scie diamantée pour obtenir un parallélépipède de longueur minimale de 70 mm (longueur minimale pour pouvoir positionner l'extensomètre), de largeur 5 mm. L'épaisseur est de 0,41 mm.

La difficulté dans le cas de traction est la fragilité du composé époxy. Dans un premier temps, les échantillons sont mis tels quels dans les mors. Malheureusement, la fermeture des mâchoires provoque systématiquement la casse des échantillons au niveau des mors. Pour remédier à ce problème, les extrémités des éprouvettes sont renforcées avec des languettes en aluminium collées à l'époxy sur l'échantillon. Les mâchoires se referment donc sur l'aluminium prévenant la rupture précoce de l'EMC. Le dispositif de test est illustré Figure II-21.

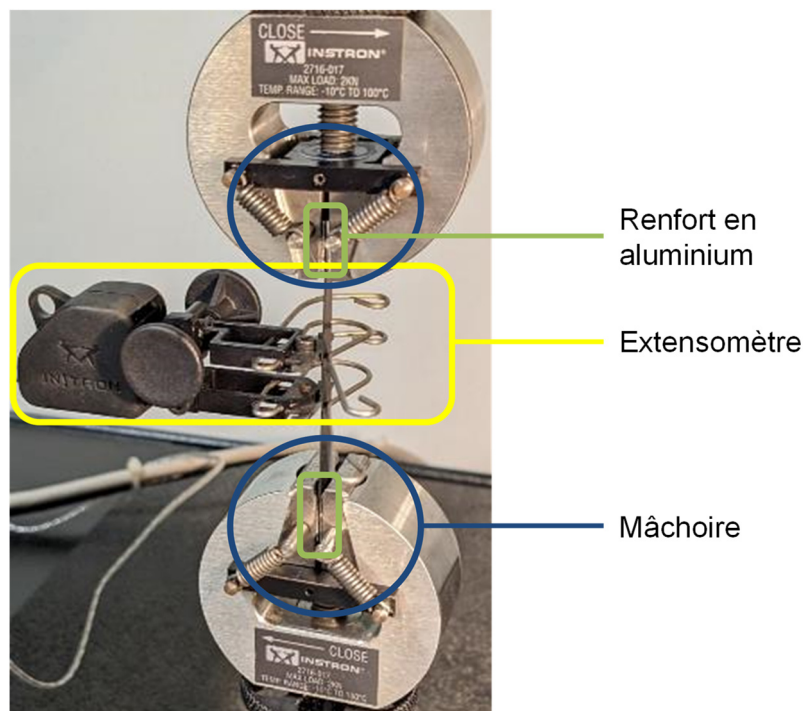


Figure II-21. Dispositif de traction

5 échantillons sont soumis au test de traction. Il s'effectue à la même vitesse que la flexion : 0,5 mm/min. Avant chaque test, l'épaisseur et largeur de chaque échantillon est mesurée. Avec ces cotes et les équations (I. 7) et (I. 8), les contraintes et les déformations sont calculées. Les courbes des contraintes en fonction de la déformation sont présentées Figure II-22. Elles sont comparées avec les résultats de flexion.

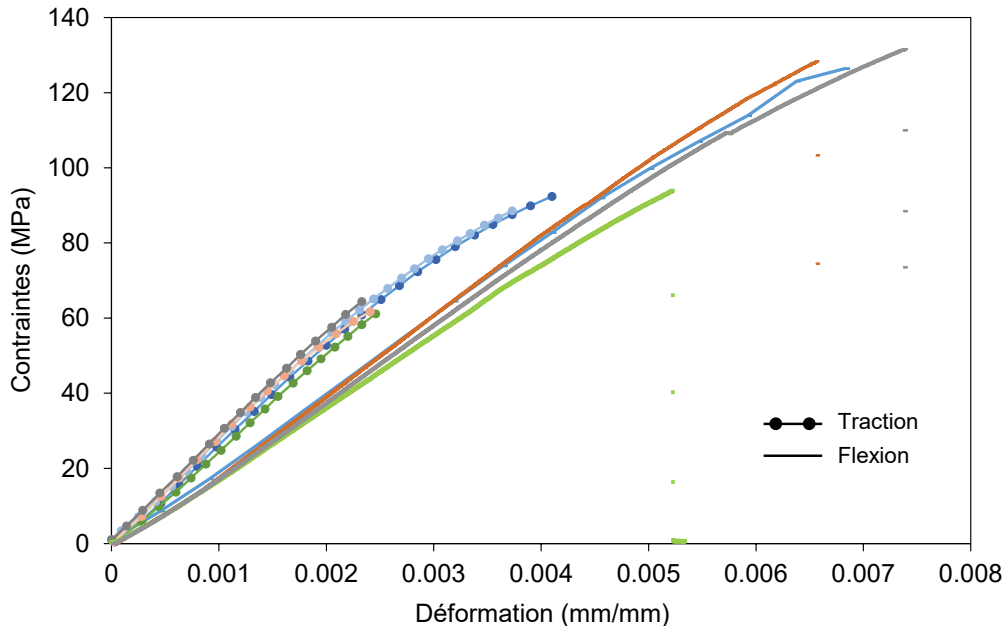


Figure II-22. Courbes de contraintes/déformation de l'EMC C – Comparaison flexion et traction

Les comportements sont similaires avec les deux méthodes. Cependant, les sollicitations sur les échantillons sont différentes et cela se répercute sur les résultats. Les fléchissements mesurés sont plus importants que l'élongation enregistrée lors des essais de traction. La résistance du matériau est aussi plus importante en flexion qu'en traction. Le Tableau II-12 récapitule les valeurs de module d'élasticité et de résistance caractérisées avec les deux techniques. Le module d'Young est plus important que le module de flexion. Il faut donc faire attention lors des comparaisons à la manière dont ces résultats ont été obtenus. Dans le cas de boîtier plastique, l'utilisation du module extrait en flexion nous semble plus judicieux car il a été obtenu en soumettant la résine à des contraintes en traction et compression. Ces natures de contraintes sont aussi retrouvées dans l'EMC d'un boîtier lors de son gauchissement plutôt que des contraintes en traction. De plus, de par la nature fragile de ces matériaux, les valeurs de module d'élasticité en flexion sont aussi plus simples à obtenir.

Tableau II-12. Résultats numériques de la traction et flexion à 25°C – EMC C

	Traction		Flexion		Données fabricant
	Médiane	σ	Médiane	σ	
Module d'élasticité (GPa)	27,3	1,1	20,8	0,4	22
Résistance (MPa)	75	15	112	7	-

3. Synthèse

Les essais de flexion des EMC A et B indiquent une zone de transition vitreuse de [85°C ; 125°C] caractérisée par une diminution brutale du module d'élasticité. Cette gamme de température est cohérente avec les caractérisations thermiques.

Il y a peu de différences entre les deux résines vis-à-vis des propriétés mécaniques. Les modules d'élasticité sont similaires mais il existe une disparité au niveau de la résistance de flexion, elle est supérieure pour la résine A pour les températures en dessous de la T_g .

La position des composants sur la plaquette a peu d'impact sur les propriétés thermomécaniques à basse température. En revanche, la position des échantillons sur la plaquette a une influence sur le comportement des résines à des températures supérieures à la T_g . Les échantillons les plus éloignés de l'injection ont un comportement cassant alors que ceux du côté de l'injection se caractérisent par des déformations plastiques.

Les essais de flexion permettent de caractériser les propriétés thermomécaniques avec succès sur une large gamme de température. Ils permettent de contourner les difficultés de manipulation lors de traction des matériaux cassants tels que les EMC. Cependant il existe un inconvénient majeur. Ces essais sont chronophages en raison de la préparation longue et méticuleuse des échantillons ainsi que le caractère destructif des flexions qui demande un grand nombre d'échantillons. La préparation d'échantillons est difficile car les échantillons ne sont pas appropriés et requièrent le retrait du leadframe et le polissage manuel. Les essais destructifs nécessitent la préparation de 4 échantillons pour chaque température de test. Il serait judicieux d'évaluer de nouveaux moyens d'essais tels que des essais mécaniques dans le domaine élastique ou par « Dynamic Mechanic Analyser » (DMA).

V. Simulation thermomécanique d'un boîtier QFN

Dans cette section, les propriétés caractérisées précédemment sont utilisées pour modéliser le comportement thermomécanique d'un composant QFN. Cette étude est réalisée à partir d'un modèle par éléments finis par l'intermédiaire du logiciel ANSYS Mechanical. Il s'agit d'un modèle existant qui permet de localiser physiquement la zone d'une défaillance suite à des essais de tests de cycles thermiques. L'impact des propriétés caractérisées est évalué par une analyse comparative du gauchissement et du niveau de contraintes simulées au niveau de la défaillance.

1. Description du cas d'étude

L'objet étudié est un boîtier QFN de $7 \times 7 \text{ mm}^2$ et d'une épaisseur de $850 \text{ }\mu\text{m}$ (représenté Figure II-23). Pour rappel, il est composé des matériaux suivants :

- Le leadframe (pattes et DAP) en alliage de cuivre de $200 \text{ }\mu\text{m}$ d'épaisseur ;
- Le die-attach : une pâte frittée de particules d'argent de $30 \text{ }\mu\text{m}$ d'épaisseur ;
- La puce de GaN-sur-SiC de $100 \text{ }\mu\text{m}$ couverte de $18 \text{ }\mu\text{m}$ de BCB (Benzocyclobutene) ;
- Le die-coat : un gel silicone d'une épaisseur maximale de $100 \text{ }\mu\text{m}$;
- Les câblages filaires en or ;
- Et la résine d'encapsulation qui complète le boîtier.

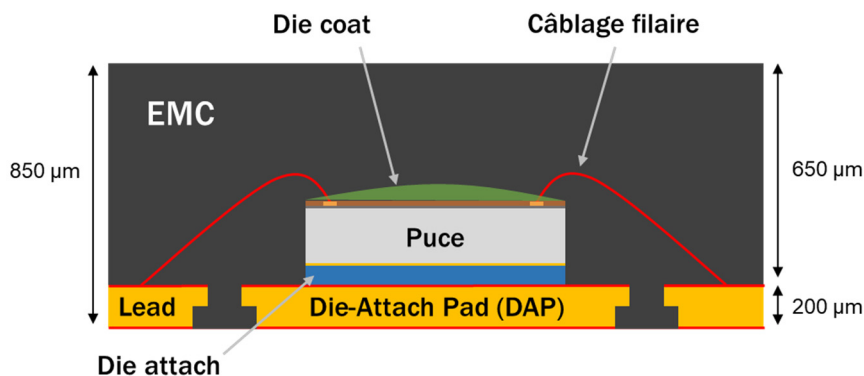


Figure II-23. QFN $7 \times 7 \text{ mm}^2$ étudié

Deux exemplaires de ce boîtier QFN existent avec les deux résines d'encapsulation différentes : l'EMC A et l'EMC B. Des tests de vieillissement accéléré ont été effectués sur des lots de ces deux boîtiers. Lors de cycles thermiques $[-55^\circ\text{C} ; +125^\circ\text{C}]$, des défaillances ont été observées pour les deux boîtiers dans la résine d'encapsulation comme présentées Figure II-24. Les analyses réalisées par UMS ont révélé des fissures dans l'EMC sur le dessus des QFN. Ces fissures se situent au niveau du marquage laser des composants à l'aplomb de la puce. En fonction de la résine d'encapsulation, les fissures sont observées après des nombres de cycles différents :

- EMC A : à partir de 1000 cycles ;
- EMC B : à partir de 250 cycles.

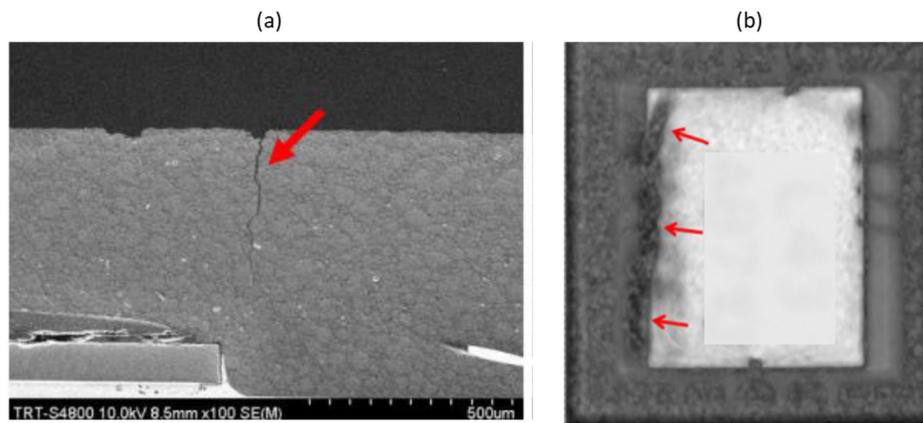


Figure II-24. (a) Image MEB et (b) Analyse C-SAM d'une fissure dans la résine d'encapsulation

Pour étudier des défaillances avec l'outil ANSYS Mechanical, Clément Melusson d'UMS a créé le modèle de ces composants et a réussi à simuler une concentration de contraintes correspondant à l'emplacement de ces défaillances [43]. J'utiliserai ce modèle pour l'évaluation de l'impact des propriétés de la résine d'encapsulation. Il est donc détaillé dans la section suivante pour la compréhension de l'étude.

2. Présentation du modèle et résultats préliminaires

a. Modélisation du composant

Le composant a deux axes de symétrie. Un quart du boîtier est donc modélisé avec deux plans de symétrie pour prendre en compte le comportement du composant entier. Pour optimiser le temps de simulation, la géométrie des pattes du leadframe a été simplifiée. Le point central du boîtier sur la face inférieure du leadframe est fixé, il est illustré sur Figure II-25 par le point rouge.

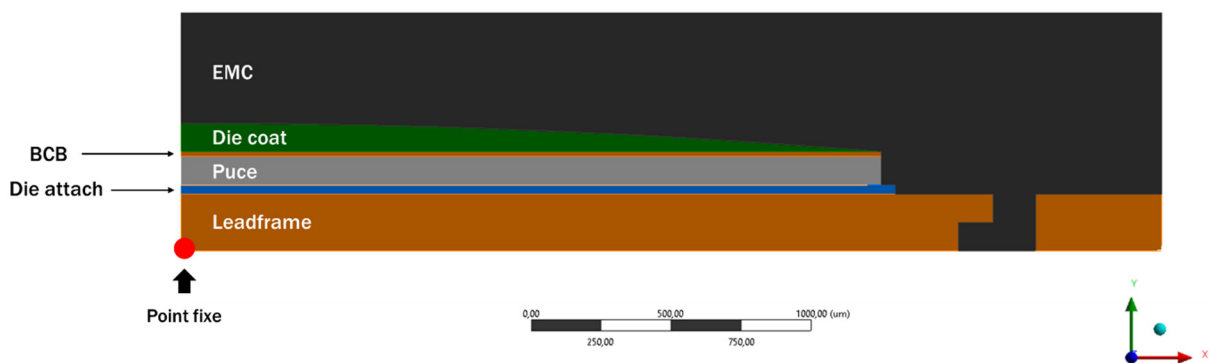


Figure II-25. Géométrie du quart de boîtier QFN

La taille des éléments de maillage est fixée à $80 \mu\text{m}$. La plupart des éléments sont tétraédriques. Ce maillage est grossier à l'intérieur de l'assemblage au vu de l'épaisseur de certains éléments, par exemple le die-attach ou le BCB, mais l'objectif n'est pas de simuler les contraintes au niveau de ces matériaux. La zone d'intérêt est la surface supérieure du composant donc exclusivement la résine d'encapsulation. Cette taille de maillage est suffisante pour simuler les zones contraintes de l'EMC et permet un temps de calcul rapide : 2min30s.

Le procédé de réticulation de la résine d'encapsulation est effectué à 175°C. On considère donc cette température comme le point de contraintes nulles et donc comme la température de référence T_0 . On simule un refroidissement après le recuit de la résine d'encapsulation jusqu'à 25°C.

b. Propriétés matériaux

Le modèle est d'abord utilisé avec les propriétés matériaux fournies par les fabricants. Les fabricants fournissent les valeurs de CTE, de module d'Young et du coefficient de Poisson pour le leadframe, le die-attach, le BCB et le die coat. Les propriétés de la puce en GaN-sur-SiC sont celles du matériau 4H-SiC trouvées dans la littérature [44].

Le composé d'encapsulation est modélisé comme un matériau homogène dont le module d'Young et le CTE sont définis selon la Figure II-26. Les charges et leur répartition dans l'EMC ne sont pas modélisées. Les propriétés fournies par le fabricant des deux résines sont rappelées dans le Tableau II-13.

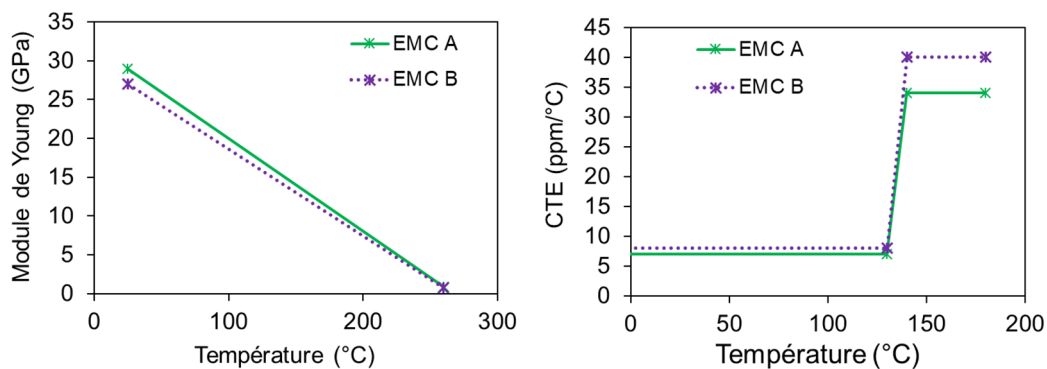


Figure II-26. Définition du Module d'Young et du CTE des deux EMC à partir des données fabricant

Tableau II-13. Propriétés thermomécaniques des EMC A et B

		EMC A	EMC B
CTE ₁ (ppm/°C)		7	8
CTE ₂ (ppm/°C)		34	40
T_g (°C)		135	140
Résistance à la flexion (MPa)	25°C	190	160
	260°C	28	22
Module de flexion (GPa)	25°C	29	27
	260°C	0,9	0,7
Densité		2,04	2,02

c. Résultats « préliminaires »

Les résultats extraits des simulations sont la déformation de la résine et les contraintes de Von Mises sur la surface supérieure du composant :

- La déformation de la résine est évaluée par le gauchissement sur la diagonale de la face supérieure du composant.
- Les contraintes de Von Mises permettent de visualiser les contraintes de tension et compression ainsi que de cisaillement en un point par l'intermédiaire de la contrainte équivalente (de Von Mises).

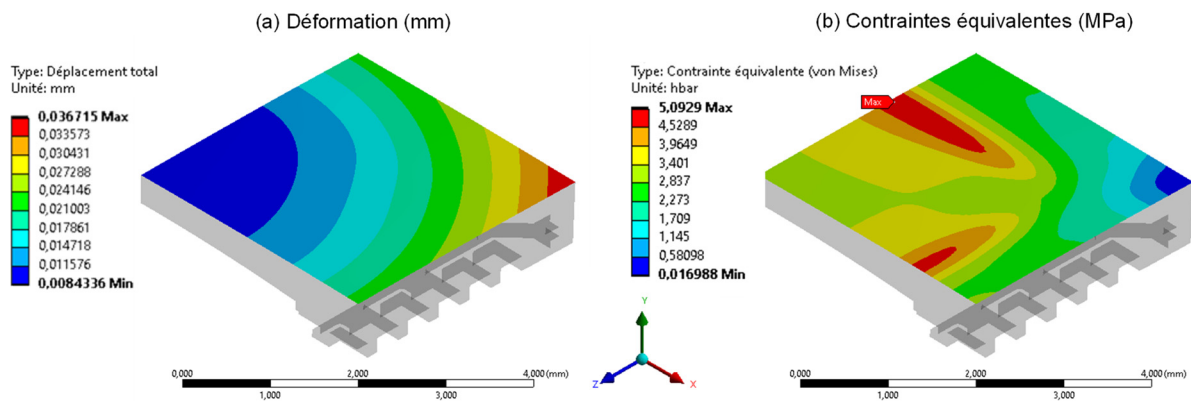


Figure II-27. Résultats de simulation à 25°C du boîtier QFN avec EMC A

Sur la Figure II-27, on observe deux zones de concentrations de contraintes équivalentes sur la surface supérieure, à l'aplomb des côtés de la puce. C'est aussi à cet endroit que les fissures ont été observées expérimentalement. Les marquages laser sur le dessous du boîtier n'ont pas été modélisés, ils ne sont pas la cause de ces contraintes. Cependant, depuis cette étude par Clément Melusson, de nouveaux tests ont été faits en déplaçant les marquages hors des zones de concentrations de contraintes simulées et les défaillances dans la résine d'encapsulation ne sont plus observées lors de cycles thermiques. Bien qu'ils n'induisent pas les contraintes simulées, notre hypothèse est que leur présence induit des contraintes supplémentaires et causent les fissures dans la résine.

Le Tableau II-14 renvoie les valeurs des contraintes équivalentes maximales sur la surface du composant et le gauchissement pour les simulations avec les deux résines. Avec les propriétés thermomécaniques données par le fabricant de résine d'encapsulation, on trouve que les contraintes et le gauchissement sont plus faibles pour le boîtier avec l'EMC B qu'avec l'EMC A, avec des valeurs respectivement de 5 % et 8 % plus faibles pour l'EMC B.

Tableau II-14. Résultats de simulation à 25°C

	EMC A	EMC B
	Données fabricant	Données fabricant
Contraintes équivalentes maximales (MPa)	50,9	48,5
Gauchissement (μm)	28,3	26,0

Les contraintes équivalentes maximales simulées au niveau des fissures sont bien au-dessous de la résistance à la flexion. De plus, expérimentalement on note des défaillances plus tôt dans les composants avec l'EMC B qu'avec l'EMC A, pourtant les contraintes et gauchissement simulés sont plus importants dans les boîtiers avec l'EMC A. Ce modèle permet d'identifier les zones contraintes de la résine mais les propriétés matériaux ne permettent pas de simuler correctement le comportement thermomécanique réel du boîtier.

d. Limites du modèle

Les propriétés matériaux utilisées sont celles obtenues des datasheets fournies par les fabricants. Il a été montré que les propriétés thermomécaniques des matériaux tels que le BCB [45] et le die-attach [46] peuvent différer des valeurs fabricants. De plus, le comportement viscoélastique de la résine d'encapsulation n'est pas pris en compte, il a été défini comme purement élastique. Yeh *et al.* [47] a comparé des résultats de simulation d'un modèle de boîtier plastique avec des propriétés élastiques ainsi que viscoélastiques. Ils ont montré que la simulation du composant avec un modèle élastique ne correspond pas à la déformation réelle du composant, elle la sous-estime ; alors que le modèle viscoélastique a une déformation en température proche des mesures.

Le gauchissement du composant modélisé dans cette étude n'a pas été mesuré expérimentalement, on ne peut donc pas valider les valeurs obtenues en simulation : l'analyse proposée n'est donc pas quantitative mais qualitative. Après la définition des conditions limites et le maillage, ce même modèle est utilisé pour chaque configuration de paramètres matériaux pour permettre la comparaison des résultats.

3. Evaluation avec les propriétés caractérisées

a. Propriétés matériaux

Le CTE et le module d'élasticité caractérisés en fonction de la position 1 et 10 sur la plaquette QFN sont utilisés avec le modèle précédent. Pour rappel, les caractérisations thermiques et thermomécaniques des deux composés d'encapsulation ont aussi permis de mesurer une valeur médiane de la température de transition vitreuse de 100°C au lieu de 135°C pour l'EMC A et 140°C pour l'EMC B. Les propriétés des résines A et B sont définies dans ANSYS à partir des caractérisations effectuées, et données sur la Figure II-28.

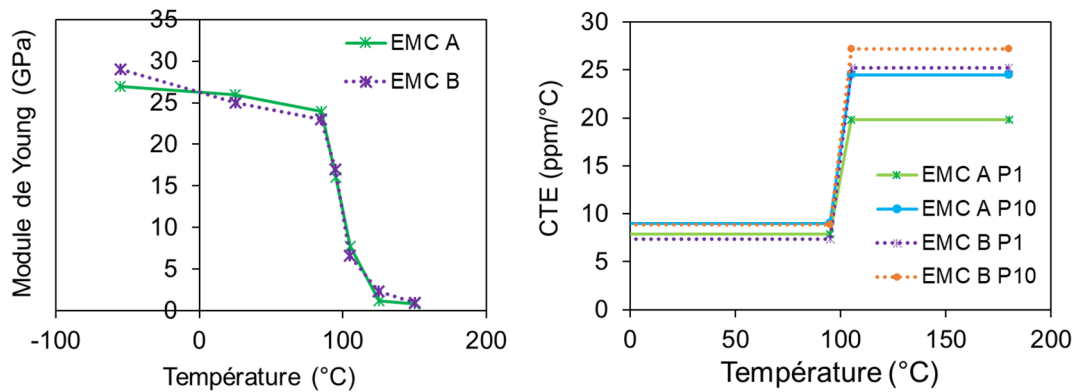


Figure II-28. Définition du Module d'Young et du CTE des deux EMC à partir des caractérisations effectuées

b. Résultats

La variation de propriétés thermomécaniques n'entraîne pas de changement de zones de concentrations de contraintes sur le boîtier. Cependant, les contraintes équivalentes et en particulier le gauchissement varient en fonction de la résine utilisée et de la position du composant sur la plaquette QFN.

Tableau II-15. Résultats de simulation à 25°C avec propriétés matériaux caractérisées

	EMC A			EMC B		
	Données fabricant	P1	P10	Données fabricant	P1	P10
Contraintes équivalentes maximales (MPa)	50,9	47,7	47,1	48,5	46,0	47,1
Gauchissement (µm)	28,3	26,5	23,4	26,0	28,6	23,7

Le Tableau II-15 présente les résultats de simulation. Pour les deux résines, les contraintes maximales sur la surface de résine sont plus faibles avec les propriétés mesurées qu'avec les données fabricant. En fonction de la position P1 ou P10, on note une diminution entre 6 et 8 % pour l'EMC A et une diminution entre 3 et 5 % pour l'EMC B. Cependant, entre les positions 1 et 10 du composant sur la plaquette QFN, les contraintes varient peu : de 1 % pour l'EMC A et 2 % pour l'EMC B.

Les résultats de gauchissement simulés montrent aussi une différence entre les résultats obtenus avec les données fabricant et les propriétés caractérisées. Le gauchissement est plus élevé dans le composant avec l'EMC B qu'avec l'EMC A. Cela est cohérent avec les résultats de tests de cycles thermiques effectués à UMS où des défaillances sont notées plus tôt dans les composants avec la résine B. De plus, des mesures de gauchissement ont été réalisées sur des QFN similaires. Ces analyses montrent que l'amplitude de gauchissement est plus élevée lors de cycles thermique pour un composant avec la résine B que pour un même composant avec la résine A.

Cependant, la variation la plus importante est notée en comparant les résultats en fonction des positions :

- EMC A : les propriétés caractérisées en P1 induisent un gauchissement 12 % plus grand qu'en P10 ;
- EMC B : le gauchissement est 17 % plus important avec les propriétés de la position 1 que pour la position 10.

Les modules d'élasticité caractérisés ne varient pas en fonction de la position du composant sur la plaquette QFN, seules les valeurs de CTE mesurées changent. La différence du gauchissement provient donc des valeurs de CTE. En effet, les CTE_1 et CTE_2 des deux résines sont plus faibles en position 1 qu'en position 10.

4. Synthèse

Le modèle utilisé est un modèle simplifié du composant qui utilise uniquement le comportement élastique des matériaux. De plus, les déformations simulées n'ont pas été vérifiées expérimentalement, les valeurs simulées sont uniquement utilisables dans le cadre d'une étude qualitative. Cependant, ce modèle simplifié montre que la différence de répartition des charges dans la plaquette influe principalement le gauchissement des composants QFN. En effet, en position 1 (à l'opposé de l'injection de l'EMC) les CTE_1 et CTE_2 sont plus faibles qu'en position 10 et cela induit un gauchissement plus grand qu'en position 10. La différence de gauchissement est importante, elle est de 12 % pour l'EMC A et 17 % pour l'EMC B.

VI. Conception de jauges de déformation sur substrat III-V

Afin de valider les modèles numériques établis à la suite des caractérisations matériaux, nous avons choisi de développer des jauges de déformation basées sur les technologies de puces UMS. L'intérêt de l'intégration de capteurs dans le boîtier est de permettre les mesures in-situ de la déformation causée par les étapes d'encapsulation et lors de tests de vieillissements accélérés tels que des cycles thermiques au niveau de la puce.

Dans ce chapitre, des jauges de déformation sont conçues avec des technologies GaN et GaAs qui sont des matériaux piézorésistifs. L'objectif premier est de tester la fonctionnalité de ces jauges : la variation de la résistance en fonction de la déformation de la puce.

1. Description des jauges

Deux jauges sont présentes sur les puces, on les nomme V1 et V2. Leurs géométries sont identiques, seule leur orientation change comme l'indique la Figure II-29. La jauge V2 est connectée à quatre plots de manière à faire une mesure 4 points, ce n'est pas le cas pour la jauge V1. Pour les deux technologies de puce, les jauges sont identiques.

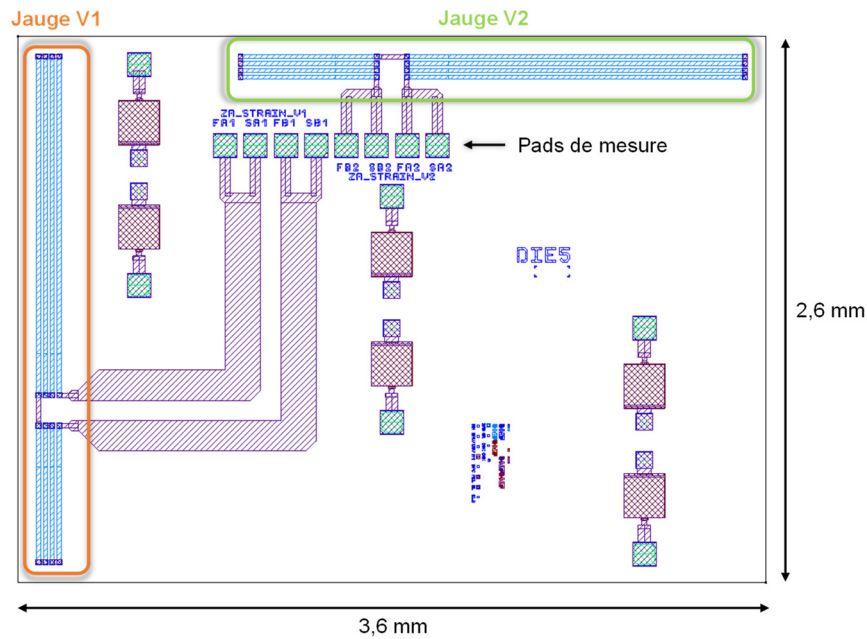


Figure II-29. Puce avec les deux jauges de déformation

Les jauges sont assimilées à des résistances composées de la résistance de la zone active de la technologie et des résistances de contact. Pour comprendre le fonctionnement de ces jauges, les composantes résistives d'un transistor sont schématisées Figure II-30.

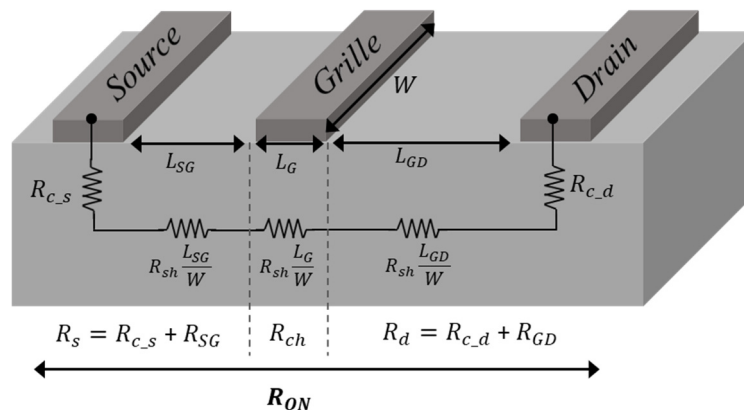


Figure II-30. Structure du transistor illustrant les résistances de contact et la résistance de canal

La résistance R_{ON} est composée des résistances d'accès de source et de drain R_s et R_d et de la résistance de canal R_{CH} . Elle s'exprime en fonction de la longueur de grille L_G , des espacements des contacts avec la grille L_{SG} et L_{GD} , la largeur et le nombre de doigts de grille W_G et n , et la résistance carrée R_{sh} du canal (aussi appelée Sheet resistance) exprimé en (Ω/\square) . Les résistances R_{c_s} et R_{c_d} sont les résistances des contacts ohmiques. La résistance R_{ON} est dépendante de la température : elle augmente avec la température car la mobilité des électrons/trous diminue en température.

$$R_{ON}(T) = R_s(T) + R_d(T) + R_{CH}(T) \quad (II.1)$$

Avec les deux résistances d'accès :

$$R_s(T) = R_{c_s}(T) + \frac{L_{SG}}{nW_G} \times R_{SH}(T) \quad (II.2)$$

$$R_d(T) = R_{c_d}(T) + \frac{L_{GD}}{nW_G} \times R_{SH}(T) \quad (II.3)$$

On a donc :

$$R_{ON}(T) = R_{c_s}(T) + R_{c_d}(T) + \frac{L_{SG} + L_{GD} + L_G}{nW_G} \times R_{SH}(T) \quad (II.4)$$

Dans le cas de nos jauges, il n'y a pas de grille. On les schématise alors comme sur la Figure II-31, avec seulement les deux résistances de contact R_c et la résistance de canal R_{CH} exprimée en fonction de ses dimensions W_R et L_R et de R_{SH} .

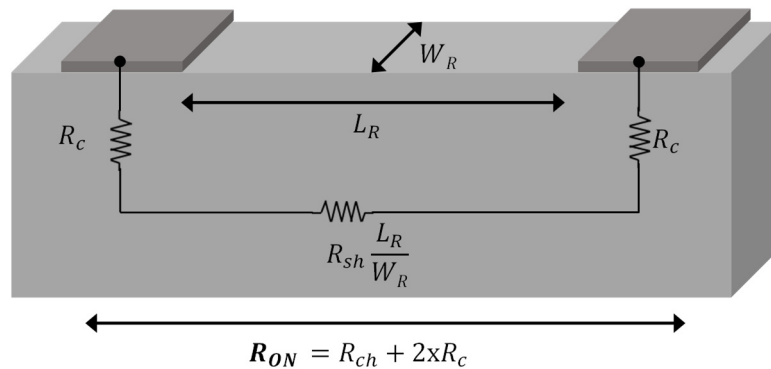


Figure II-31. Schématisation de la structure des jauges de déformation

Elles sont en forme de serpentín pour obtenir une longueur et une sensibilité aux déformations plus importantes. Les segments du serpentín sont dans une seule orientation pour observer la déformation dans cet axe. La géométrie des jauges est présentée Figure II-32.

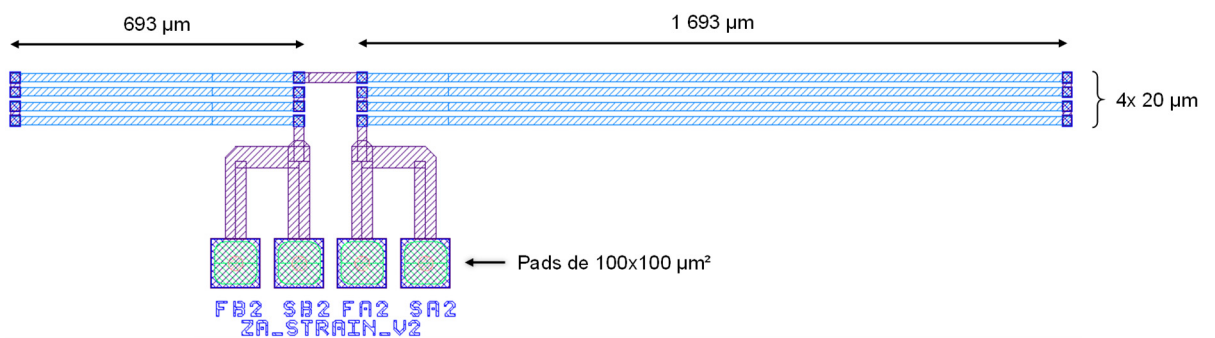


Figure II-32. Dimensions de la jauge V2

La longueur totale de la résistance active L_R est de 9 544 μm avec une largeur constante W_R de 20 μm . Ce serpentín est aussi composé de 16 contacts ohmiques $R_c(T)$.

$$R_{ON}(T) = \frac{L_R}{W_R} \times R_{SH}(T) + 2 \times R_c(T) \quad (II.5)$$

Deux capteurs de déformation ont été conçus avec le même design mais avec des technologies différentes. On mentionnera :

- les puces en GaN sur SiC : puces A ;
- et les puces sur substrat GaAs : puces Z.

Elles font 2,6 mm par 3,6 mm de côté et leur épaisseur varie avec la technologie : 71 μm pour les puces A et 100 μm pour les puces Z.

2. Méthodologie

Pour tester la fonctionnalité de ces jauges, différentes déformations sont appliquées sur les puces. Le gauchissement provoqué par le report de puce sur un substrat est utilisé pour déformer la puce. On utilise donc plusieurs substrats pour générer des déformations différentes. Cela va se répercuter dans les valeurs de résistances des jauges sur les puces.

Cette étude est réalisée en température car ces jauges doivent pouvoir être utilisées lors de cycles thermiques pour mesurer la déformation de la puce dans le boîtier. Sous l'effet de la température seule, la résistance varie sous l'effet combiné de deux phénomènes : les changements de dimensions de la puce (causée par le CTE : α) et le changement de résistivité $\Delta\rho/\rho$ (causé par la mobilité des électrons et trous) :

$$\frac{\Delta R}{R} = \frac{\Delta\rho}{\rho} - \alpha \cdot \Delta T \quad (II.6)$$

Cette variation ne caractérise pas seulement la déformation de la puce dans le boîtier car la mobilité des électrons et trous varie aussi en fonction de la température. Elle doit donc être caractérisée pour pouvoir différencier les effets de la température et de la déformation due à l'encapsulation. Pour cela, les deux jauges des puces sont mesurées sur wafer de 25°C à 125°C. Ces mesures sont alors prises comme valeurs de références avec une déformation considérée comme nulle.

Deux matériaux sont utilisés comme substrats sur lesquels sont brasés les puces. La brasure or/étain (AuSn) est réalisée à 280°C. A la température de brasure, les contraintes sont considérées comme nulles ainsi que la déformation de la puce. En refroidissant, les composantes de la brasure se figent et la différence de CTE entre les substrats et les puces induit le gauchissement de l'assemblage. Après le report, les jauges sont mesurées de 25°C à 125°C pour caractériser l'effet du report sur leurs valeurs.

Pour chaque technologie, plusieurs puces sont brasées comme sur la Figure II-33. Les reports effectués sont les suivants :

- 3 puces sur des fonds de boîtiers en Cuivre-Molybdène-Cuivre (référéncés par la suite comme CuMo) avec finition Nickel-Or. Ce sont des assemblages de 5 couches de matériaux : deux couches épaisses de cuivre, une couche épaisse de Molybdène et deux couches fines de AgCu ;
- 2 puces sur des pièces de test en cuivre avec finition Nickel-Or.

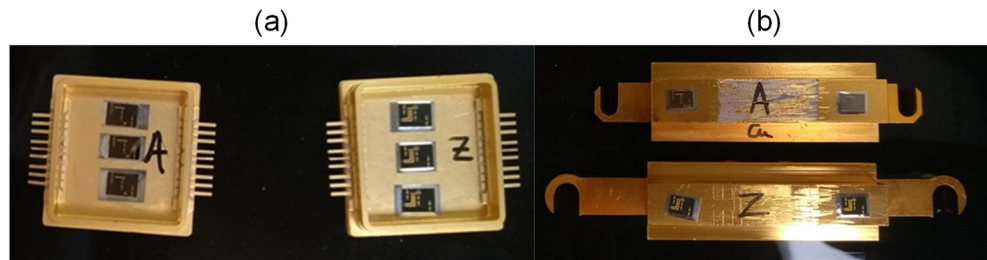


Figure II-33. Puces reportées (a) Fonds de boîtiers en CuMo (b) Pièces de tests en cuivre

Les valeurs de CTE des matériaux impliqués sont indiquées Tableau II-16. La puce de GaN sur SiC est principalement composée de SiC, le CTE de ce matériau est donc considéré comme celui de la puce.

Tableau II-16. CTE des matériaux des assemblages

Matériau	CTE (ppm/K)
SiC 4H	4,4
GaAs	5,7
CuMo	7-11
Cu	16

Les CTE des deux substrats sont supérieurs à ceux des puces, les assemblages seront donc convexes lors du refroidissement depuis la température de brasure. Le CTE du substrat cuivre est plus important que celui du CuMo : le gauchissement sera plus élevé avec le report sur ce substrat. On attend donc une variation des résistances de jauges plus grande sur substrat cuivre que sur CuMo.

3. Mesure des jauges sur wafers

a. Mesures des résistances de contact

Il est possible de trouver la valeur de $R_c(T)$ en reprenant (II.4) et en faisant varier $\frac{L_{SG}+L_G+L_{GD}}{nW_G}$. Les mesures 4 pointes sont effectuées sur une puce comportant des motifs élémentaires, en particulier deux zones actives ayant une largeur identique de 60 μm et des longueurs de 2 et

4 μm . Pour $\frac{L_{SG}+L_G+L_{GD}}{nW_G} = 0$ (donc une distance nulle entre le drain et la source), il reste uniquement les résistances de contacts. Les résultats sont présentés Figure II-34 pour trois températures. Les extrapolations à $L=0$ donnent les valeurs des deux résistances de contact. On trouve $2 \times R_c(25^\circ\text{C}) = 11,2 \Omega$, $2 \times R_c(75^\circ\text{C}) = 11,5 \Omega$ et $2 \times R_c(100^\circ\text{C}) = 11,7 \Omega$. La variation de cette valeur en température est faible.

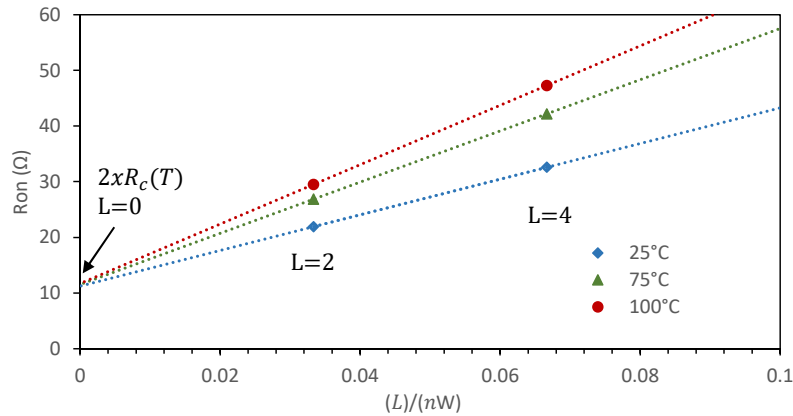


Figure II-34. Mesure des résistances de contact

Ces courbes permettent aussi d'extraire la résistance R_{SH} en fonction de la température de 25°C à 100°C par leurs coefficients directeurs. Ces résultats sont récapitulés Tableau II-17. Cela nous permet d'estimer la résistance de nos jauges sur substrat GaN sur SiC.

Tableau II-17. Mesures des résistances de contact et de canal

Température	$2 \times R_c(T)$	$R_{SH}(T)$
25°C	11,2 Ω	320 (Ω/\square)
75°C	11,5 Ω	460 (Ω/\square)
100°C	11,7 Ω	534 (Ω/\square)

A 25°C, avec une valeur de R_{SH} de 320 Ω/\square pour les jauges en GaN, l'équation (II. 5) donne $R_{ON_GaN}(25^\circ\text{C}) = 152,7 \text{ k}\Omega$. Pour le GaAs, avec une valeur typique de 110 Ω/\square on obtient $R_{ON_GaAs}(25^\circ\text{C}) = 52,5 \text{ k}\Omega$. On peut donc négliger la valeur des résistances de contact devant les valeurs des résistances de canal des jauges des deux technologies.

b. Mesures des jauges sur wafer

Pour établir la loi de R_{ON} en fonction de la déformation de la puce, il faut d'abord s'assurer qu'il existe une variation de la résistance due à la déformation qui est supérieure au bruit de mesure. Il faut aussi différencier l'effet de la déformation due à l'encapsulation et l'effet de la température sur la résistance. Pour cela, les puces contenant les jauges sont mesurées sur wafer avant découpe et report. Elles sont mesurées à 25, 50, 75, 100 et 125°C pour caractériser l'effet de la température sur la résistance. Le coefficient de température TCR est exprimé selon (II. 7).

$$TCR = \frac{\Delta R}{R} \cdot \frac{1}{\Delta T} \quad (II.7)$$

5 puces A et 5 puces Z sont mesurées. Les mesures sont effectuées avec 4 pointes DC par Jonathan Leroy à UMS Villebon. Les valeurs de résistances à 25°C du Tableau II-18 sont du même ordre de grandeur que celles estimées précédemment, les résistances de canal R_{SH} mesurées sont de 327 (Ω/\square) pour les puces A et 112 (Ω/\square) pour les puces GaAs à 25°C.

Tableau II-18. Mesures des jauges sur wafers pour 5 puces de chaque technologie

Substrat	Jauges	$R_{ON}(25^\circ\text{C})$ Médiane	$R_{ON}(25^\circ\text{C})$ Ecart type	TCR ($10^{-3}/^\circ\text{C}$)
Puces A (GaN)	V1	155,6 k Ω	750 Ω	1,8
	V2	156,4 k Ω	904 Ω	1,7
Puces Z (GaAs)	V1	53,3 k Ω	55 Ω	11,0
	V2	53,9 k Ω	45 Ω	11,1

Les résistances en fonction de la température des deux capteurs sont présentées Figure II-35. Les mesures montrent que l'évolution peut être considérée comme linéaire pour les deux technologies de 25°C à 125°C. Pour les puces GaN, il existe cependant un léger changement de pente à partir de la mesure à 75°C ce qui pourrait correspondre à un phénomène de libération de pièges qui se produit généralement vers cette température.

On note que les valeurs des jauges V1 et V2 des puces GaN ont des valeurs similaires, avec des différences de l'ordre de l'écart type. En revanche, les jauges V2 ont des valeurs plus importantes que les V1 pour les puces Z.

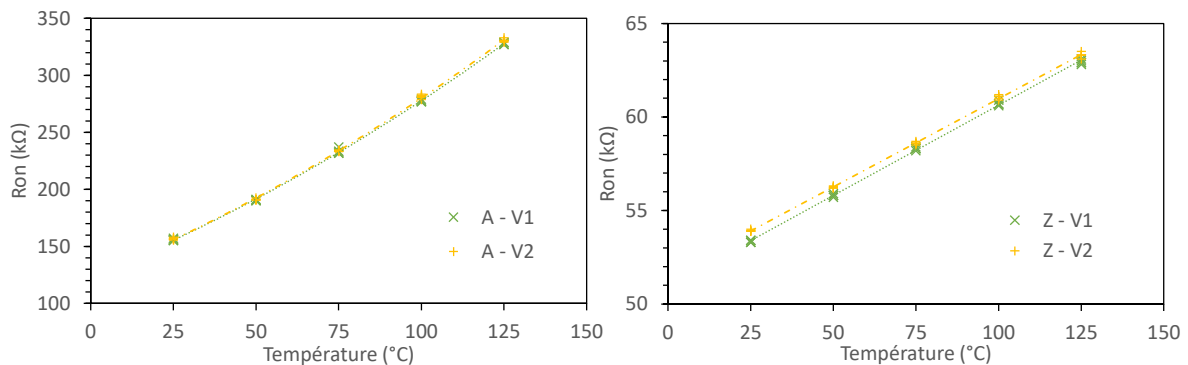


Figure II-35. Mesures des jauges des puces A et Z sur wafer

L'augmentation de la résistance seulement due à l'effet de la température sur la mobilité des électrons et trous et sur la dilatation de la puce même a donc été caractérisée. Cette déformation et ces valeurs sont prises comme références pour caractériser la déformation induite par l'encapsulation ou le report sur substrat.

Par la suite, on parle principalement de variation des valeurs de résistances des jauges. Cette variation correspond à l'équation suivante, avec $R(T)$ la mesure de la résistance de la jauge et $R_{OWT}(T)$ la mesure faite sur wafer de cette même jauge.

$$\frac{\Delta R}{R}(T) = \frac{R(T) - R_{OWT}(T)}{R_{OWT}(T)} \times 100 \quad (II.8)$$

4. Mesures en température des puces Z

Les puces Z sont mesurées à 25°C après brasure. L'équipement utilisé est une station sous pointes avec chuck chauffant au laboratoire IMS. On utilise aussi 4 pointes DC pour ces mesures. Elles sont effectuées par Magali De Matos et moi-même.

Tableau II-19. Résultats de mesures après reports à 25°C

Substrat	Substrat de Report	Jauge	Médiane avant report (kΩ)	Médiane après report (kΩ)	Médiane des variations
Puces Z (GaAs)	Cu	V1	53,4	55,8	+ 4,6 %
		V2	53,9	55,8	+ 3,4 %
	CuMo	V1	53,3	54,7	+ 2,6 %
		V2	53,9	55,1	+ 2,0 %

Les mesures de ces jauges sont reportées dans le Tableau II-19. Le report a effectivement fait augmenter les valeurs de la résistance des jauges. Le CTE du substrat en cuivre étant plus élevé que celui en CuMo, le différentiel de CTE avec les puces est donc plus important. Cela se traduit par une augmentation plus importante de la valeur des jauges reportées sur le cuivre.

Les mesures sont répétées aux températures 50, 75, 100 et 125°C. La Figure II-36 trace les pourcentages de variations entre les valeurs mesurées sur substrat et les mesures en température des puces GaAs sur wafer. Les valeurs des jauges pour les 5 puces y sont représentées. L'augmentation due au report sur le substrat Cu est supérieure à celle due au le report sur CuMo. Cette distinction est nette et reproductible sur les 5 puces.

En revanche, il existe une différence entre les deux jauges d'une même puce. La jauge V2 a systématiquement une amplitude de variation plus faible que la V1. Leurs dimensions sont identiques et la déformation sous-jacente du substrat de report, considéré isotrope, est identique. La principale différence entre les deux jauges est leur orientation. Le GaAs présente une structure cristalline cubique à faces centrées, l'orientation cristallographique des jauges est donc la même. Cependant, la variation entre les deux jauges pourrait être due à la croissance du cristal qui ne s'effectue pas orthogonalement au plan du wafer mais inclinée de quelques degrés (« croissance off-axis »). Pour déterminer son influence, les jauges devront être testées avec des contraintes uniaxiales par exemple par essais de flexion dans les deux axes des jauges.

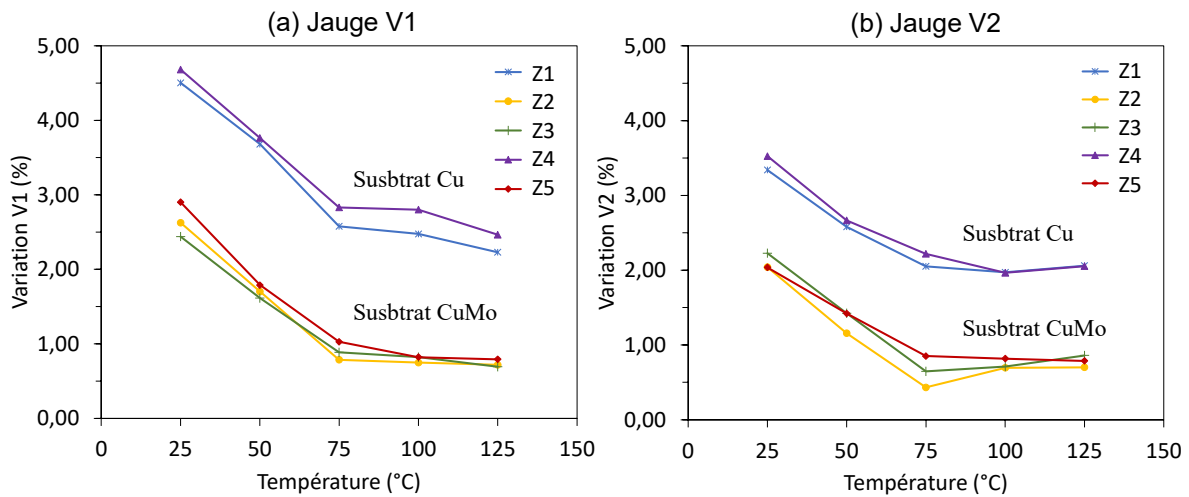


Figure II-36. Variation de la résistance des jauges en fonction de la température pour les puces GaAs (a) Jauge V1 (b) Jauge V2

La variation de résistance des jauges diminue avec l'augmentation de la température. La température pour laquelle la déformation considérée comme nulle est prise aux voisinages de 280°C (la température de brasure). Lors de la brasure, le composé or-étain peut s'enrichir de l'or présent sur la face arrière de la puce et sur la couche de finition des deux substrats : la température de changement de phase peut donc être plus importante que 280°C. En se rapprochant de cette température, la déformation diminue donc les mesures des jauges vont se rapprocher des valeurs sans déformation. La valeur des jauges à la température de brasure devrait donc être identique pour les mesures sur wafer et les mesures sur substrats : $\frac{\Delta R}{R} = 0$.

La Figure II-37 montre l'extrapolation des droites obtenues avec les mesures sur wafer, après report sur substrat Cu et CuMo jusqu'à ce qu'elles se rejoignent. Les résistances des jauges reportées sur cuivre rejoignent les valeurs de référence à 244°C pour la V1 et 288°C pour la V2.

Quant aux jauges sur substrat CuMo, elles atteignent les mesures sur wafer à 163°C pour la V1 et 193°C pour la V2. Cela suppose qu'à partir de ces températures, la déformation est nulle ou qu'elle n'a pas d'impact sur la résistivité du matériau. Ce substrat est un assemblage dont le CTE est compris entre 7 et 11 ppm/°C. Cependant, chaque matériau a son propre CTE générant des contraintes et déformations dans le substrat à cause de l'inadéquation des CTE. En particulier à cause du cuivre qui a un CTE autour de 16 ppm/°C et le molybdène qui a un CTE de 4,8 ppm/°C. Il existe donc une autre température à laquelle le substrat CuMo peut être considéré comme n'étant pas déformé. L'influence des différents matériaux ne permet donc pas d'isoler le point de déformation nulle par cette méthode.

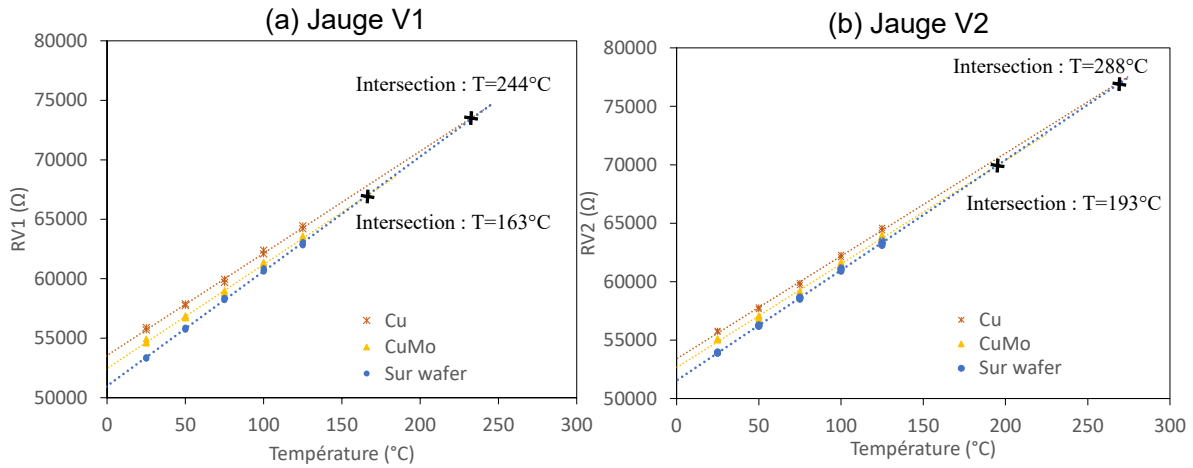


Figure II-37. Valeurs des résistances des jauges (a) V1 et (b) V2 des puces GaAs en fonction de la température

Cette extrapolation linéaire a été choisie à partir des résultats de mesures de 25 °C à 125°C mais cela ne prend pas en compte une variation non linéaire des mobilités aux températures supérieures à 125°C. Pour vérifier ce dernier point, il faudrait effectuer des mesures jusqu'à 280°C.

5. Mesures en température des puces A

Les mêmes mesures sont effectuées sur les puces A. Le Tableau II-20 présente les résultats de mesures à 25°C. Les valeurs de résistances des jauges présentent une augmentation après report. Cependant, contrairement aux résultats des jauges sur puce GaAs, il n'y a pas de différence en fonction du substrat.

Tableau II-20. Résultats de mesures après reports à 25°C

Substrat	Substrat de Report	Jauge	Médiane avant report (kΩ)	Médiane après report (kΩ)	Médiane des variations
Puces A (GaN)	Cu	V1	156,5	161,3	+ 3,0 %
		V2	157,2	162,3	+ 3,3 %
	CuMo	V1	155,5	160,7	+ 3,3 %
		V2	156,4	160,5	+ 2,7 %

Les puces A1 et A2 sont reportées sur les pièces en Cu et les puces A3, A4 et A5 sur les fonds de boîtiers en CuMo. Les résultats en température de la Figure II-38 ne montrent pas de différence entre les deux reports et ne semblent pas varier significativement avec la température. Cela pourrait être dû à des erreurs de mesures ou un « effet tampon » du substrat SiC avec lequel la zone active de la puce ne serait pas assez déformée.

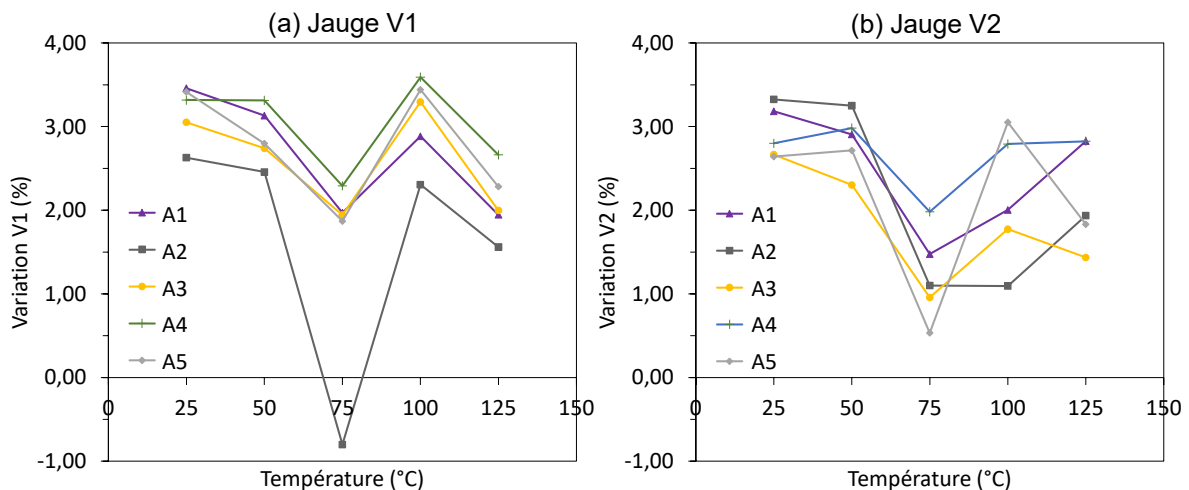


Figure II-38. Variation des jauges en température des puces GaN (a) Jauge V1 (b) Jauge V2

6. Synthèse

Les jauges sur puces GaAs présentent des résultats encourageants : elles permettent de différencier les déformations induites par le report sur différents substrats. Pour une inadéquation de CTE de $3,8 \text{ ppm}/^\circ\text{C}$, les jauges présentent une variation d'en moyenne $2,3 \%$. En augmentant la différence de CTE entre les puces et le substrat à $10,3 \text{ ppm}/^\circ\text{C}$, la variation des jauges double et atteint 4% en moyenne. En augmentant la température, les contraintes se relâchent et l'écart avec les valeurs de références diminue.

La prochaine étape est de mesurer les puces à hautes températures ($T > 125^\circ\text{C}$) pour établir la loi de thermorésistance en température. Il sera ensuite possible de calibrer ces jauges en déformation en utilisant des substrats simples (et non pas des assemblages) pour être en mesure d'extraire numériquement la courbure des bilames ou trilames.

Le report des puces GaN a provoqué une augmentation des valeurs des résistances d'environ 3% . Cependant, à partir des mesures effectuées il n'est pas possible de conclure sur un potentiel de ces jauges comme capteurs de déformation.

VII. Conclusion

L'étude des propriétés des résines d'encapsulation met en évidence une répartition non homogène des charges lors de l'injection de la résine pour mouler les composants QFN. Pour les deux résines, le taux de charge ne varie pas sur la plaquette. En revanche, l'analyse au MEB a permis de montrer que la taille des grains de silice est plus importante du côté opposé à l'injection.

Cette différence de taille de charges peut induire des variations de comportement thermomécanique. Les échantillons avec de plus petites charges présentent une meilleure résistance aux contraintes de flexion. Cela s'explique par l'augmentation de la surface totale des interfaces entre le polymère et les charges, ce qui augmente l'énergie de surface à l'interface. Cela se confirme lors des essais de flexion aux températures supérieures à la T_g mais pas aux températures inférieures à 100°C . Les analyses TMA montrent aussi des variations en fonction de la position sur la plaquette.

Les valeurs de CTE sont plus grandes au niveau de l'injection. On note donc au niveau de l'injection des particules en moyenne plus petites, un module d'élasticité plus faible et un CTE plus important. Cela se répercute sur le gauchissement du composant. Les simulations thermomécaniques montrent que les composants au niveau de l'injection ont un gauchissement plus faible que ceux du côté opposé.

Pour les deux EMC, lors des tests de flexion, la zone de transition vitreuse mesurée est de 85°C à 125°C se traduisant par une forte diminution du module de flexion. Les caractérisations thermiques ont permis de trouver une température médiane de cette zone à 101°C pour l'EMC A à 102°C pour l'EMC B. Cette variation de 1°C n'est pas significative ; en revanche, l'écart avec les valeurs de température de transition vitreuse T_g du fabricant est important. Les valeurs de T_g données par le fabricant sont 135°C pour la résine A et 140°C pour la résine B. Ces résines ont été sélectionnées pour leurs T_g qui sont supérieures aux températures de séchage et de cycles thermiques préconisées par les standards industriels. Dans notre travail, les températures de séchage sont supérieures aux valeurs de T_g mesurées. Cela peut engendrer des mécanismes de défaillance qui ne se manifesteraient pas lors des conditions opérationnelles du composant [48].

Les deux composés d'encapsulation QFN ont des comportements thermomécaniques similaires. L'EMC B avait été choisi pour évaluation dans le cadre de développement de nouveaux boîtiers QFN car sa valeur de T_g annoncée était plus importante que celle de la résine A. Cependant, nos caractérisations ont révélé que cette différence est plus faible que ce qu'indiquaient les données des fabricants. L'intérêt de l'EMC A réside dans une résistance de flexion plus importante en état vitreux. Les simulations thermomécaniques montrent aussi un gauchissement moins élevé dans le cas d'un QFN avec cette résine A. Bien que le modèle utilisé soit un modèle simplifié, les résultats de simulations suivent la même tendance que les résultats expérimentaux : l'amplitude de gauchissement est moins importante pour les boîtiers avec la résine A qu'avec la B. Le matériau d'encapsulation B travaille donc en flexion et finit par fissurer plus rapidement que le A.

Les échantillons étudiés ne sont pas parfaitement adaptés aux essais thermiques et thermomécaniques, ils demandent un effort supplémentaire de préparation d'échantillon. Mais utiliser les leadframe moulés issus de la chaîne de production des QFN permet de faire ressortir l'impact de la répartition des charges sur les propriétés thermomécaniques, ce que des véhicules de tests conçus pour ces essais n'auraient pu mettre en évidence.

Les jauges de déformation conçues en GaAs et GaN-sur-SiC détectent la déformation causée par le report de la puce sur les différents substrats. De plus, les jauges en GaAs permettent de distinguer les gauchissements des différents reports. La fonctionnalité des jauges a été démontrée, elles doivent maintenant être calibrées en fonction de la déformation.

Chapitre III. Etude de l'impact de l'humidité sur la fiabilité du composant

I. Introduction

Les boîtiers plastiques sont soumis à des conditions humides durant leur assemblage, leur stockage, leur transport et, selon le profil de mission, leur vie opérationnelle. La présence de molécules d'eau dans un boîtier présente des risques pour la fiabilité du composant. Les composants d'encapsulation plastiques permettent la diffusion d'humidité car la résine époxy qui les compose est hydrophile. L'objectif de ce chapitre est d'étudier les phénomènes responsables d'une défaillance liée à l'humidité dans un boîtier QFN. Trois phénomènes physico-chimiques sont étudiés ici :

- La diffusion d'humidité dans l'EMC ;
- Le vieillissement du matériau plastique dû à l'absorption de l'humidité dans le composant ;
- L'influence de l'humidité sur les interfaces entre l'EMC et le leadframe du QFN.

Il sera montré que ces trois points ne sont pas indépendants les uns des autres.

Ce chapitre se déroule de la manière suivante. La méthodologie de cette étude est présentée, puis les modèles de diffusion sont rappelés. Le protocole expérimental pour la caractérisation de la diffusion est ensuite présenté. Les mécanismes de diffusion pour l'absorption et désorption sont étudiés pour la résine d'encapsulation. Ils sont ensuite examinés dans un boîtier QFN. Par la suite, l'impact des conditions d'absorption et désorption sur les résines est étudié. Pour finir, nous verrons l'impact de l'absorption d'humidité sur la dégradation des interfaces résine/leadframe.

II. Méthodologie de l'étude des contraintes humides sur la fiabilité du composant

L'objectif premier de cette étude est de comprendre les phénomènes liés à l'humidité représentant un risque pour la tenue mécanique du boîtier. Ainsi, l'influence de l'humidité sur la puce ou ses performances électriques n'est pas examinée ici. Trois axes d'étude sont présentés en Figure III-1. Le premier est la modélisation de la diffusion de l'humidité dans le boîtier en fonction des conditions d'absorption et de désorption. Cette étape est primordiale, elle permet d'appréhender les mécanismes de diffusion dans la résine et de pouvoir les simuler lors d'un test de fiabilité tel qu'un test THB (Thermal Humidity Bias). A partir de ces résultats, deux analyses secondaires viennent compléter l'étude de l'humidité sur le boîtier. La première utilise le modèle de diffusion établi et les résultats de la caractérisation du coefficient de dilatation de l'humidité CME pour modéliser la déformation du composant due à l'absorption de l'humidité. La seconde a pour objectif d'étudier expérimentalement l'adhérence entre la résine et le leadframe du QFN dans le but de caractériser l'influence de l'humidité sur les interfaces.

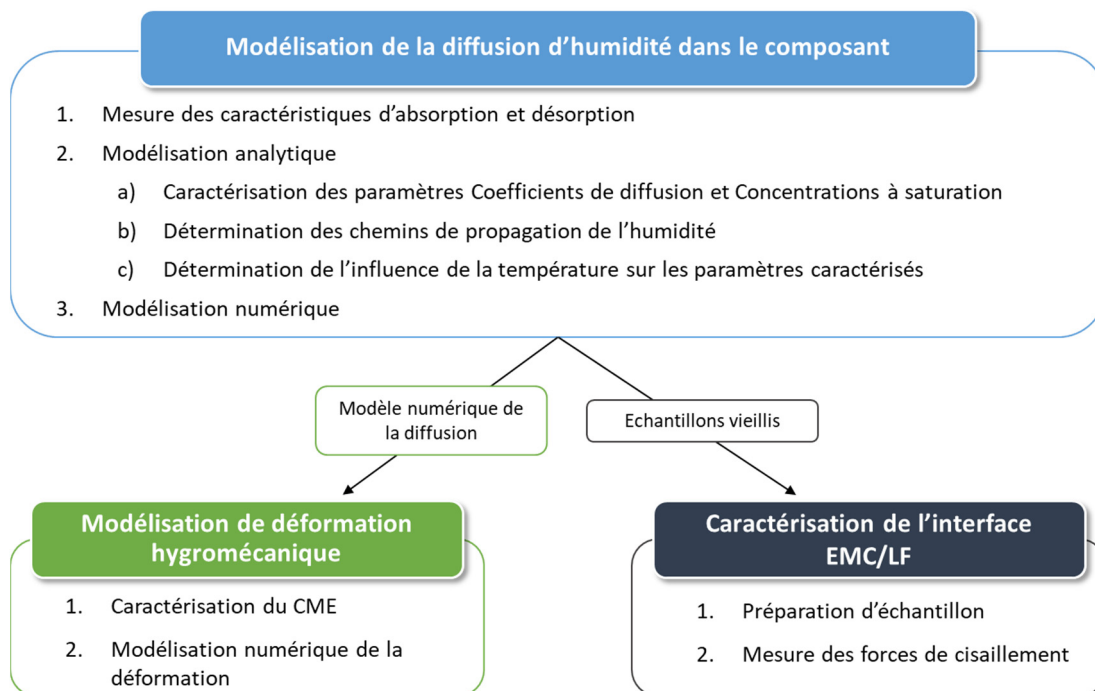


Figure III-1. Méthodologie pour l'étude en humidité du composant

1. Modélisation de la diffusion de l'humidité dans le composant

La caractérisation des propriétés de diffusion s'effectue empiriquement. La diffusion de l'humidité dans un matériau s'observe par la prise ou la perte de masse de l'échantillon : en connaissant sa masse « sèche » on peut en déduire la masse de l'eau absorbée. La méthode de mesure utilisée est alors une analyse gravimétrique lorsque les échantillons sont placés dans une enceinte à chaleur humide et en séchage dans une étuve. Après ces mesures, le modèle de diffusion analytique est ajusté aux points expérimentaux pour en extraire les paramètres de diffusion qui

sont : D , le coefficient de diffusion et C_{sat} , la concentration en humidité à saturation dans l'échantillon.

Pour être en mesure d'étudier la diffusion de l'humidité et ses chemins de propagation, différents échantillons sont étudiés. La première étude se porte sur l'absorption et désorption de l'humidité dans une résine seule pour valider la démarche expérimentale et les modèles de diffusion adaptés. L'analyse est ensuite étendue à la diffusion de l'humidité dans des boîtiers QFN. Cela permet de modéliser ce phénomène dans un objet réel et d'estimer à partir de quelle durée l'eau atteint la puce.

Cette méthodologie est appliquée à plusieurs conditions d'absorption et de désorption. Cela nous permet d'établir un modèle en fonction de la température afin de pouvoir prévoir la diffusion dans des cas non testés expérimentalement.

La modélisation de la diffusion de l'humidité n'est pas directement possible via la simulation par éléments finis par ANSYS Mechanical. Il est cependant possible d'utiliser une analogie avec la diffusion de chaleur pour simuler l'humidité dans le composant [49], [50]. Pour simuler la diffusion d'humidité, une nouvelle variable est utilisée à la place de la température : le taux d'humidité (le rapport de la concentration d'humidité à un moment t et de la concentration à saturation). Les paramètres du matériau hydrophile (densité, conductivité et chaleur spécifique) sont modifiés en prenant en compte les paramètres de diffusion déterminés expérimentalement. La modélisation par éléments finis permettra alors d'affiner les propriétés de diffusion en les adaptant à la géométrie complexe du boîtier.

Lors de cette étape, plusieurs résines sont étudiées. Il sera donc possible de conclure sur la capacité de chaque résine à absorber et désorber l'humidité. La résine dont les coefficients de diffusion et les concentrations en humidité sont les plus faibles est à privilégier. Il sera aussi possible de conclure sur les chemins de propagation de l'humidité à l'intérieur d'un boîtier comportant plusieurs matériaux en étudiant plusieurs types d'échantillons.

2. Modélisation de la déformation hygromécanique en fonction de l'humidité

Pour modéliser la déformation hygromécanique en fonction de l'humidité, il est indispensable de connaître le CME. Il est possible de le caractériser en associant une analyse gravimétrique à une mesure de déformation pour associer une concentration d'humidité à la déformation engendrée [14], [16].

De même que pour l'étape précédente, il n'existe pas de boîte à outils prête dans le logiciel de simulation pour la modélisation hygromécanique. Néanmoins, il est possible de la simuler grâce aux outils de simulations thermomécaniques [14]. La modélisation hygromécanique se base sur la même géométrie de boîtier et sur le modèle de diffusion établi dans la section précédente. Ce modèle de diffusion est utilisé en entrée de la simulation pour définir la variable : le taux d'humidité qui vient remplacer la température. Quant aux paramètres matériaux, le CME est utilisé à la place du CTE et est défini en fonction du taux d'humidité. Avec ces paramètres, le modèle hygromécanique

permettra de prédire la déformation du boîtier en fonction des conditions d'absorption ainsi que les contraintes générées par l'absorption de l'humidité dans le composé d'encapsulation pour chaque référence de résine. Comme pour l'analyse du comportement thermomécanique du boîtier, l'objectif final sera de définir par simulation une valeur maximale correspondant à une défaillance pour définir un critère de défaillance et établir un modèle de fiabilité prédictive en fonction de la résine utilisée.

3. Caractérisation de l'interface EMC/leadframe en fonction du vieillissement

Les mesures d'adhérence sont effectuées sur les échantillons ayant subi les conditions d'absorption lors de la première étape. L'interface caractérisée se situe entre la résine d'encapsulation et le plot de report central du leadframe. Plusieurs techniques sont utilisées dans la littérature telles que la propagation de fissures [51] ou l'essai en tension [7]. La plus répandue est la méthode du « button shear » consistant à cisailer un bilame de résine et leadframe [6], [8], [9], [52]. Pour cette méthode, on utilise une approche basée sur la force nécessaire pour atteindre l'arrachement de l'interface testée.

Les échantillons vieillis n'ont pas pu être utilisés en l'état pour un test de cisaillement. Ils ont donc subi une préparation d'échantillon pour effectuer ce test. Les contraintes apportées lors de la préparation d'échantillons ne permettent pas d'obtenir une valeur absolue de la force d'adhérence et compliquent la corrélation entre ces valeurs et les résultats de simulation numérique. Cette analyse par « button shear » est qualitative, il s'agit d'évaluer l'adhérence en fonction de la résine utilisée et des différentes conditions de vieillissement.

III. Modèles de diffusion de l'humidité

1. Diffusion d'humidité fickienne

La diffusion est un mécanisme de transport de matière résultant d'un gradient de concentration de cette dernière. Pour des milieux isotropes, on utilisera le modèle de Fick, il est basé sur l'analogie avec la conduction de la chaleur de Fourier [53]. Les lois de Fick lient le flux de diffusion F à la concentration en humidité C , au coefficient de diffusion D et à x la distance au centre de l'échantillon. Dans le cas d'une diffusion unidimensionnelle, elles s'expriment de la façon suivante :

$$F = -D \frac{\partial C}{\partial x} \quad (III.1)$$

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (III.2)$$

On considère que les coefficients de diffusion dans cette étude sont constants et indépendants des concentrations. Crank [53] présente une décomposition en séries entières en prenant en compte les géométries des échantillons. Pour une diffusion unidimensionnelle dans un échantillon plan par les deux faces parallèles et en négligeant la diffusion par les côtés, on obtient une équation sous la forme (III.3) donnant la concentration en humidité $C(x, t)$ en fonction de l la

demi épaisseur de l'échantillon, C_{init} la concentration initiale de la région $-l < x < l$ et C_{∞} la concentration à saturation des surfaces $x = l$ et $x = -l$. La Figure III-2 illustre ces dimensions.

$$\frac{C(x, t) - C_{init}}{C_{\infty} - C_{init}} = 1 - \frac{4}{\pi} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{(-1)^n}{2n+1} \exp\left[\frac{-D(2n+1)^2\pi^2 t}{4l^2}\right] \cos\left[\frac{(2n+1)\pi x}{2l}\right] \quad (III.3)$$

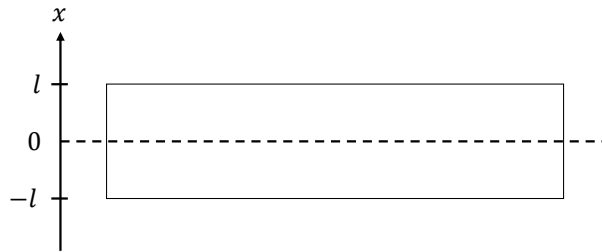


Figure III-2. Représentation de l'échantillon d'une épaisseur de $2l$

On lie la concentration en humidité $C(x, t)$ à sa masse totale $M(t)$ dans l'échantillon à un temps t par :

$$M(t) = \int_{-l}^l (C(x, t) - C_{init}) dx \quad (III.4)$$

En intégrant sur l'épaisseur de l'échantillon, on obtient, pour l'absorption d'humidité, la solution suivante :

$$\frac{M(t)}{M_{\infty}} = 1 - \frac{8}{\pi^2} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^2} \exp\left[\frac{-D(2n+1)^2\pi^2 t}{4l^2}\right] \quad (III.5)$$

où l'on note M_{∞} la masse de l'humidité à saturation.

La concentration de l'humidité à saturation C_{∞} peut être calculée par : $C_{\infty} = \frac{M_{\infty}}{V}$, V étant le volume du matériau absorbant.

Ces équations sont seulement valables pour une diffusion unidimensionnelle. La norme JEDEC JESD22-A102A [54] spécifie que pour négliger l'absorption par les côtés de l'échantillon, la surface d'absorption par ces côtés doit être inférieure à 5 % de la surface d'absorption principale. L'épaisseur l doit répondre à la condition (III. 6), avec W la largeur et L la longueur de la surface principale.

$$l < 0,05 \frac{W \times L}{(W + L) \times 2} \quad (III.6)$$

Ce modèle considère que la diffusion s'effectue uniquement dans le volume libre de l'EMC. En réalité, une partie de l'humidité peut aussi diffuser par les interfaces entre la résine et les autres matériaux de l'assemblage. Les délaminages dus aux contraintes thermo et hygromécaniques ainsi que la diminution d'adhérence causée par l'humidité peuvent accélérer cette diffusion. De plus,

l'interaction entre les molécules d'eau et le polymère ne se limite pas au seul mécanisme de diffusion dans le volume libre de la résine. Les sites polaires attirent ces molécules et peuvent s'y lier en formant des liaisons hydrogènes. Ces deux états de l'eau, eau libre et eau liée, sont à l'origine du modèle « Dual Stage » [20] présenté dans le paragraphe suivant.

2. Diffusion non-fickienne

Le modèle fickien ne suffit pas à modéliser les résultats expérimentaux. Un modèle qualifié de « Dual Stage » sera donc utilisé dans le cas de ces résines. Il s'agit de superposer deux mécanismes modélisés par la loi de Fick. Il a été montré par plusieurs auteurs que deux phénomènes de diffusion avec des coefficients différents peuvent être observés lors de l'absorption d'humidité par des polymères [16], [20], [55]. En réalité, le second phénomène n'est pas une diffusion à proprement parler mais nous choisissons de le modéliser avec une loi de Fick. Il représente la liaison chimique des molécules d'eau avec les sites polaires tels que les groupes hydroxyles ou amines des chaînes polymères des résines époxy. Cette liaison tire son H₂O de l'humidité déjà absorbée dans le matériau. De plus, la présence de nombreuses molécules d'eau relaxerait la matrice de chaînes de polymères et permettrait de nouvelles liaisons chimiques en rendant accessible de nouveaux sites polaires [20]. La vitesse d'absorption est donc contrôlée par le taux de réaction et non pas par la diffusion fickienne. On différencie donc l'absorption due à l'eau libre : la diffusion dans le volume libre dont les paramètres sont notés $C_{1,\infty}$, D_1 et $M_{1,\infty}$, et celle liée à l'eau liée dont les paramètres sont $C_{2,\infty}$, D_2 et $M_{2,\infty}$. L'équation modélisant l'absorption de l'humidité est donc la suivante :

$$M(t) = M_{1,\infty} \left[1 - \frac{8}{\pi^2} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^2} \exp \left[\frac{-D_1(2n+1)^2 \pi^2 t}{4l^2} \right] \right] + M_{2,\infty} \left[1 - \frac{8}{\pi^2} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^2} \exp \left[\frac{-D_2(2n+1)^2 \pi^2 t}{4l^2} \right] \right] \quad (III.7)$$

$$M_{tot,\infty} = M_{1,\infty} + M_{2,\infty}, \quad C_{1,\infty} = \frac{M_{1,\infty}}{V}, \quad C_{2,\infty} = \frac{M_{2,\infty}}{V} \quad (III.8)$$

Les résultats expérimentaux pour les échantillons leadframe moulés de l'EMC A sont pris en exemple pour représenter les modèles utilisés sur la Figure III-3 (b). On peut constater qu'à 1000 h, la saturation n'est pas atteinte pour la condition de test 85°C/85%RH. Il n'est pas inhabituel de ne pas atteindre la saturation à 1000 h pour des matériaux polymères. Shirangi présente deux boîtiers avec deux EMC différents, ces échantillons n'atteignent pas la saturation après 2 000 heures à 85°C/85%RH [16]. Cartailier présente un matériau de passivation n'atteignant pas de saturation après 9 300 heures [55].

Julie Cocaud [56] a montré que les paramètres extraits d'une diffusion n'ayant pas atteint de régime stationnaire sont différents de ceux ayant une cinétique complète, ils ne peuvent donc pas être utilisés pour estimer la concentration en humidité pour une durée de test plus longue. Les résultats présentés ici seront donc représentatifs du test d'une durée de 1000 h mais pas d'une

absorption complète. On notera alors M_1 et M_2 , la masse de l'humidité et C_1 et C_2 , les concentrations de l'humidité dans le polymère à 1000 h.

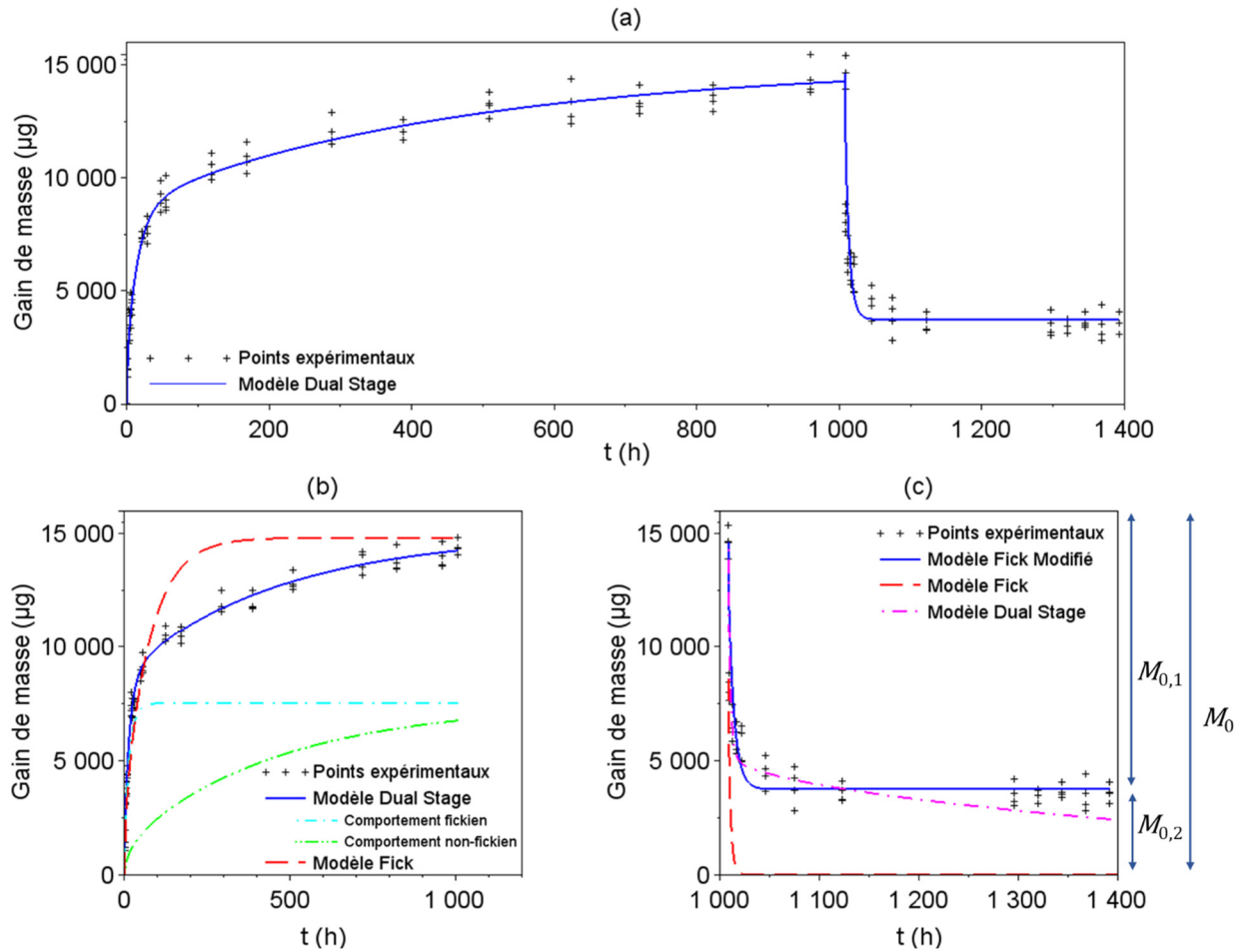


Figure III-3. Analyse gravimétrique des leadframe moulés EMC A aux conditions 85°C/85%RH et séchage à 125°C (a) Analyse complète (b) Modèles pour l'absorption (c) Modèles pour la désorption

3. Cas de la désorption

La désorption d'humidité peut aussi être décrite par un modèle fickien. Il s'écrit de la forme suivante :

$$\frac{M(t)}{M_0} = \frac{8}{\pi^2} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^2} \exp\left[\frac{-D_3(2n+1)^2\pi^2 t}{4l^2}\right], C_0 = \frac{M_0}{V} \quad (III.9)$$

avec M_0 la masse initiale de l'humidité lors de la désorption, C_0 la concentration initiale en humidité et D_3 le coefficient de diffusion de la désorption.

Le modèle fickien implique une désorption totale de l'humidité du matériau, la masse finale de l'échantillon étant égale à sa masse initiale avant absorption. Sur la Figure III-3 (a), on peut observer que lors du séchage la masse initiale n'est pas atteinte, la désorption n'est pas complète. Il n'est pas inhabituel d'avoir de l'humidité résiduelle dans les EMC après séchage, il s'agit notamment de l'eau liée aux chaînes polymères. Il a été montré qu'augmenter la température de séchage permet de casser plus de liaisons et de réduire cette humidité résiduelle [16], [20], [49]. Il

a aussi été démontré que pour une même température de séchage la quantité d'humidité résiduelle dépend des conditions d'absorption ; elle est plus importante quand l'absorption a été effectuée à plus haute température et/ou lors d'un test plus long [57].

En prenant en compte ce phénomène, on obtient l'équation (III. 10), avec $M_{0,1}$ l'humidité désorbée, $M_{0,2}$ la quantité d'humidité résiduelle et M_0 la quantité d'humidité avant séchage. Ces quantités sont explicitées sur la Figure III-3 (c). Placette nomme ce modèle « Modified Fick » [20].

$$M(t) = M_{0,1} \frac{8}{\pi^2} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^2} \exp \left[\frac{-D_3(2n+1)^2 \pi^2 t}{4l^2} \right] + M_{0,2} \quad (III. 10)$$

$$M_0 = M_{0,1} + M_{0,2}$$

La littérature a montré que la désorption de certains polymères suit également un modèle « Dual stage ». On peut alors observer deux étapes de désorption avec deux coefficients de diffusion D_3 et D_4 différents suivant l'équation (III. 11). Pour illustrer ces trois modèles, ils sont ajustés aux résultats expérimentaux de la Figure III-3 (c).

$$M(t) = M_{0,1} \frac{8}{\pi^2} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^2} \exp \left[\frac{-D_3(2n+1)^2 \pi^2 t}{4l^2} \right] + M_{0,2} \frac{8}{\pi^2} \sum_{n=0}^{\infty} \frac{1}{(2n+1)^2} \exp \left[\frac{-D_4(2n+1)^2 \pi^2 t}{4l^2} \right] \quad (III. 11)$$

Dans ces travaux, ces deux modèles de désorption sont utilisés en fonction des données expérimentales. Ceci permettra de conclure sur les différents phénomènes de désorption rencontrés pour chacune des résines étudiées.

IV. Méthodologie expérimentale

Le protocole expérimental de la campagne des tests de vieillissement accéléré sous différentes conditions d'humidité et de température est représenté Figure III-4. L'absorption et la désorption de l'humidité sont évaluées par la pesée des échantillons à l'aide d'une balance de précision O-HAUS DV215CD (précise à 10 µg).

Avant tout test, les échantillons sont placés dans une étuve à 125°C pendant 48 h, leur masse est mesurée toutes les 12 heures pour vérifier que la masse des échantillons soit stabilisée. La concentration d'humidité à t_0 est donc considérée comme nulle au début du test d'absorption.

Les échantillons sont ensuite soumis à un environnement humide pendant 1000 h dans l'enceinte chaleur-humide Climats Excal 1411-HE. Les conditions au sein de l'enceinte peuvent varier de 10 % à 98 % d'humidité relative (RH) sur une plage de température de 10°C à 90°C. La première condition utilisée est 85°C/85%RH pour simuler un test de vieillissement normalisé, de type THB de 1000 h. Par la suite, lors de nouvelles campagnes de tests, les conditions de température sont modifiées pour étudier l'influence de la température sur les paramètres de

diffusion en absorption. La température lors de la phase d'absorption n'a pas dépassé 85°C pour ne pas entrer dans la zone de température de transition vitreuse ($T_g \approx 100^\circ\text{C}$) des EMC A et B.

Après 1000 h en humidité, les échantillons sont placés en étuve pour étudier le phénomène de désorption. Les séchages s'effectuent à plusieurs températures pour étudier l'influence de la température sur les paramètres de diffusion lors de la désorption. La température de 125°C correspond à la température industrielle normalisée de séchage des composants non hermétiques préconisée par la norme JEDEC JESD11A113E [58] au début du pré-conditionnement. Notons que les deux autres conditions de désorption correspondent à des températures inférieures aux valeurs de température de transition vitreuse des résines A et B.

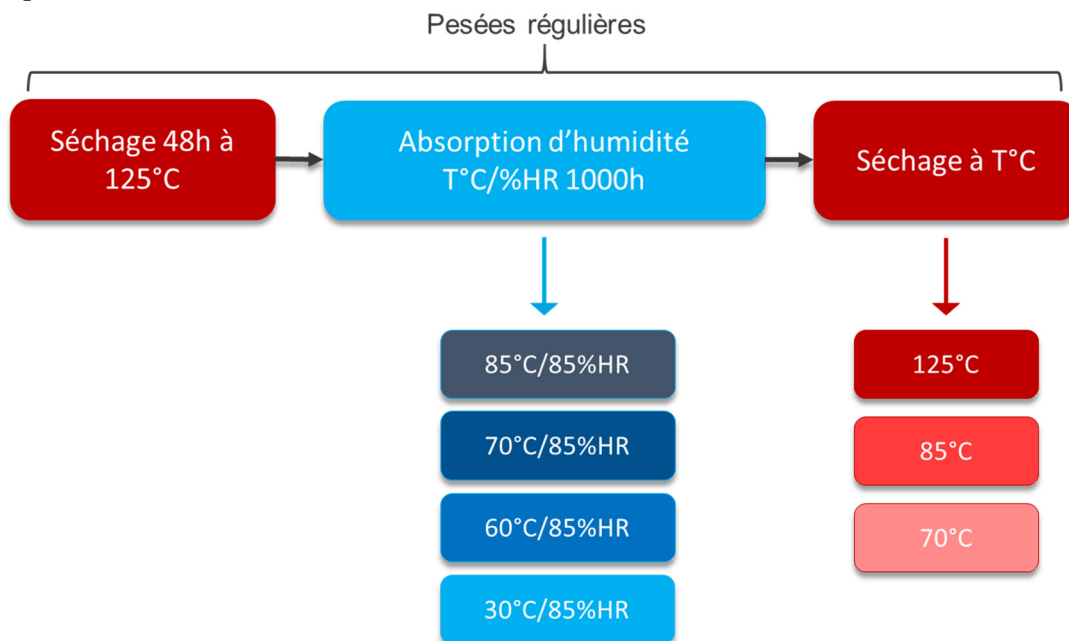


Figure III-4. Protocole expérimental pour l'étude de l'absorption et la désorption d'humidité

La donnée mesurée lors de ces stockages est la masse de l'échantillon. Pour cela, les échantillons sont sortis de l'enceinte chaleur-humide et pesés individuellement. Il est important de faire des mesures rapprochées dans le temps lors des 12 premières heures de l'absorption car le premier mécanisme de diffusion est très rapide : elles sont effectuées toutes les heures, puis toutes les deux heures. Après avoir atteint la « première saturation », les mesures peuvent être espacées jusqu'à n'être effectuées qu'une fois par semaine en fin d'expérimentation. Il en est de même pour la désorption.

Chaque lot d'échantillons est mesuré en respectant les étapes Figure III-5. Une des difficultés rencontrées est la température de l'échantillon quand il est sorti de l'étuve. La balance a besoin d'être stable en température. Pour cela, après la sortie de chaque échantillon, celui-ci est placé sur un dissipateur thermique à température ambiante pendant 2 minutes avant d'être pesé et remis en étuve. Durant cet intervalle, hors de son environnement de test, l'échantillon va désorber ou absorber l'humidité ambiante ; plus il sera haut en température, plus cet effet sera rapide. Cet effet est inévitable pour des mesures qui ne sont pas in-situ. En gardant cette durée de refroidissement

constante pour chaque échantillon de chaque lot, la variation de masse induite par l'absorption ou désorption d'humidité est donc considérée comme identique pour chaque échantillon.

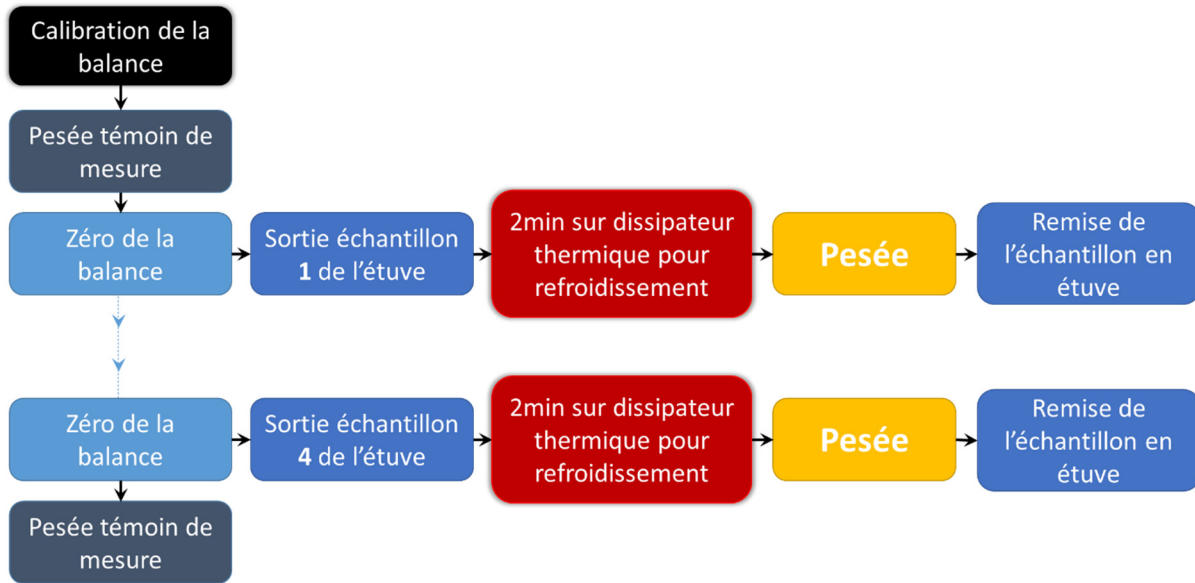


Figure III-5. Protocole de pesée pour un lot d'échantillons

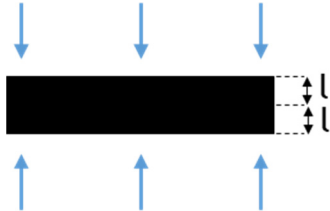
V. Modélisation de la diffusion d'humidité dans une résine

Dans cette partie, des échantillons de résine C sont soumis au protocole expérimental présenté précédemment. Les modèles de diffusion de la partie III sont appliqués aux résultats expérimentaux pour en extraire les paramètres de diffusion correspondants. L'influence de la température sur ces paramètres est aussi caractérisée.

1. Échantillons

La résine C est utilisée pour cette analyse. Les échantillons sont présentés dans le Tableau III-1. Ils se présentent sous la forme de parallélépipèdes de résine de côté 40x40 mm² et d'épaisseur de 0,41 mm. Les dimensions des échantillons respectent la condition de diffusion unidimensionnelle de l'équation (III. 6). On considère donc que l'absorption s'effectue par les deux surfaces parallèles de 40x40 mm². La valeur l utilisée dans les équations d'absorption et désorption (III. 7) et (III. 11) est donc 205 μm , la demi-épaisseur de l'échantillon.

Tableau III-1. Description des échantillons de l'EMC C

Résine	EMC C
Échantillon	Parallélépipède de résine
Dimensions	40x40x0,41 mm ³
Schématisation de l'absorption	
Valeur de l	205 μ m
Masse initiale	1,31 \pm 0,01 g
Quantité par test	4 échantillons

2. Modélisation de l'absorption

Les résultats expérimentaux de chaque campagne de test ont été ajustés au modèle d'absorption « Dual stage » (III. 7) grâce à un script Sci-lab présent en Annexe III et à la méthode d'optimisation des moindres carrés. Les paramètres extraits pour l'absorption sont D_1 , D_2 , M_1 et M_2 . En normalisant les masses M_1 et M_2 par le volume de l'EMC de l'échantillon, les concentrations de l'humidité C_1 et C_2 sont calculées.

Les résultats pour les campagnes d'absorption 85°C/85%RH, 70°C/85%RH et 60°C/85%RH sont représentés sur la Figure III-6. Ils sont présentés sous la forme de concentrations de l'humidité dans la résine en fonction de la racine carrée du temps pour visualiser la dynamique d'absorption lors des premières heures du test. Pour chaque condition, on observe un comportement correspondant au modèle « Dual stage ». Une première saturation intervient entre 5 et 10 heures après le début de l'absorption en fonction des conditions, marquant la concentration maximale de l'eau dans le volume libre du matériau. Une seconde saturation semble avoir lieu au bout des 1000 h. En prenant comme exemple la condition 85°C/85%RH, après 10 h, 46 % de l'humidité absorbée lors du test de 1000 h est déjà contenue dans l'échantillon. Les autres 990 h vont permettre d'absorber les 54 % restants.

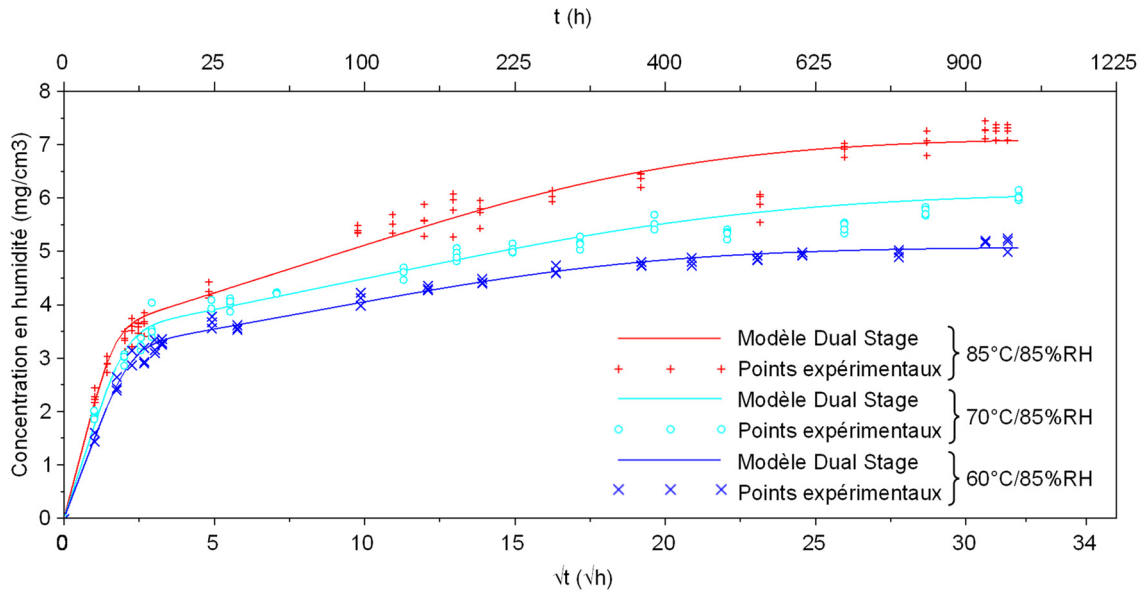


Figure III-6. Résultats en absorption de l'EMC C

Tableau III-2. Paramètres du modèle « Dual stage » de l'absorption de la résine C

Conditions		D_1	D_2	C_1	C_2	C_{tot}	M_{EMC_1000h}	M_{epoxy_1000h}	R^2
(°C)	(%RH)	(mm²/s)		(mg/cm³)			(%)	(%)	(%)
85	85	$3,21 \cdot 10^{-06}$	$2,04 \cdot 10^{-08}$	3,3	3,8	7,1	+ 0,37	+ 3,1	96,8
70	85	$2,12 \cdot 10^{-06}$	$1,60 \cdot 10^{-08}$	3,3	2,7	6,0	+ 0,32	+ 2,6	98,3
60	85	$1,88 \cdot 10^{-06}$	$2,29 \cdot 10^{-08}$	3,0	2,1	5,1	+ 0,27	+ 2,2	99,1

Le paramètre R^2 dans le Tableau III-2 est le coefficient de corrélation entre les points expérimentaux et la courbe du modèle « Dual stage ». Comme l'on peut le voir dans le tableau, les valeurs R^2 pour chaque condition de test sont supérieures à 96 %, le modèle choisi est donc adapté aux résultats expérimentaux de la résine C.

Le dernier paramètre présent dans le Tableau III-2 est M_{EMC_1000h} qui est le pourcentage de prise de masse dans l'EMC à 1000 h. La prise de masse après 1000 h est donc très faible, au maximum elle atteint 0,37 % de la masse initiale. Cette faible augmentation est justifiée par le faible taux de résine époxy contenue dans l'EMC par rapport aux charges de silices qui sont hermétiques. Cet EMC est composé de 88 % de charges hermétiques. En prenant en compte uniquement les 12 % d'époxy du composé comme masse initiale, la prise de masse à la condition 85°C/85%RH dans l'époxy est $M_{epoxy_1000h} = 3,1$ %.

Le coefficient de diffusion fickien D_1 est plus grand que le coefficient D_2 . Le comportement fickien est donc responsable de la première partie des courbes sur la Figure III-6 atteignant rapidement la saturation. En revanche, la diffusion non-fickienne est plus lente et représente un phénomène bien plus long. En regardant les valeurs des concentrations d'humidité dans l'EMC, il est important de constater que les deux paramètres C_1 et C_2 sont du même ordre de grandeur, ce qui indique donc que le second phénomène d'absorption ne peut pas être négligé. A la température

d'absorption la plus haute, soit 85°C, la quantité C_2 est même supérieure à C_1 . En effet, C_2 augmente avec la température alors que la concentration maximale C_1 dans le volume libre est constante. L'indépendance de C_1 vis-à-vis de la température peut être expliquée physiquement par le volume libre du composé qui impose la limite en humidité pouvant y pénétrer par diffusion fickienne. En revanche, le second comportement étant une réaction chimique, l'énergie apportée par la température vient activer les liaisons entre EMC et l'eau, ce qui se traduit par une augmentation de C_2 .

3. Influence de la température sur les paramètres de diffusion d'absorption

a. Influence de la température sur le mécanisme de diffusion fickien

La dépendance en température de la diffusion fickienne peut être modélisée par l'équation d'Arrhenius (III. 12) avec D_{exp} le facteur pré-exponentiel, $E_{a,D1}$ l'énergie d'activation de la diffusion et k la constante de Boltzman (8.617×10^{-05} eV/K).

$$D_1(T) = D_{exp} \exp\left(-\frac{E_{a,D1}}{kT}\right) \quad (III. 12)$$

b. Influence de la température sur le mécanisme de diffusion non fickien

La concentration en humidité du second mécanisme de diffusion C_2 est aussi dépendante de la température. De même que D_1 , l'influence de la température T peut être modélisée par l'équation d'Arrhenius (III. 13) avec les paramètres C_{exp} le facteur pré-exponentiel, $E_{a,C2}$ l'énergie d'activation de la diffusion et k la constante de Boltzman (8.617×10^{-05} eV/K). Ces équations risquent de ne plus être valables pour les températures au-delà de la zone de transition vitreuse qui met en œuvre des mécanismes différents.

$$C_2(T) = C_{exp} \exp\left(-\frac{E_{a,C2}}{kT}\right) \quad (III. 13)$$

Le second coefficient de diffusion D_2 est indépendant de la température d'absorption. Cela et la dépendance de la température sur C_2 montre que ce second comportement est non-fickien, il ne représente pas une diffusion mais une réaction physico-chimique. Le taux de réaction est représenté par C_2 . D_2 n'a pas de sens physique, ce paramètre est seulement une simplification mathématique.

c. Résultats en température

Le coefficient de diffusion et la concentration en humidité sont tracés en échelle logarithmique en fonction de l'inverse de la température sur la Figure III-7. Nous constatons que l'évolution de D_1 et C_2 en fonction de la température suivent les lois d'Arrhenius définies par les équations (III. 12) et (III. 13). Les paramètres des deux lois d'Arrhenius ont été extraits à partir des résultats expérimentaux des campagnes de test à 60°C, 70°C et 85°C et sont présentés dans le Tableau III-3, avec σ l'écart type des valeurs d'énergies d'activation. La campagne à 30°C/85%RH a été arrêtée à 500 h. Les paramètres extraits de ce test n'ont pas été pris en compte pour le calcul

des énergies d'activation. Cependant, ils sont représentés en rouge sur la Figure III-7 et semblent valider le modèle d'Arrhenius jusqu'à 30°C.

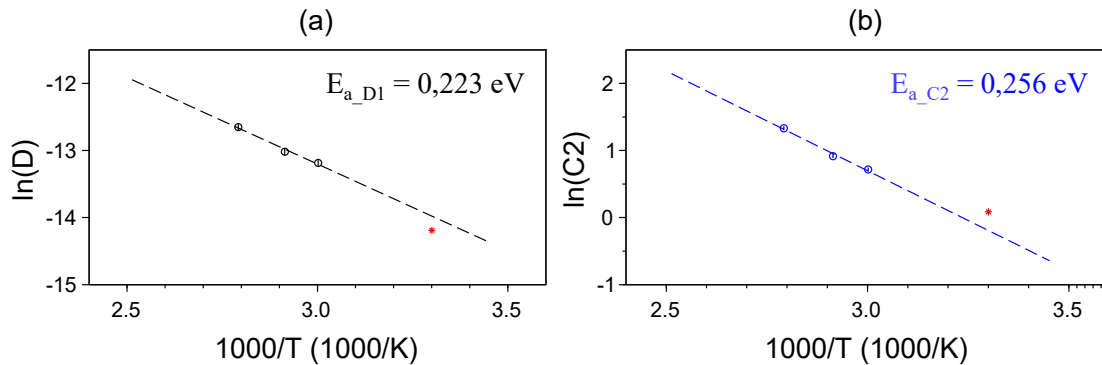


Figure III-7. Graphiques d'Arrhenius (a) Variation du coefficient de diffusion D_1 (b) Variation de la concentration en humidité C_2 de l'EMC C

Les énergies d'activation sont du même ordre de grandeur que celles obtenues dans les travaux de Jansen [19] et Jang [59] dont les valeurs vont de 0,307 à 0,375 eV en absorption pour des EMC différents. Avec ces paramètres, il est maintenant possible de trouver les paramètres de diffusion pour différentes températures opérationnelles. Par exemple, pour une condition d'absorption de 25°C et 85% d'humidité, on obtient les paramètres suivants : $D_1 = 0,7 \cdot 10^{-06} \text{ mm}^2/\text{s}$ et $C_2 = 0,42 \text{ mg}/\text{cm}^3$.

Tableau III-3. Paramètres d'Arrhenius pour EMC C en absorption

	Paramètres pour D_1				Paramètres pour C_2			
	$E_{a,D1}$ (eV)	σ (eV)	D_{exp} (mm^2/s)	R^2 (%)	$E_{a,C2}$ (eV)	σ (eV)	C_{exp} (mg/cm^3)	R^2 (%)
EMC C	0,223	0,038	0,004	98,6	0,256	0,044	14 973	99,9

4. Modélisation de la désorption

La phase de désorption de l'humidité s'effectue sur les échantillons ayant subi les conditions d'absorption décrites précédemment. La dernière mesure de masse est effectuée à 1000 h et les échantillons sont ensuite transférés dans une enceinte climatique préchauffée aux différentes températures de séchage.

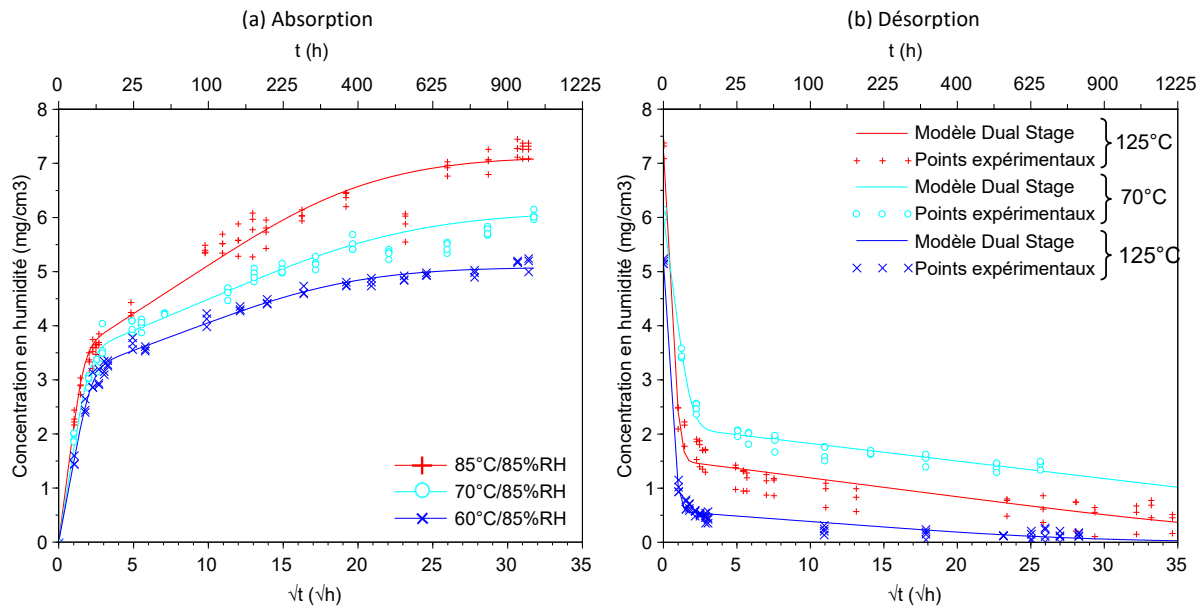


Figure III-8. (a) Absorption de l'EMC C (b) Désorption de l'EMC C

La désorption des échantillons de l'EMC C suit le modèle « Dual stage » dans l'équation (III. 11). Les deux mécanismes de diffusion sont visibles sur la Figure III-8 (b). En suivant ce modèle, toute l'humidité va diffuser hors du matériau pour retrouver son état initial. L'humidité contenue dans le volume libre diffuse en dehors de la résine et les liaisons entre les molécules d'eau et les chaînes de polymères sont cassées par l'énergie apportée par le séchage. Comme attendu, les échantillons mis en étuve à 125°C désorbent plus rapidement que ceux mis à 70°C, la température accélère la diffusion et l'eau est sous forme de vapeur sous pression.

Les concentrations en humidité initiale avant séchage dépendent des conditions d'absorption : les échantillons en sortie du test 85°C/85%RH contiennent plus d'eau que ceux à 60°C/85%RH avant la phase de séchage. Pour cela, les résultats affichés dans le Tableau III-4 ne seront pas les valeurs de concentrations d'humidité absolues mais le rapport de la concentration désorbée sur la quantité d'humidité avant séchage.

Tableau III-4. Paramètres de la désorption de la résine C

Conditions		D_3	D_4	$\frac{C_{0,1}}{C_0}$	$\frac{C_{0,2}}{C_0}$	$t(C_{\infty} = 0)$	R^2
Absorption	Désorption						
(°C/%RH)	(°C)	(mm ² /s)	(mm ² /s)	(%)	(%)		(%)
85/85	125	7,71.10 ⁻⁰⁶	4,72.10 ⁻⁰⁹	79	21	2500 h	96,3
60/85	125	9,73.10 ⁻⁰⁶	1,09.10 ⁻⁰⁸	89	11	700 h	99,2
70/85	70	2,44.10 ⁻⁰⁶	2,09.10 ⁻⁰⁹	64	36	-	99,4

L'absorption d'humidité due au phénomène non-fickien a été considérée comme théoriquement non-réversible dans la littérature [20] car les liaisons créées ont besoin de beaucoup d'énergie pour se casser. Cependant, pour chaque condition, la concentration d'humidité absorbée

C_1 (Tableau III-2) et la concentration en eau désorbée due à la diffusion fickienne $C_{0,1}$ sont différentes. $C_{0,1}$ est systématiquement supérieure à C_1 , ce qui veut dire que la quantité d'eau désorbée comprend l'eau contenue dans le volume libre mais aussi une partie de l'eau « liée ».

Ces résultats semblent montrer donc que l'absorption due à la diffusion fickienne est entièrement réversible et que le mécanisme de liaisons entre l'eau et le polymère est en partie réversible. Une étude de Zhou [57] propose deux types d'eau liée aux EMC. Le Type I correspond à une liaison « faible » composée d'une seule liaison hydrogène et le Type II forme plusieurs liaisons avec la matrice polymère. Les liaisons de Type I ont une énergie d'activation plus faible ce qui permet de les casser plus facilement que les Type II qui nécessitent plus d'énergie. Ce sont ces dernières liaisons qui pourraient être responsables d'une humidité résiduelle si l'énergie apportée par la température n'est pas suffisante.

Lors de la phase d'absorption, en augmentant la température, les résultats ont montré que la concentration en humidité due à la réaction physico-chimique de liaison C_2 augmentait, les catégories de liaisons y sont confondues. Comme présenté dans le Tableau III-4, le taux de l'humidité désorbée à 125°C $C_{0,2}/C_0$ est plus important après une absorption à 85°C qu'à 60°C, cela illustre la création de plus de liaisons « fortes » en augmentant la température lors de la phase d'absorption.

Lors du séchage à 125°C, la majorité de l'humidité est désorbée lors de la diffusion fickienne qui se termine après deux heures. Les désorptions à 125°C atteignent le point $C_\infty = 0$ à des temps différents suite aux différentes concentrations initiales d'humidité dans les échantillons. Le test de désorption a été arrêté à 700 h mais la concentration d'humidité continuait à diminuer. En se basant sur les paramètres extraits sur cette durée de test, la concentration nulle serait atteinte vers 4500 h. Cependant ne pas prendre en compte la cinétique complète de désorption introduit des incertitudes non négligeables, cette valeur n'est qu'une estimation.

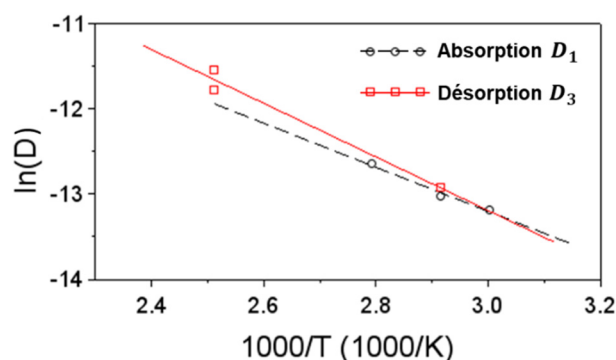


Figure III-9. Graphiques d'Arrhenius montrant l'évolution du coefficient de diffusion lors des mécanismes fickiens d'absorption et de désorption de l'EMC C

La diffusion fickienne de désorption suit aussi la loi d'Arrhenius, semblablement à la diffusion fickienne d'absorption. L'énergie d'activation du coefficient de diffusion D_3 est 0,267 eV avec un écart type σ de 0,025 eV et l'indice de perméabilité D_{exp} est de 0,028 mm²/s ($\sigma = 0,023$). Ces valeurs ont été extraites à partir des données à seulement deux températures mais l'énergie

d'activation est cohérente vis-à-vis des données d'absorption. Les deux phénomènes d'absorption et désorption ont donc des comportements similaires en température. Les valeurs des coefficients de diffusion D_1 et D_3 sont comparées sur la Figure III-9.

5. Synthèse

Le protocole expérimental mis en œuvre a permis de caractériser l'évolution de la masse d'eau présente dans la résine lors des mécanismes d'absorption et de désorption. Le modèle « Dual stage » a permis de modéliser la diffusion unidimensionnelle de l'humidité dans les échantillons de résine C. Les équations du modèle permettent de séparer les phénomènes de diffusion fickienne et la création de liaisons hydrogènes entre l'eau et le polymère.

L'influence de la température s'illustre à travers la variation du coefficient de diffusion fickien et de la concentration de l'eau liée. En effet, la température active ces deux mécanismes lors de l'absorption et de la désorption de la même manière. Ils peuvent être modélisés par la loi d'Arrhenius.

Lors de l'absorption, la saturation de l'humidité due à la diffusion fickienne intervient rapidement, après les 5-10 premières heures, alors que la réaction de liaison est plus lente. Après 1000 h, la prise de masse est beaucoup plus lente, laissant supposer qu'une saturation est possible. Mais elle n'est toujours pas atteinte.

Lors de la désorption, deux phases sont aussi observées mais elles ne correspondent pas exactement aux deux phénomènes d'absorption. La première représente la désorption de l'eau libre et de l'eau liée avec des liaisons faibles quand la deuxième correspond à des liaisons plus fortes qui ont besoin de plus d'énergie pour se casser.

VI. Modélisation de la diffusion de l'humidité dans un plaquette QFN

La démarche expérimentale a été validée par l'étude de la résine époxy C sur des échantillons simples. Elle est ici appliquée à des échantillons plus complexes impliquant une résine époxy chargée et un matériau hermétique pour modéliser la diffusion de l'humidité dans une plaquette de QFN. Il aurait été intéressant d'étudier en premier lieu les résines A et B sous forme de résine pure à la place de l'EMC C, malheureusement ces échantillons étaient indisponibles.

1. Echantillons

Les deux composés plastiques EMC A et EMC B utilisés pour les technologies d'encapsulation QFN sont étudiés dans cette partie. Ils sont évalués par le biais d'échantillons sous la forme de plaquettes (aussi mentionnés comme leadframe moulés) de QFN. Elles sont identiques à celles utilisées dans le chapitre de caractérisation de matériaux.

Les échantillons sont un assemblage de leadframe en alliage en cuivre et de résine d'encapsulation de 60 par 56 mm. Ils ont subi le procédé d'assemblage de QFN sans les étapes de dépôt de colle de report, le placement de la puce, la cuisson de la colle et la découpe des QFN dans

les plaquettes. Tous les échantillons sont issus du même lot de fabrication. Les plaquettes contiennent 10x10 QFN de 5x5 mm² à 32 plots.

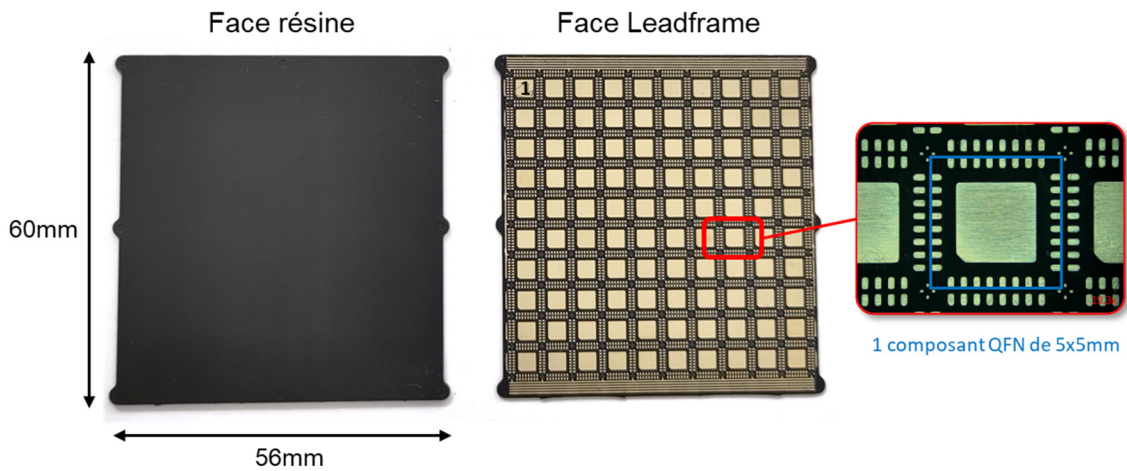


Figure III-10. Illustration d'un échantillon de leadframe moulé composé de 10x10 QFN de 5x5 mm²

Une face est majoritairement composée du leadframe avec la résine comblant les interstices dans la grille de leadframe. L'autre face est entièrement composée de résine. Une vue en coupe est schématisée Figure III-11. Pour rappel, le leadframe est une grille en cuivre composée des plots (« lead ») et du plot de report de la puce (« DAP ») également en cuivre. Il est épais de 200 µm et est recouvert d'une couche de finition évitant la corrosion du cuivre. La résine est moulée directement dessus, il existe donc des interfaces entre ces deux matériaux. L'ajout des interfaces entre la résine et le leadframe augmente la complexité de l'étude de la diffusion dans ces échantillons, mais permet de s'approcher de cas réels de composants intégrés.

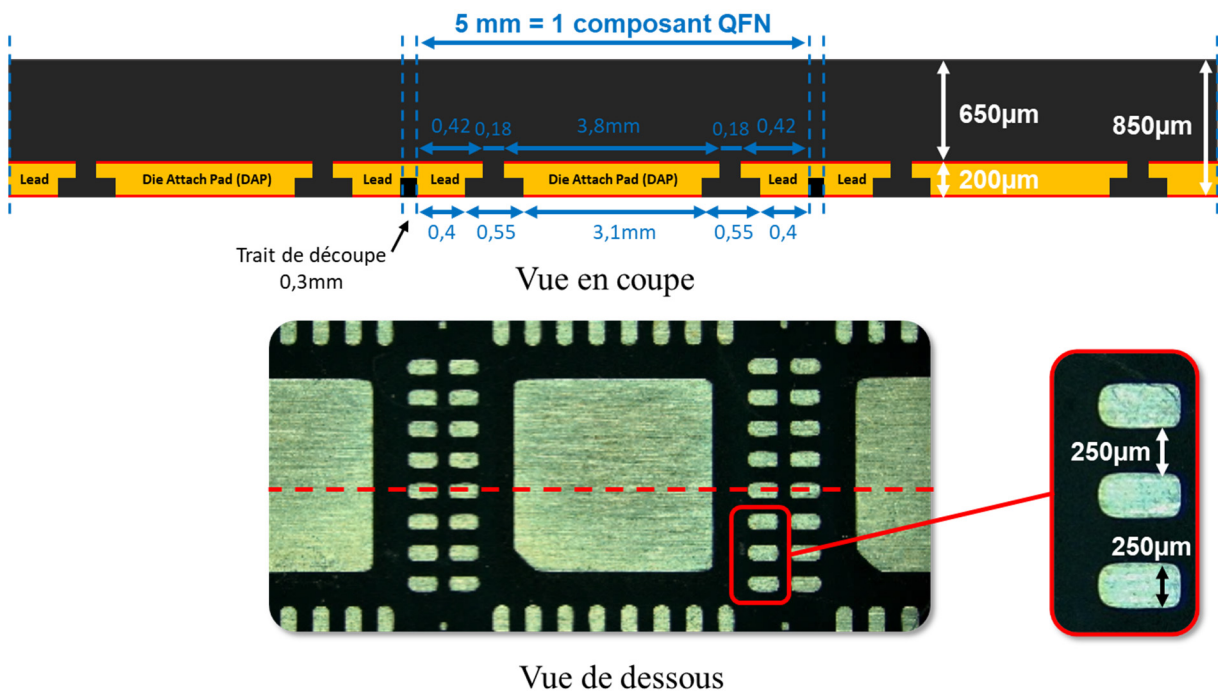


Figure III-11. Vue en coupe et géométrie du leadframe (cotes bleues en mm)

La diffusion dans ces plaquettes peut être considérée comme unidimensionnelle car elle répond à l'équation (III. 6). En effet, l'épaisseur de la résine des leadframes moulés devrait être inférieure à 1,45 mm or elle est de 0,65 mm, la diffusion par les côtés peut donc être négligée.

Cependant, la forte proportion de cuivre sur la plage inférieure modifie probablement le processus. Ainsi, la diffusion s'effectue principalement par la face résine de la plaquette mais aussi par la résine se trouvant face leadframe. 8 % du volume de résine total d'une plaquette se trouve entre les plots et les DAP de la grille de leadframe. Ce volume de résine est pris en compte pour les calculs de concentration en humidité. En revanche, la diffusion par une face composée majoritairement de matériaux hermétiques n'est pas modélisable par l'équation (III. 7) : le leadframe constitue 75% de la surface. Dans un premier temps, le leadframe est considéré comme plein et imperméable pour la diffusion. L'absorption réelle dans un leadframe moulé est schématisée dans le Tableau III-5 ainsi que la simplification utilisée permettant l'utilisation du modèle « Dual stage ».

Tableau III-5. Description des échantillon leadframe moulés des EMC A et B

Résine	EMC A et EMC B
Échantillon	Leadframe moulé
Dimensions	60x56x0,85 mm ³
Schématisation de l'absorption	
Simplification pour modèle (III. 7)	
Valeur de l	650 μ m
Masse	EMC A : 8,53 \pm 0,02 g EMC B : 8,51 \pm 0,03 g
Quantité par test	4 leadframes moulés

Ces échantillons sont soumis aux conditions décrites dans la section V comme pour le cas de l'EMC C. L'absorption et la désorption de l'humidité dans les plaquettes des résines QFN sont

étudiées pour extraire les paramètres de diffusion associés. La dépendance de ces paramètres est aussi analysée pour pouvoir modéliser la diffusion d'humidité à différentes températures.

2. Modélisation de l'absorption

Pour les leadframes moulés des deux résines, les résultats expérimentaux et les modèles « Dual stage » associés sont présentés Figure III-12. Après 1000 h, la saturation n'est pas atteinte. De la même manière que la résine C, les courbes de résultats montrent clairement que plus la température est élevée plus les concentrations en humidité sont hautes. Graphiquement, ces deux résines ont des dynamiques d'absorption très similaires. Les taux de prises de masses de l'époxy contenu dans l'EMC (Tableau III-6) sont proches, ce qui est principalement dû aux taux de charge similaires dans ces deux résines : ils ont été caractérisés comme étant 90,2 % pour l'EMC A et 89,7 % pour l'EMC B.

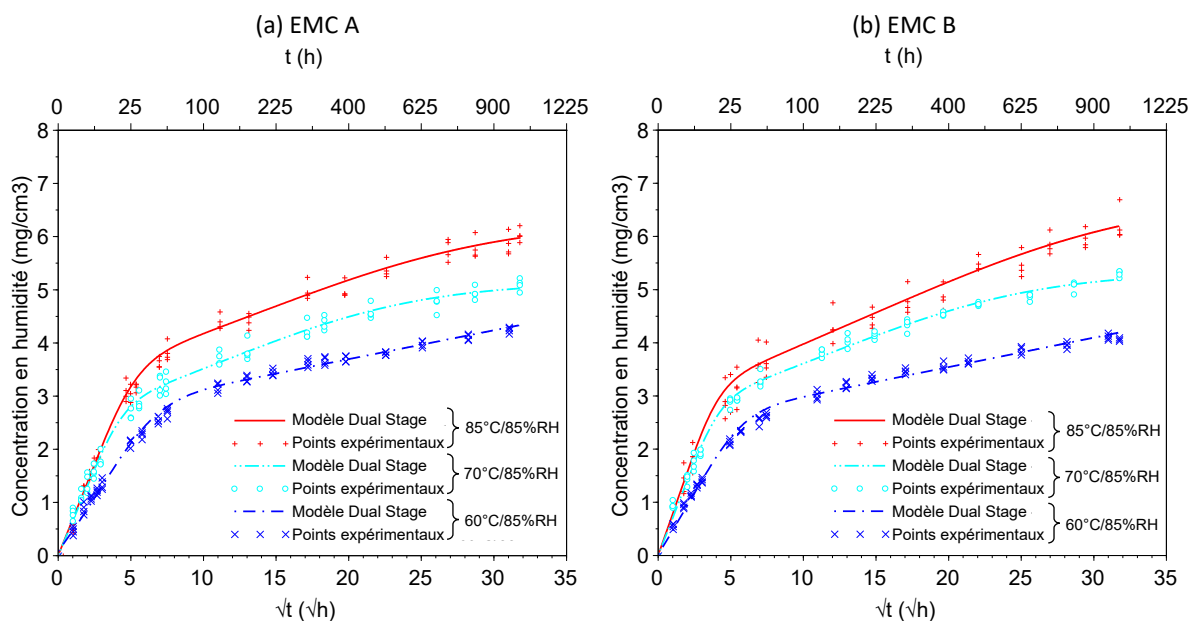


Figure III-12. Résultats en absorption des leadframe moulés (a) EMC A (b) EMC B

Le Tableau III-6 présente les paramètres de diffusion des leadframes moulés des résines A et B. Le modèle « Dual Stage » est adapté à l'absorption dans ces échantillons : le coefficient de corrélation R^2 est supérieur à 97 %.

Les principales tendances en comparant les résines à différentes températures d'absorption sont les suivantes :

- Le coefficient de diffusion fickien D_1 est toujours supérieur à celui de la diffusion non-fickienne D_2 de plusieurs ordres de grandeurs ;
- D_1 augmente avec la température pour l'EMC B mais pas pour les leadframes moulés de l'EMC A ;
- La variation de D_2 en fonction de la température ne semble pas suivre une tendance particulière ;
- La concentration en eau libre C_1 reste constante en température ;

- La concentration en humidité totale à 1000 h C_{tot} augmente avec la température ce qui est principalement dû à la variation de la concentration en eau liée C_2 en température ;
- Pour les deux résines :
 - A 60°C : $C_1 > C_2$;
 - A 70°C : $C_1 \approx C_2$;
 - A 85°C : $C_1 < C_2$.

Tout comme l'EMC C, on observe bien un coefficient de diffusion fickien D_1 supérieur au coefficient non-fickien D_2 et la quantité d'humidité C_2 absorbée lors de ce second phénomène est de l'ordre de grandeur C_1 . Cette réaction n'est donc pas négligeable pour les leadframes moulés des EMC A et B non plus.

Tableau III-6. Paramètres de diffusion des leadframes moulés des résines A et B

Conditions		Echantillons	D_1	D_2	C_1	C_2	C_{tot}	M_{epoxy}_{1000h}	R^2
(°C)	(%RH)		(mm ² /s)	(mm ² /s)	(mg/cm ³)	(mg/cm ³)	(mg/cm ³)	(%)	(%)
85	85	EMC A	3,13.10 ⁻⁰⁶	9,85.10 ⁻⁰⁸	3,1	2,9	6,0	+ 3,0	98,8
		EMC B	5,15.10 ⁻⁰⁶	8,12.10 ⁻⁰⁸	2,8	3,4	6,2	+ 3,0	97,3
70	85	EMC A	6,72.10 ⁻⁰⁶	1,46.10 ⁻⁰⁷	2,5	2,6	5,0	+ 2,5	99,0
		EMC B	5,00.10 ⁻⁰⁶	1,34.10 ⁻⁰⁷	2,6	2,6	5,2	+ 2,5	99,3
60	85	EMC A	1,91.10 ⁻⁰⁶	2,03.10 ⁻¹¹	2,6	1,7	4,3	+ 2,1	99,4
		EMC B	2,63.10 ⁻⁰⁶	6,14.10 ⁻¹⁰	2,4	1,8	4,2	+ 2,0	99,4

Il n'y a pas de différence majeure entre les paramètres de diffusion des résines A et B. A 1000 h, les concentrations sont plus importantes dans les échantillons de l'EMC B tout en restant du même ordre de grandeur et les valeurs de coefficients de diffusion sont similaires.

3. Influence de la température sur les paramètres de diffusion d'absorption

Les résultats expérimentaux de l'EMC C ont montré que D_1 et C_2 suivent la loi d'Arrhenius représentant respectivement l'influence de la température sur la diffusion fickienne et sur le taux de réaction de la liaison chimique entre H₂O et des chaînes polymères. La Figure III-13 représente l'influence de la température sur ces paramètres en fonction des EMC A et B.

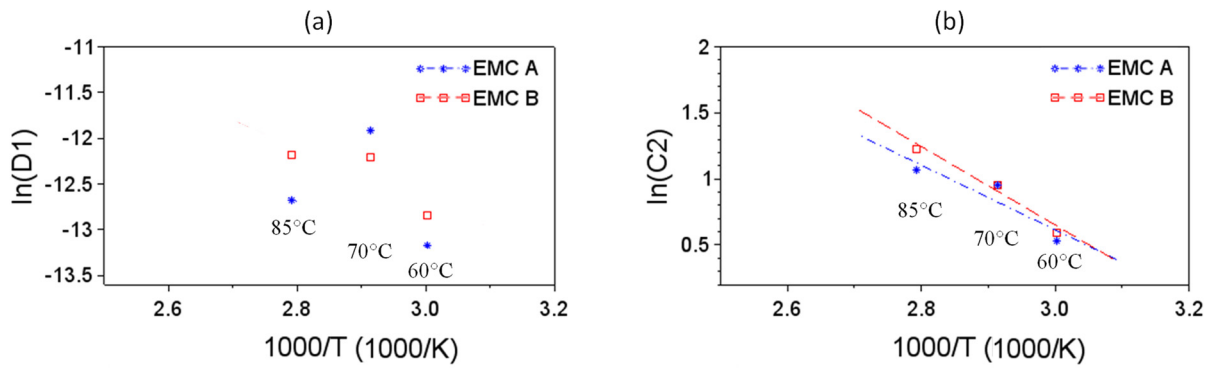


Figure III-13. Graphiques d'Arrhenius (a) Variation du coefficient de diffusion D_1 (b) Variation de la concentration en humidité C_2 des leadframes moulés de l'EMC A et B

Le Tableau III-7 rassemble les différents paramètres extraits des lois d'Arrhenius pour les leadframes moulés. Pour les échantillons de leadframes moulés, la concentration d'humidité due à liaison moléculaire C_2 suit bien l'équation (III.13). Il est intéressant de préciser qu'à faible température, le comportement est principalement fickien, peu de liaisons se forment. Les valeurs d'énergies d'activation de la concentration en humidité C_2 sont proches de celle obtenue pour les échantillons de EMC C qui est de 0,256 eV.

Tableau III-7. Paramètres d'Arrhenius pour l'absorption des leadframes moulés des EMC A et B

Echantillons	Paramètres pour D_1				Paramètres pour C_2			
	E_{a_D1} (eV)	σ	D_{exp} (mm ² /s)	R^2 (%)	E_{a_C2} (eV)	σ	C_{exp} (mg/cm ³)	R^2 (%)
EMC A	-	-	-	9,0	0,211	0,031	2 858	84,8
EMC B	-	-	-	70,0	0,256	0,085	14 196	95,5

La Figure III-13 (a) nous montre que les valeurs du coefficient de diffusion D_1 de la résine A ne suivent pas l'équation d'Arrhenius. Même si cet écart est moins marqué pour la résine B, la valeur du coefficient de corrélation R^2 (70 %) reportée dans le Tableau III-7, semble indiquer que ce modèle n'est pas parfaitement adapté aux leadframes moulés de l'EMC B.

4. Modélisation de la désorption

a. Modèle « Modified Fick »

Les résultats montrent que la désorption des échantillons de plaquettes des résines A et B correspond au modèle « Modified Fick » présenté en équation (III. 11). Les Tableau III-8 et Tableau III-9 présentent les résultats extraits après 400 h de séchage. Contrairement au cas de la résine C, le paramètre $C_{0,2}/C_0$ représente le ratio d'humidité résiduelle dans l'échantillon. Il a été démontré que cette humidité non désorbée est liée aux chaînes polymères et que l'énergie apportée n'est pas suffisante pour casser ces liaisons [20]. Les courbes d'absorption et désorption des leadframes moulés de l'EMC A avec humidité résiduelle sont présentées Figure III-14.

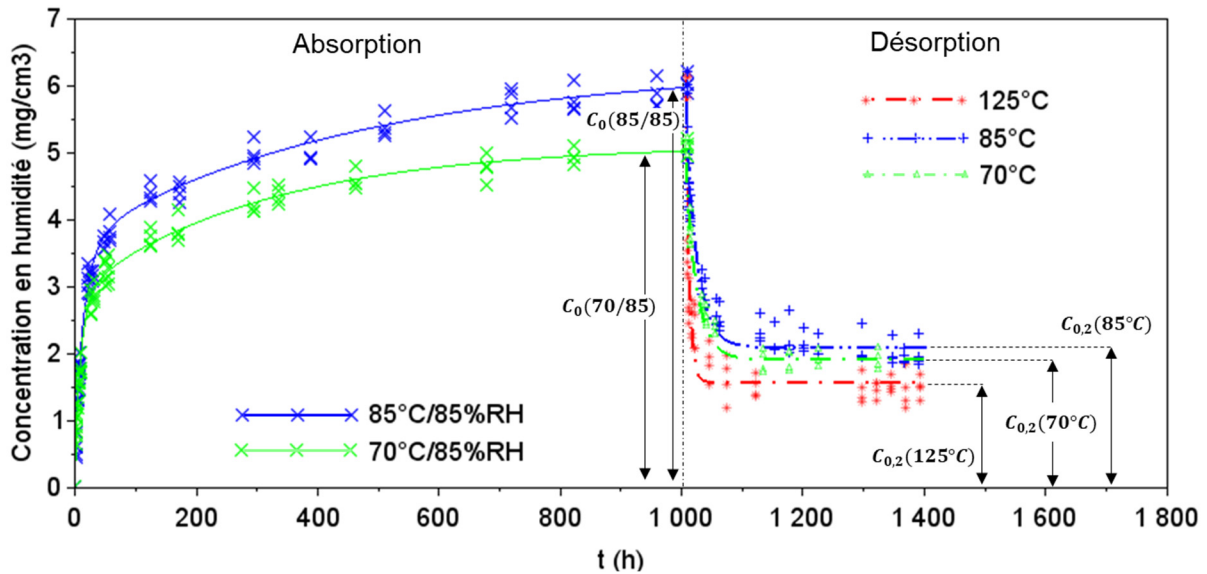


Figure III-14. Courbes d'évolution de la concentration en humidité des échantillons en absorption et désorption des leadframes moulés de la résine A

Deux lots d'échantillons ont été soumis aux mêmes conditions d'absorption : 85°C/85%RH et ont, ensuite, été divisés pour subir des conditions de séchage différentes : 85°C et 125°C. Un seul lot a subi les conditions 70°C/85%RH pour ensuite être séché à 70°C (en vert sur la Figure III-14). Les concentrations en humidité désorbée de ces lots ne peuvent pas être comparés, car ils ont des concentrations en humidité initiales différentes (dues à ces différentes conditions d'absorption).

Cependant, le coefficient de diffusion fickien est indépendant des concentrations en humidité. Il est donc possible d'étudier l'influence de la température sur ce coefficient en utilisant des échantillons ayant subi des conditions d'absorption différentes. En analysant les résultats numériques des deux résines, il est clair que la désorption à 125°C est plus rapide qu'à 85°C et 70°C.

Tableau III-8. Paramètres de désorption des leadframes moulés EMC A : modèle « Modified Fick »

Conditions		D_3	$\frac{C_{0,1}}{C_0}$	$\frac{C_{0,2}}{C_0}$	R^2
Absorption (°C/%RH)	Désorption (°C)				
85/85	125	$1,97.10^{-05}$	74	26	94,1
	85	$2,83.10^{-06}$	65	35	95,6
70/85	70	$2,18.10^{-06}$	66	34	97,9

Tableau III-9. Paramètres de désorption des leadframes moulés EMC B : modèle « Modified Fick »

Conditions		D_3	$\frac{C_{0,1}}{C_0}$	$\frac{C_{0,2}}{C_0}$	R^2
Absorption (°C/%RH)	Désorption (°C)				
85/85	125	$2,05.10^{-05}$	72	28	95,4
	85	$5,31.10^{-06}$	59	41	96,8
70/85	70	$1,99.10^{-06}$	66	34	99,3

La majorité de l'humidité est désorbée avec ces conditions de séchage mais il subsiste une quantité non négligeable d'humidité résiduelle. En augmentant la température, le taux d'humidité désorbée augmente. Cela est cohérent avec l'étude de Zhou et la classification des liaisons entre l'EMC et les polymères en fonction de l'énergie requise pour les rompre (présenté précédemment section V.4). Il semble que l'humidité résiduelle soit plus importante dans les échantillons de la résine B.

La Figure III-15 et le Tableau III-10 présentent la dépendance du coefficient de diffusion de la désorption D_3 et les paramètres d'Arrhenius associés. Les résultats obtenus semblent valider la loi d'Arrhenius jusqu'à 125°C alors que la température de transition vitreuse a été dépassée. Les énergies d'activation extraites sont supérieures à celles trouvées dans le cas de l'absorption. Ceci est dû au fait que D_1 et D_3 ne représentent pas la même diffusion. D_1 dans le modèle « Dual stage » est le coefficient de diffusion purement fickien alors que D_3 dans le modèle « Modified Fick » est le coefficient de désorption représentant majoritairement la diffusion fickienne mais aussi la rupture des liaisons les plus faibles.

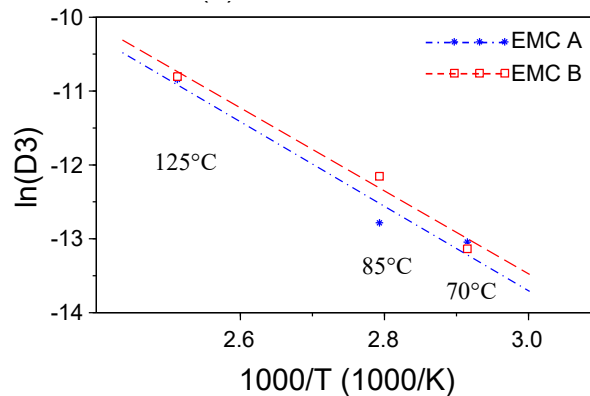


Figure III-15. Variation de D_3 du modèle « Modified Fick » en température des leadframes moulés des EMC A et B

Tableau III-10. Paramètres d'Arrhenius pour la désorption des leadframes moulés des EMC A et B

Echantillons	Modèle « Modified Fick »			
	E_{a_D3} (eV)	σ	D_{exp} (mm ² /s)	R^2 (%)
EMC A	0,493	0,090	31,62	96,4
EMC B	0,484	0,056	29,08	98,3

b. Modèle « Dual stage »

Le test en désorption s'est poursuivi après 400 h pour étudier l'impact de la durée du séchage sur l'humidité résiduelle. En effet, les échantillons soumis aux conditions 85°C et 70°C continuent de perdre de la masse après 400 h. La cinétique de désorption peut donc être modélisée par le modèle « Dual stage » dont l'équation est présentée en (III. 12). Les courbes de l'EMC A sont présentées Figure III-16. Les échantillons en étuve à 125°C sont un cas particulier, ce point est développé dans

la partie VIII.2 de ce chapitre. Dans le cas de ces lots, les paramètres du modèle « Dual stage » sont extraits à partir des résultats des 400 premières heures de séchage.

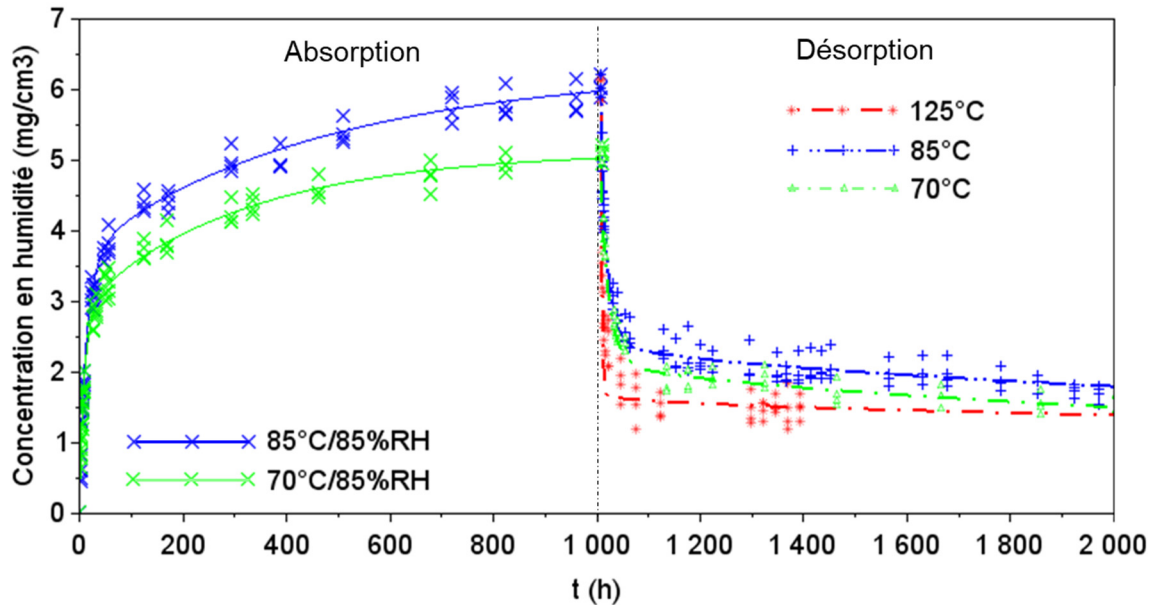


Figure III-16. Courbes d'évolution de la concentration en humidité des leadframes moulés avec le modèle « Dual stage » de l'EMC A

Les Tableau III-11 et Tableau III-12 présentent les paramètres de désorption des deux résines avec le modèle « Dual stage ». Avec ces paramètres, les temps de séchage pour atteindre $C_{\infty} = 0$ sont estimés aux environs de 10 000 h pour les échantillons à 70°C et 11 000 h pour ceux à 85°C. La désorption est plus longue pour la condition 85°C car la quantité initiale d'humidité est plus importante pour ce lot. Toutefois, il faut garder à l'esprit que la désorption totale ne sera peut-être jamais atteinte à cause de l'atmosphère du four qui n'est pas sous vide ainsi que du temps de repos de 2 minutes hors étuve de l'échantillon avant sa pesée.

Tableau III-11. Paramètres de désorption des leadframes moulés de l'EMC A : modèle « Dual stage »

Conditions		D_3 (mm ² /s)	D_4 (mm ² /s)	$\frac{C_{0,1}}{C_0}$ (%)	$\frac{C_{0,2}}{C_0}$ (%)	R^2 (%)
Absorption (°C/%RH)	Désorption (°C)					
85/85	125 (400 h)	$2,01 \cdot 10^{-05}$	$2,79 \cdot 10^{-09}$	72	28	94,4
	85	$3,35 \cdot 10^{-06}$	$7,23 \cdot 10^{-09}$	57	43	97,0
70/85	70	$2,75 \cdot 10^{-06}$	$9,99 \cdot 10^{-09}$	55	45	97,9

Tableau III-12. Paramètres de désorption des leadframes moulés de l'EMC B : modèle « Dual stage »

Conditions		D_3 (mm ² /s)	D_4 (mm ² /s)	$\frac{C_{0,1}}{C_0}$ (%)	$\frac{C_{0,2}}{C_0}$ (%)	R^2 (%)
Absorption (°C/%RH)	Désorption (°C)					
85/85	125 (400 h)	2,97.10 ⁻⁰⁵	1,70.10 ⁻⁰⁸	65	35	95,9
	85	6,34.10 ⁻⁰⁶	5,88.10 ⁻⁰⁹	53	47	90,7
70/85	70	3,82.10 ⁻⁰⁶	2,08.10 ⁻⁰⁸	48	52	99,3

En comparant les résultats des deux modèles, le modèle « Modified Fick » semble sous-estimer les valeurs de D_3 et surestimer $C_{0,1}$. Cette quantité d'humidité est plus faible avec le modèle « Dual stage » car les deux phénomènes de diffusion permettent la désorption de l'humidité simultanément. Le modèle « Dual stage » différencie les deux quantités d'humidité désorbée ($C_{0,1}$ et $C_{0,2}$) même lors des premières heures alors que le modèle « Modified Fick » considère le tout comme $C_{0,1}$.

Comme pour l'EMC C, la désorption est accélérée avec la température : le coefficient de diffusion D_3 augmente avec la température. La Figure III-17 montre le diagramme d'Arrhenius pour les deux modèles de désorption appliqués aux deux résines.

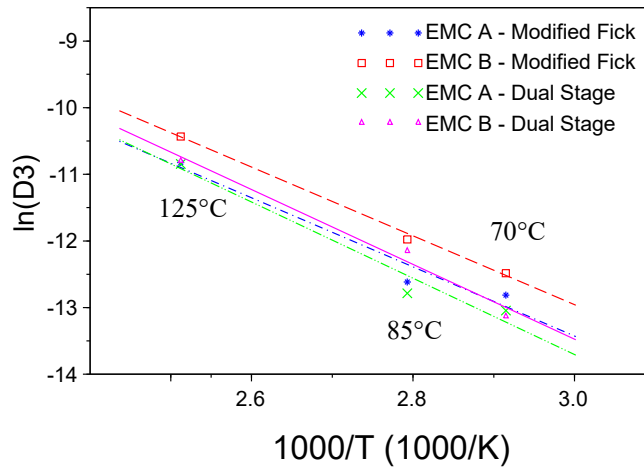


Figure III-17. Comparaison des modèles de désorption avec les leadframes moulés des EMC A et B

Tableau III-13. Paramètres d'Arrhenius du paramètre de désorption D_3

Echantillons	Modèle « Modified Fick »			Modèle « Dual stage »		
	$E_{a,D3}$ (eV)	D_{exp} (mm ² /s)	R^2 (%)	$E_{a,D3}$ (eV)	D_{exp} (mm ² /s)	R^2 (%)
EMC A	0,493	31,62	96,4	0,447	8,41	95,6
EMC B	0,484	29,08	98,3	0,445	12,56	99,6

Le Tableau III-13 présente les paramètres de l'équation d'Arrhenius pour les deux modèles utilisés en désorption. Les énergies d'activation du paramètre D_3 des deux modèles de désorption sont très proches. Les deux modèles sont valables selon l'utilisation des résultats :

- le « Modified Fick » permet d'estimer simplement la désorption jusqu'à la première saturation, en prenant en compte une humidité résiduelle stable ;
- le « Dual stage », en apportant un niveau de complexité supérieur, permet d'affiner les paramètres pour modéliser des temps plus longs et la désorption totale de l'humidité.

5. Synthèse

L'absorption d'humidité dans les leadframes moulés A et B est similaire aux résultats obtenus lors de l'étude de la résine C. En effet, lors d'un essai en humidité de 1000 h, le modèle « Dual stage » parvient à modéliser cette absorption en différenciant les phénomènes d'absorption de diffusion purement fickienne et de liaisons chimiques.

Pour les deux références de résine QFN, la dépendance de la concentration d'eau liée C_2 et du coefficient de désorption D_3 peut être modélisée la loi d'Arrhenius. Les paramètres de diffusion extraits pour les leadframes moulés des deux résines ainsi que leurs comportements en température sont similaires.

Cependant pour les deux résines, une irrégularité apparaît lors de l'analyse en température des paramètres de diffusion de l'absorption : les variations du paramètre de diffusion D_1 en température ne sont pas modélisables par la loi d'Arrhenius. Cette différence de modélisation peut être due à des erreurs expérimentales ou alors à un modèle qui n'est pas approprié à ces échantillons.

La désorption de l'humidité dans les leadframes moulés est, quant à elle, modélisable par les modèles « Modified Fick » et « Dual stage » en fonction du temps de séchage des échantillons. On note tout de même une durée de séchage pour atteindre une désorption totale très longue, au moins égale à 10 000 h. Pour les conditions d'absorption et séchage montrées dans ce manuscrit, après 1000 h, le taux minimum d'humidité résiduelle est de 28 %. La désorption est bien plus lente pour les plaquettes que pour les échantillons d'EMC C.

VII. Modélisation de la diffusion de l'humidité dans un boîtier QFN

Dans cette partie, l'étude de la diffusion de l'humidité se complexifie encore. L'étude se porte sur un composant QFN de 5x5 mm² constitué de résine et du leadframe. Cet objet se rapproche du composant QFN dont la fiabilité est étudiée. L'objectif de cette partie est donc d'extraire les paramètres de diffusion et leurs dépendances en température pour le QFN, de manière à être en mesure de modéliser l'absorption et la désorption de l'humidité lors de conditions opérationnelles.

1. Echantillons

Des boîtiers QFN des résines A et B sont utilisés pour cette étude. Ils proviennent d'un nouveau lot de leadframe moulés (comme décrit précédemment) qui ont été découpés pour extraire les QFN de 5x5 mm². Les échantillons sont donc constitués uniquement de l'EMC et du leadframe. Les géométries du leadframe sont indiquées Figure III-18.

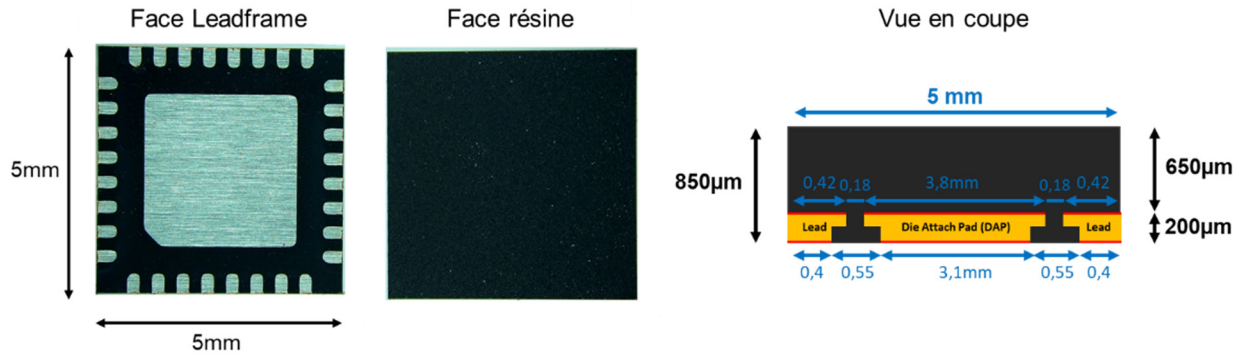


Figure III-18. Echantillon QFN et schématisation de sa géométrie (cotes bleues en mm)

La principale surface d'absorption est la face pleine en résine. Toutefois, comme dans le cas des plaquettes, la diffusion s'effectue aussi par la face leadframe. La même méthodologie est appliquée : dans un premier temps, le leadframe est considéré comme plein et l'humidité ne s'y diffuse pas. Le volume de résine contenue dans la grille est pris en compte pour le calcul de concentration d'humidité.

Les principales différences entre les plaquettes et les QFN sont le volume de résine, qui est plus important dans les leadframes moulés ; et les dimensions des surfaces d'absorption. En effet, les QFN sont bien plus petits que les plaquettes. La surface supérieure des QFN est maintenant trop faible par rapport aux faces des côtés pour négliger la diffusion par ces faces. En considérant la largeur et longueur de la face supérieure, le critère de diffusion unidimensionnelle est une épaisseur maximale de 0,125 mm. L'épaisseur de la résine de 0,65 mm est donc supérieure à ce critère.

Cette diffusion par les côtés sera cependant négligée dans un premier temps pour utiliser le modèle « Dual stage ». Shen et Springer [60] propose un facteur de correction pour prendre en compte les côtés (« edge effects »). Pour un matériau homogène, le facteur de correction noté E , prend en compte l , l'épaisseur ; L , la longueur ; W , la largeur de l'échantillon ; D_x , le coefficient de diffusion et D_a , le coefficient de diffusion apparent :

$$D_x = ED_a = \left(1 + \frac{l}{L} + \frac{l}{W}\right)^{-2} D_a \quad (III.14)$$

En prenant la géométrie des QFN étudiés, on a $l = 0,65 \text{ mm}$, $L = 5 \text{ mm}$, $W = 5 \text{ mm}$, et on obtient un facteur de correction $E = 0,631$. Les résultats lors de la modélisation sont présentés après application de ce facteur.

Les caractéristiques de ces échantillons sont récapitulées dans le Tableau II-14. Chaque lot de QFN est placé dans une panier métallique inoxydable de type « panier à frites » pour faciliter la manipulation des 10 échantillons.

Tableau III-14. Description des échantillons QFN des EMC A et B

Résine	EMC A et EMC B
Échantillon	Lot de 10 QFN
Dimensions	60x56x0,85 mm ³
Schématisation de l'absorption	
Simplification pour modèle (III. 7)	
Valeur de l	650 μ m
Masse initiale	EMC A : 0,661 \pm 0,002 g EMC B : 0,658 \pm 0,001 g
Quantité par test	4 lots de 10 QFN

2. Modélisation de l'absorption

Pour les lots de QFN, les résultats expérimentaux et les modèles « Dual stage » associés sont présentés Figure III-19 pour chacune des résines A et B. Ces courbes sont similaires à celles résultant des campagnes d'absorption des plaquettes de leadframes moulés. Cependant, on note sur la Figure III-19 une dispersion importante des points expérimentaux. Cette dispersion est due à la faible masse des lots de 10 QFN. Ces lots de QFN de 5x5 mm² ont une masse d'environ 661 mg pour l'EMC A et 658 mg pour l'EMC B. En revanche, les leadframes moulés ont une masse d'environ 8 550 mg ce qui a permis des mesures de masse plus précises et donc moins bruitées. Cela s'illustre dans les valeurs du coefficient de corrélation R^2 des Tableau III-6 et Tableau III-15 : les lots de QFN ont un R^2 minimum de 88,5 % alors que la valeur des coefficients de corrélation est supérieurs à 97 % pour les plaquettes de leadframes moulés.

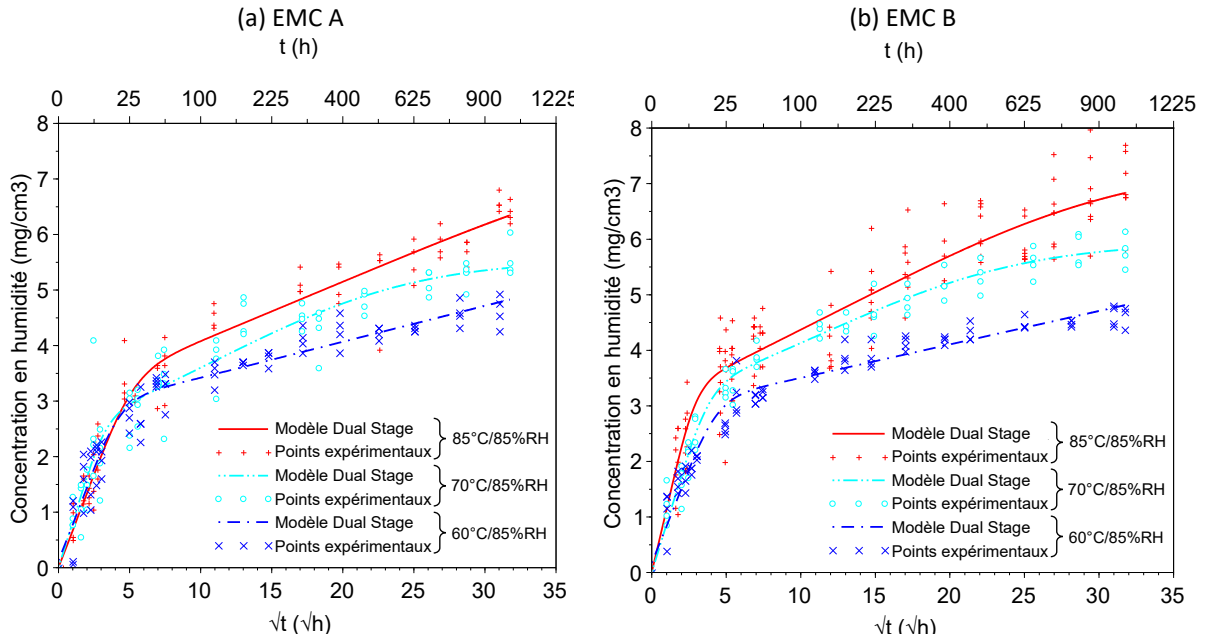


Figure III-19. Résultats en absorption des lots de QFN (a) EMC A (b) EMC B

Les paramètres de diffusion des campagnes d'absorption d'humidité sont répertoriés Tableau III-15. Les tendances extraites lors de l'étude de l'absorption des plaquettes de leadframes moulés sont retrouvées pour les lots de QFN :

- Le coefficient de diffusion fickien D_1 est toujours supérieur à celui de la diffusion non-fickienne D_2 de plusieurs ordres de grandeurs ;
- D_1 augmente avec la température pour les lots de QFN de l'EMC B mais pas pour ceux de l'EMC A ;
- La concentration en eau libre C_1 reste constante en température ;
- La concentration en humidité totale à 1000 h C_{tot} augmente avec la température ce qui est principalement dû à la variation de la concentration en eau liée C_2 en température ;
- Pour les deux résines :
 - o A 60°C : $C_1 > C_2$;
 - o A 70°C : $C_1 \approx C_2$;
 - o A 85°C : $C_1 < C_2$.

Comme précédemment, les concentrations sont plus importantes dans les échantillons de l'EMC B après 1000 h d'absorption en humidité.

Tableau III-15. Paramètres de diffusion des lots de QFN des résines A et B

Conditions		Echantillons	D_1	D_2	C_1	C_2	C_{tot}	M_{epoxy}_{1000h}	R^2
(°C)	(%RH)		(mm ² /s)	(mm ² /s)	(mg/cm ³)	(mg/cm ³)	(mg/cm ³)	(%)	(%)
85	85	EMC A	3,19.10 ⁻⁰⁶	4,29.10 ⁻⁰⁸	3,0	3,3	6,3	+ 3,2	95,5
		EMC B	1,01.10 ⁻⁰⁵	8,83.10 ⁻⁰⁸	3,0	3,8	6,8	+ 3,3	88,5
70	85	EMC A	8,04.10 ⁻⁰⁶	1,43.10 ⁻⁰⁷	2,3	3,1	5,4	+ 2,7	90,9
		EMC B	6,72.10 ⁻⁰⁶	1,44.10 ⁻⁰⁷	3,0	2,9	5,8	+ 2,8	97,1
60	85	EMC A	4,83.10 ⁻⁰⁶	1,05.10 ⁻¹¹	2,8	2,0	4,8	+ 2,3	93,4
		EMC B	4,69.10 ⁻⁰⁶	5,06.10 ⁻¹²	2,9	1,9	4,8	+ 2,3	95,7

Pour les lots de QFN, la première saturation intervient entre 16 et 25 h après le début de l'absorption alors que pour les leadframes moulés elle se trouve entre 25 et 64 h. La première saturation correspond au volume libre de la résine qui est entièrement rempli de molécules d'eau. Dans un composant QFN fonctionnel de mêmes dimensions, peu importe l'épaisseur de la puce et son placement dans le boîtier QFN, l'humidité l'aura donc déjà atteint après les 25 premières heures sous contraintes humide.

3. Influence de la température sur les paramètres de diffusion d'absorption

L'influence de la température sur les paramètres D_1 et C_2 modélisée par la loi d'Arrhenius est présentée Figure III-20 et Tableau III-16. Ce modèle est adapté aux variations en température de C_2 ainsi qu'aux variations en température du coefficient de diffusion D_1 pour l'EMC B. Cependant, ce modèle n'est pas adapté au D_1 des QFN de la résine A. Cette particularité est discutée en section VII.5.a.

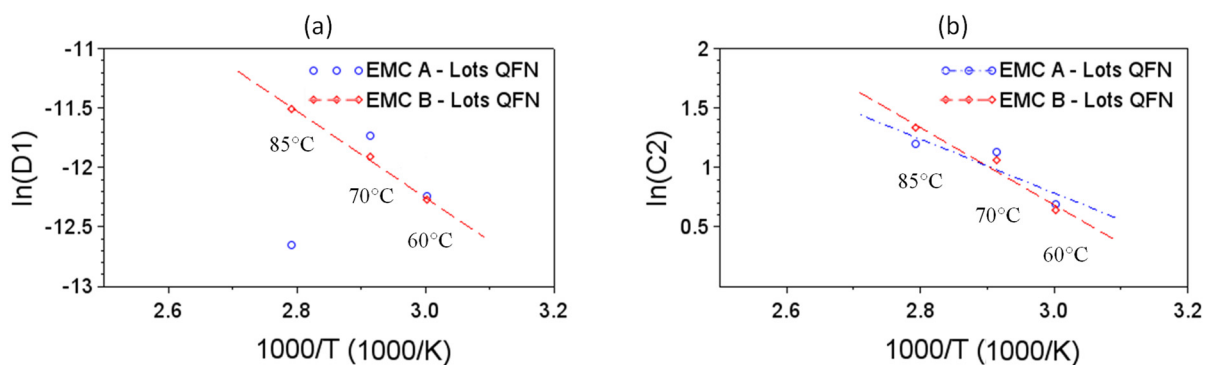


Figure III-20. Graphiques d'Arrhenius (a) Variation du coefficient de diffusion D_1 (b) Variation de la concentration en humidité C_2 des lots de QFN de l'EMC A et B

Tableau III-16. Paramètres d'Arrhenius pour l'absorption des lots de QFN pour les EMC A et B

Echantillons		Paramètres pour D_1				Paramètres pour C_2			
		$E_{a,D1}$ (eV)	σ	D_{exp} (mm ² /s)	R^2 (%)	$E_{a,C2}$ (eV)	σ	C_{exp} (mg/cm ³)	R^2 (%)
EMC A	QFN	-	-	-	28,2	0,196	0,051	1 993	76,7
EMC B	QFN	0,314	0,056	0,2653	99,6	0,280	0,051	33 894	96,1

4. Modélisation de la désorption

a. Modèle « Modified Fick »

Comme pour les plaquettes de leadframes moulés, la désorption de l'humidité dans les QFN peut être modélisée par le modèle « Modified Fick » après 400 h de séchage. Ces QFN présentent donc aussi de l'humidité résiduelle $C_{0,2}/C_0$. Le Tableau III-17 et le Tableau III-18 présentent les paramètres de désorption. Un écart entre les deux références de résine est visible pour les coefficients de diffusion cependant il n'est pas significatif au vu des écarts types calculés (voir Annexe II). En revanche, nous notons des valeurs d'humidité résiduelle plus importantes pour les échantillons de l'EMC B.

Tableau III-17. Paramètres de désorption des lots de QFN de l'EMC A : modèle « Modified Fick »

Conditions		D_3 (mm ² /s)	$\frac{C_{0,1}}{C_0}$ (%)	$\frac{C_{0,2}}{C_0}$ (%)	R^2 (%)
Absorption (°C/%RH)	Désorption (°C)				
85/85	125	$2,05 \cdot 10^{-05}$	87	13	87,1
	85	$2,29 \cdot 10^{-06}$	77	23	76,8
70/85	70	$2,98 \cdot 10^{-06}$	64	36	69,8

Tableau III-18. Paramètres de désorption des lots de QFN de l'EMC B : modèle « Modified Fick »

Conditions		D_3 (mm ² /s)	$\frac{C_{0,1}}{C_0}$ (%)	$\frac{C_{0,2}}{C_0}$ (%)	R^2 (%)
Absorption (°C/%RH)	Désorption (°C)				
85/85	125	$6,33 \cdot 10^{-05}$	74	26	85,9
	85	$7,79 \cdot 10^{-06}$	57	43	75,7
70/85	70	$2,18 \cdot 10^{-06}$	64	36	87,4

On tire de ces paramètres de diffusion les mêmes conclusions que pour la désorption des leadframes moulés : monter en température permet d'accélérer la désorption et de réduire le taux d'humidité résiduelle.

Le Tableau III-19 présente les paramètres d'Arrhenius des QFN des EMC A et B issus des diagrammes d'Arrhenius de la Figure 21. On peut noter que l'énergie d'activation du paramètre de diffusion D_3 pour l'EMC B est plus grande que pour l'EMC A. L'énergie d'activation de ces échantillons lors de l'absorption était déjà supérieure à celles des autres lots. Nous reviendrons sur

cette différence en section VII.5 de chapitre lors de la comparaison des résultats des essais sur leadframe moulés et les échantillons QFN.

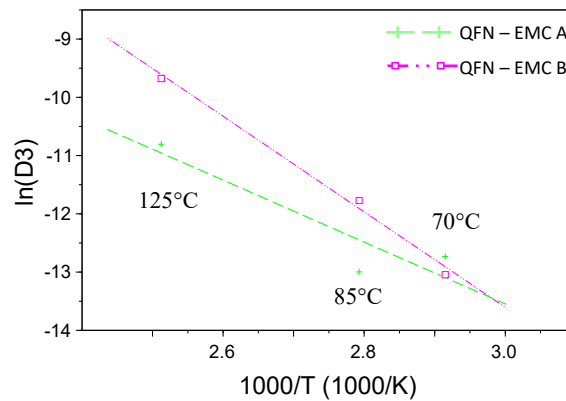


Figure III-21. Variation de D_3 du modèle « Modified Fick » en température des lots de QFN des EMC A et B

Tableau III-19. Paramètres d'Arrhenius pour la désorption des EMC A et B : modèle « Modified Fick »

Echantillons		Modèle « Modified Fick »			
		E_{a_D3} (eV)	σ	D_{exp} (mm ² /s)	R^2 (%)
EMC A	QFN	0,458	0,064	10,95	84,1
EMC B	QFN	0,707	0,082	59 874	99,3

La désorption des échantillons de l'EMC A ne présente pas les mêmes anomalies que celles rencontrées en absorption pourtant les mêmes lots d'échantillons sont utilisés pour les deux phases de test. Les anomalies en absorption seraient donc dues à des erreurs expérimentales ou de modélisation plutôt qu'à des échantillons anormaux.

b. Modèle « Dual stage »

Pour les échantillons QFN, en prenant en compte des durées de séchage supérieures à 400 h, la désorption peut aussi être modélisée avec le modèle « Dual stage ». Les paramètres de désorption extraits de ces modèles sont présentés Tableau III-20 et Tableau III-21.

Tableau III-20. Paramètres de désorption de l'EMC A : modèle « Dual stage »

Conditions		D_3 (mm ² /s)	D_4 (mm ² /s)	$\frac{C_{0,1}}{C_0}$ (%)	$\frac{C_{0,2}}{C_0}$ (%)	R^2 (%)
Absorption (°C/%RH)	Désorption (°C)					
85/85	125 (400 h)	$2,71 \cdot 10^{-05}$	$9,55 \cdot 10^{-08}$	78	22	88,7
	85	$7,38 \cdot 10^{-06}$	$5,31 \cdot 10^{-08}$	58	42	79,4
70/85	70	$2,81 \cdot 10^{-06}$	$1,20 \cdot 10^{-09}$	58	42	69,8

Tableau III-21. Paramètres de désorption de l'EMC B : modèle « Dual stage »

Conditions		D_3 (mm ² /s)	D_4 (mm ² /s)	$\frac{C_{0,1}}{C_0}$ (%)	$\frac{C_{0,2}}{C_0}$ (%)	R^2 (%)
Absorption (°C/%RH)	Désorption (°C)					
85/85	125 (400 h)	$7,64 \cdot 10^{-05}$	$1,56 \cdot 10^{-08}$	69	31	86,9
	85	$1,13 \cdot 10^{-05}$	$1,59 \cdot 10^{-08}$	48	52	76,4
70/85	70	$2,28 \cdot 10^{-06}$	$5,38 \cdot 10^{-09}$	53	47	87,4

La dépendance de D_3 en température est étudiée Figure III-22 et Tableau III-22 en fonction des deux modèles de désorption utilisés. Pour les échantillons QFN, les énergies d'activation extraites sont supérieures à celles trouvées dans le cas de l'absorption. Comme mentionné pour le cas des leadframes moulés, cela est dû au paramètre D_3 qui ne représente pas seulement la diffusion fickienne mais aussi la désorption de l'eau avec les plus faibles liaisons au polymère. Pour les deux résines, les énergies d'activation sont similaires avec les deux modèles de diffusion. Cela valide les conclusions tirées lors de l'étude des plaquettes de leadframes moulés sur l'utilisation de l'un ou l'autre modèle en fonction du niveau de précision voulu.

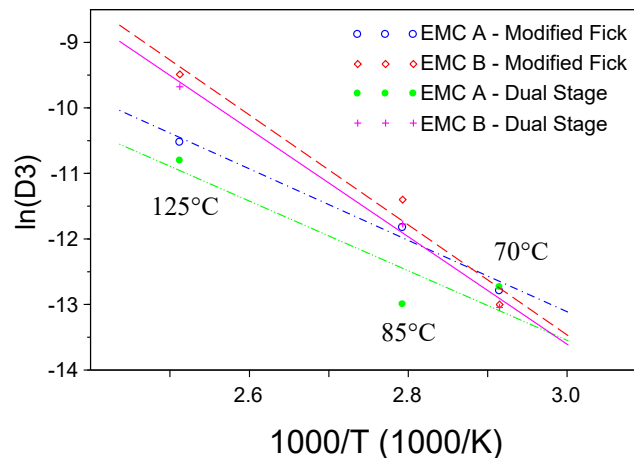


Figure III-22. Comparaison des modèles de désorption avec les lots de QFN des EMC A et B

Tableau III-22. Paramètres d'Arrhenius pour la désorption des QFN des EMC A et B

Echantillons		Modèle « Modified Fick »			Modèle « Dual stage »		
		$E_{a,D3}$ (eV)	D_{exp} (mm ² /s)	R^2 (%)	$E_{a,D3}$ (eV)	D_{exp} (mm ² /s)	R^2 (%)
EMC A	QFN	0,458	10,95	84,1	0,470	25,70	98,1
EMC B	QFN	0,707	59 874	99,3	0,723	12 0571	97,1

c. Durée de séchage et humidité résiduelle

Les durées de séchage standards en industrie étant bien plus courtes que la durée de tests effectuées ici, la désorption totale ne sera pas atteinte. Les étapes de séchage interviennent le plus souvent lors de tests de qualification lors du préconditionnement (ou après une immersion des échantillons pour une analyse par microscopie acoustique SAM). La norme JESD22-A1131 décrit un minimum de 24 h à 125°C.

Tableau III-23. Valeurs de l'humidité résiduelle (%) après 24 et 48 h de séchage

Humidité résiduelle (%)	Résine	Echantillons	70°C		85°C		125°C	
			24h	48h	24h	48h	24h	48h
	EMC A	QFN	53	44	39	36	30	19
		Leadframes moulés	54	45	50	42	27	27
	EMC B	QFN	60	49	48	48	29	28
		Leadframes moulés	54	48	48	44	33	30

Le Tableau III-23 présente les valeurs de l'humidité résiduelle après 24 et 48 h de séchage après un test de 1000 h en humidité. La différence d'humidité dans les échantillons de résine A et B après 24 et 48 h est significative. Les taux d'humidité résiduelle après seulement 24 h sont importants, autour de 50 % en dessous de 100°C. Pour avoir un séchage efficace, le choix d'une température à 125°C semble évident, cependant, pour chaque lot d'échantillon mis en étuve à 125°C, on observe une prise de masse qui va à l'encontre d'une cinétique de désorption.

5. Comparaison entre QFN et leadframes moulés

a. Absorption

L'absorption dans les deux types d'échantillons peut être modélisée par le modèle « Dual stage ». Pour des conditions d'humidité/température similaires, les concentrations en humidité à 1000 h sont plus importantes dans les QFN que dans les leadframes moulés. Cependant, la diffusion par les flancs des QFN est non négligeable, ce qui peut expliquer que le coefficient de diffusion fickien D_1 des lots QFN est plus élevé que celui des leadframes moulés. De plus, la saturation en humidité n'est pas atteinte à 1000 h donc les concentrations mesurées à 1000 h ne peuvent pas être comparées pour déterminer quel type d'échantillons absorbe le plus d'humidité.

Les résultats en température de tous les échantillons des trois résines sont superposés Figure III-23.

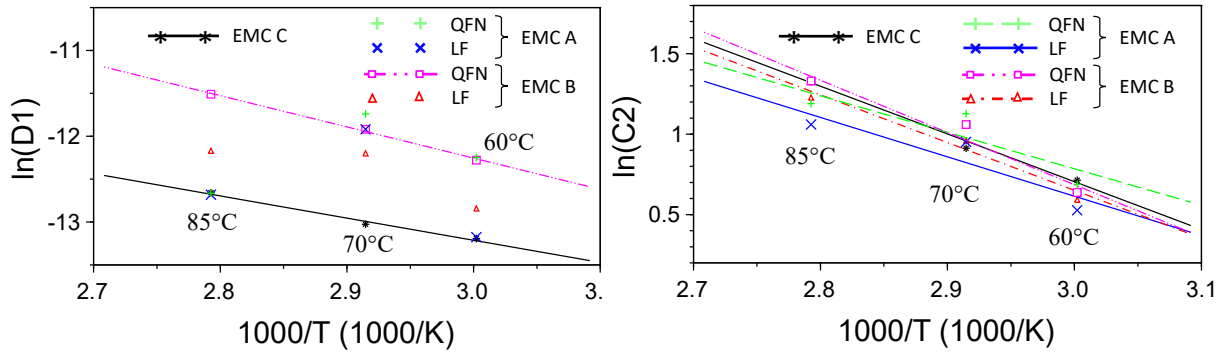


Figure III-23. Graphiques d'Arrhenius des paramètres de diffusion en absorption des échantillons de l'EMC A, B et C

Les paramètres d'Arrhenius pour les leadframe moulés et les lots de QFN sont présentés Tableau III-24. Les énergies d'activation du paramètre C_2 extraites des lots de QFN sont proches de celles des leadframes moulés. En revanche, la variation en température du coefficient de diffusion fickienne D_1 n'est pas modélisable par la loi d'Arrhenius, à part pour les QFN de l'EMC B. Cela est visible à travers les valeurs du R^2 dans le Tableau III-24.

Tableau III-24. Paramètres d'Arrhenius pour l'absorption des EMC A et B

Echantillons	Paramètres pour D_1				Paramètres pour C_2			
	$E_{a,D1}$ (eV)	σ	D_{exp} (mm ² /s)	R^2 (%)	$E_{a,C2}$ (eV)	σ	C_{exp} (mg/cm ³)	R^2 (%)
EMC A QFN	-	-	-	28,2	0,196	0,051	1 993	76,7
EMC A Leadframes moulés	-	-	-	9,0	0,211	0,031	2 858	84,8
EMC B QFN	0,314	0,056	0,2653	99,6	0,280	0,051	33 894	96,1
EMC B Leadframes moulés	-	-	-	70,0	0,256	0,085	14 196	95,5

Les problèmes de modélisation par Arrhenius du paramètre D_1 pour les échantillons des résines QFN peuvent être des erreurs provoquées par des environnements de tests différents. Le protocole de mesure a été identique pour chaque campagne de test mais l'environnement de mesure a pu varier. Par exemple, les mesures des échantillons aux conditions 85°C/85%RH ont été effectuées pendant l'été avec un environnement plus sec et chaud, ce qui pourrait être une cause des valeurs de coefficients de diffusion faible. Cette possible erreur serait minimisée en rajoutant une campagne de test à une nouvelle condition en température.

Ce comportement inattendu en température ne peut pas être expliqué par l'approximation prise d'une diffusion unidimensionnelle dans les lots de QFN étant donné qu'il intervient aussi dans les leadframes moulés. En revanche, cette irrégularité au niveau des coefficients de diffusion (qui n'apparaît pas pour les concentrations en humidité) suggère que des modes de diffusion différents interviennent lors de l'absorption dans les échantillons. La grille de leadframe a été considérée comme pleine pour simplifier la modélisation alors qu'elle comporte aussi du composé d'encapsulation entre les pattes des QFN. Ce volume de résine est négligeable mais l'humidité peut se propager le long de l'interface entre le leadframe et cette résine. L'interface entre ces deux

matériaux dans l'épaisseur du composant a aussi été négligée. La diffusion d'humidité par les interfaces n'est pas modélisée par l'équation « Dual stage ».

b. Désorption

Lors de l'absorption, la diffusion fickienne était plus rapide dans les QFN que dans les leadframes moulés pour la résine B. On retrouve cette tendance en désorption avec le modèle « Dual stage ». Les coefficients de diffusion de désorption D_3 sont similaires entre les deux types d'échantillons de l'EMC A.

Un écart entre les deux types d'échantillons QFN est visible en regardant les taux de concentration en humidité. Avec le modèle « Modified Fick », les masses des échantillons atteignent un plateau, il est donc possible de comparer les QFN et les leadframes moulés. Une tendance apparaît pour l'EMC A : l'humidité résiduelle est plus importante dans les leadframes moulés. Cette tendance n'est pas visible pour les échantillons de l'EMC B.

Le modèle « Dual stage » de désorption confirme un taux de concentration $C_{0,2}/C_0$ plus important chez les leadframes moulés. Ce taux représente l'eau liée qui nécessite plus d'énergie pour désorber. En reprenant la description des échantillons rien n'indique que l'un ou l'autre devrait former plus de liaisons quand ils sont soumis aux mêmes conditions. Les différences majeures entre les deux types d'échantillons sont le plus grand volume de matériau hydrophile et le nombre d'interfaces plus importantes pour les leadframes moulés. Est-ce que ces facteurs peuvent influencer l'énergie d'activation nécessaire pour la désorption de ces molécules ? Est-ce que les liaisons créées au niveau de l'interface sont plus « fortes » ?

Pour comprendre où se situe cette humidité, une analyse par spectroscopie infrarouge à transformée de Fourier (FTIR) peut être réalisée comme le décrit Chan et Yuan [61]. Ils ont trouvé une concentration d'humidité plus importante au niveau de l'interface époxy/cuivre que dans le volume de la résine et même plus qu'au niveau de la surface de résine exposée, qui est considérée comme saturée en humidité. Shirangi [16] observe aussi expérimentalement une concentration d'humidité au niveau des interfaces. Il montre que la diffusion est plus rapide dans les boîtiers que dans les résines seules. Il attribue ce phénomène à la nature en trois dimensions de la diffusion et à une diffusion plus rapide par les interfaces leadframe/EMC.

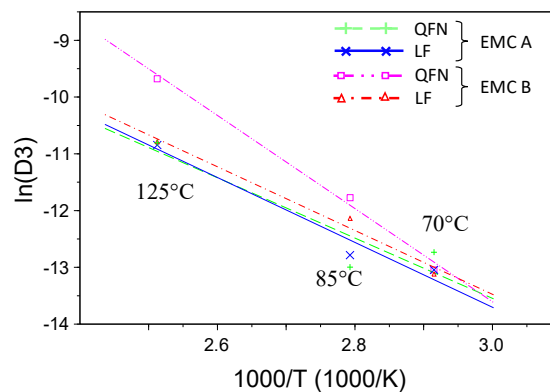


Figure III-24. Variation de D_3 du modèle « Modified Fick » en température de tous les échantillons des EMC A et B

Les résultats du Tableau III-25 et la Figure III-24 montrent que les comportements en température du paramètre D_3 sont similaires pour les leadframes moulés et les QFN de la résine A. En revanche, les énergies d'activation des deux types d'échantillons de la résine B sont différentes : celle des QFN est 60 % plus importante que pour les leadframes moulés. Cet écart de résultats n'a pas encore été expliqué. Il pourrait être dû à des lots d'échantillons présentant des anomalies telles que des délaminages ou une variation de la réticulation de la résine, ce qui activeraient des phénomènes (qui n'ont pas été rencontrés avec des échantillons « normaux ») demandant une énergie plus importante pour désorber l'humidité absorbée.

Tableau III-25. Paramètres d'Arrhenius pour la désorption des EMC A et B

Echantillons		Modèle « Modified Fick »				Modèle « Dual stage »			
		$E_{a_{D3}}$ (eV)	σ	D_{exp} (mm ² /s)	R^2 (%)	$E_{a_{D3}}$ (eV)	σ	D_{exp} (mm ² /s)	R^2 (%)
EMC A	QFN	0,458	0,064	10,95	84,1	0,470	0,066	25,70	98,1
	Leadframes moulés	0,493	0,090	31,62	96,4	0,447	0,070	8,41	95,6
EMC B	QFN	0,707	0,082	59 874	99,3	0,723	0,078	12 0571	97,1
	Leadframes moulés	0,484	0,056	29,08	98,3	0,445	0,048	12,56	99,6

6. Synthèse

Les mécanismes d'absorption et désorption sont similaires entre les deux types d'échantillon QFN. Lors de l'absorption, tout comme la résine C, la concentration totale d'humidité dans les échantillons de résines A et B augmente avec la température ainsi que le coefficient de diffusion fickien D_1 . On obtient aussi des valeurs de concentration en humidité similaire à celles de la résine C. Leur comportement en température correspond aussi, avec des énergies d'activation pour les 3 résines qui sont similaires autour de 0,25 eV.

En revanche lors de l'absorption, la dépendance du paramètre D_1 en température ne peut pas être modélisée par la loi d'Arrhenius pour les échantillons de la résine A et pour les leadframes de l'EMC B. Cette corrélation des concentrations et cet écart au niveau des coefficients de diffusion suggère des modes de diffusion différents. Le modèle de « Dual stage » ne prenant pas en compte la diffusion par les interfaces entre le leadframe et la résine, notre hypothèse est donc qu'il ne permet pas de modéliser pleinement les phénomènes de diffusion dans un boîtier plastique.

Quant à la désorption, il est intéressant de noter une humidité résiduelle plus importante dans les échantillons leadframes moulés que dans les QFN. La présence et la propagation d'humidité au niveau de l'interface mènent à une dégradation des forces d'adhérence entre les matériaux pouvant induire des défaillances tels que des fissures ou délaminages [62]. Une analyse des interfaces en fonction des conditions d'absorption pourrait consolider cette hypothèse.

La géométrie du leadframe a été considérée comme pleine alors qu'en réalité c'est une grille complexe. L'étape suivante sera la modélisation du composant leadframe et EMC sur le logiciel ANSYS et la résolution par éléments finis de la diffusion de l'humidité dans la résine. Cela est possible avec l'analogie avec la diffusion thermique [14]. Le logiciel résout alors la diffusion de concentration d'humidité normalisée par toutes les surfaces de résines exposées. En utilisant les paramètres de diffusion déterminés précédemment comme point de départ et en gardant les concentrations constantes, il est possible d'ajuster les valeurs de coefficients de diffusion pour obtenir les valeurs de coefficients réels. Encore une fois, cela ne prend pas en compte la diffusion par les interfaces.

VIII. Vieillissement physique des composés époxy d'encapsulation

Le terme vieillissement est utilisé pour décrire les changements des propriétés physiques et chimiques. L'état du matériau en sortie de la fabrication est le plus souvent pris comme point de référence. Les étapes de stockage ou de tests de qualification sont considérées comme du vieillissement. Ce terme est vaste, il existe de multiples mécanismes de vieillissement en fonction des contraintes appliquées sur les matériaux. Dans la littérature, on recense des phénomènes réversibles comme les réarrangements moléculaires ou irréversible comme la poursuite de la réticulation ou les ruptures de liaisons covalentes [63].

Ici, on s'intéresse aux phénomènes de vieillissement lors des phases d'absorption et désorption d'humidité pour caractériser leurs impacts sur le matériau d'enrobage.

1. Vieillissement hygrothermique lors de l'absorption

L'absorption d'humidité engendre des changements de propriétés thermomécaniques des résines d'encapsulation. L'humidité joue le rôle d'agent plastifiant. Dans le matériau EMC, elle diminue la valeur de T_g et du module d'élasticité ainsi que le coefficient d'expansion associé ; ces changements ont été reportés comme réversibles. Il a été montré que l'absorption induit un gonflement du matériau polymère supérieur à l'expansion causée par la température [64]. Il en résulte une augmentation des contraintes dans le boîtier.

a. Expansion par l'humidité

Le gonflement hygroscopique est induit par l'absorption d'humidité dans la résine. Le coefficient d'expansion en humidité (CME ou β), en m^3/kg , caractérise ce gonflement. Il a été suggéré que l'humidité dans le volume libre ne causait pas d'expansion du matériau mais que le gonflement est dû à l'eau liée, principalement aux liaisons de Type I présenté par Zhou et Lucas [57].

Le CME est typiquement mesuré en combinant les techniques de mesure de TMA et de TGA qui permet de corrélérer l'expansion du matériau à son changement de masse selon la méthode présentée Figure III-25. Il est nécessaire d'avoir deux échantillons identiques subissant les mêmes contraintes en chaleur et humidité pour être ensuite mesurés simultanément.

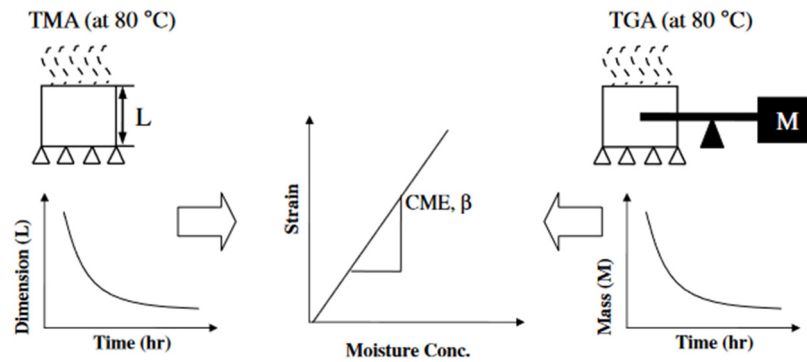


Figure III-25. Représentation de la mesure du CME par TMA et TGA [65]

Cette méthode a été adaptée aux équipements du laboratoire IMS, en utilisant l'enceinte de chaleur-humide Climats, la balance de précision O-HAUS DV215CD et le profilomètre ALTISURF 500 qui a une résolution verticale pouvant atteindre 10 nm. La difficulté réside dans la préparation d'échantillons. En effet, comme pour les échantillons pour les essais de flexion, cette préparation nécessite de retirer le leadframe et de polir manuellement le relief de la surface pour avoir une éprouvette plane. Il est donc difficile d'obtenir deux échantillons avec une épaisseur identique. Pour cette raison, chaque échantillon subit les deux phases de mesures : la pesée et la mesure de gonflement. Les échantillons sont mesurés individuellement et ont en moyenne 625 μm d'épaisseur.

Les échantillons sont mis dans une étuve à chaleur humide à une condition de 85°C/85%RH et sont mesurés régulièrement jusqu'à 48 h. Malheureusement, les résultats au profilomètre ne permettent pas de voir un gonflement de la résine. Suspectant une désorption lors de la phase de pesée qui précède la mesure de désorption, le même protocole a été effectué sur de nouveaux échantillons en omettant la mesure de masse, sans succès. Comme pour les mesures en TMA, l'épaisseur de l'échantillon de résine QFN est le point limitant des mesures.

La méthode optimale pour obtenir des résultats non bruités sans risquer la désorption lors des sorties de l'étuve à chaleur humide serait une mesure in-situ. De Vreugd, dans son chapitre 3 de sa thèse [27], a mis en place un banc de test en ajoutant un module de générateur d'humidité sur un DMA. Il utilise le DMA pour mesurer la variation de longueur de l'échantillon lors des variations du taux d'humidité. Il serait aussi possible d'encapsuler un capteur de déformation pour monitorer les déformations hygromécaniques.

b. Propriétés mécaniques

i. EMC C

Pour étudier l'effet de l'absorption d'humidité sur les propriétés mécaniques, les caractéristiques contraintes/déformations sont caractérisées en flexion en fonction des concentrations d'humidité dans les échantillons. 4 lots de 4 échantillons de l'EMC C sont soumis à différentes contraintes de chaleur et humidité :

- Lot 1 : 48 h à 125°C ;
- Lot 2 : 1000 h à 60°C/85%RH ;

- Lot 3 : 1000 h à 70°C/85%RH ;
- Lot 4 : 1000 h à 85°C/85%RH.

Ces conditions correspondent à celles étudiées en Partie V.2, on peut donc associer à chaque lot une valeur de concentration en humidité. Les caractérisations sont effectuées par flexion 3 points jusqu'à rupture avec l'équipement utilisé pour la caractérisation des matériaux Section V.3 du Chapitre I. Chaque échantillon est sorti de l'étuve seulement pour le test qui s'effectue avec une vitesse de 0,5 mm/min et un span de 30 mm, à une température de 25°C.

Tableau III-26. Propriétés mécaniques de l'EMC C en fonction de l'humidité

	Lot 1	Lot 2	Lot 3	Lot 4
Conditions	48 h à 125°C	1000 h à 60°C/85%RH	1000 h à 70°C/85%RH	1000 h à 85°C/85%RH
Concentration en humidité	0 mg/cm ³	5,1 mg/cm ³	6 mg/cm ³	7,1 mg/cm ³
Module d'élasticité	20,5 ± 1,0 GPa	20,1 ± 1,8 GPa	21,4 ± 0,4 GPa	20,8 ± 0,4 GPa
Résistance à la flexion	130 ± 18 MPa	108 ± 7 MPa	111 ± 6 MPa	112 ± 7 MPa

Le Tableau III-26 présente les résultats des échantillons en fonction de l'humidité absorbée. Comme montré dans la Partie V.2, la concentration d'humidité dans la résine C est considérée comme nulle après 48 h de séchage à 125°C, c'est le cas du lot 1. En utilisant plusieurs conditions de température et le même taux d'humidité, on obtient des concentrations croissantes avec la température. On ne note pas de variations du module d'élasticité avec la concentration d'humidité. En revanche, la présence d'eau fait chuter la résistance à la flexion du matériau de 16 %. Cette valeur ne dépend pas la concentration d'humidité dans le matériau.

ii. EMC A et B

On retrouve les mêmes effets pour les résines A et B. Les courbes contraintes/déformation des 3 résines après séchage et après 1000 h à 85°C/85%RH sont présentées sur la Figure III-26. Elles ont été obtenues par flexion avec le protocole décrit précédemment et avec les échantillons préparés tels qu'en Section V.3.a du chapitre I. Les traits pleins représentent les échantillons secs et les pointillés les échantillons avec humidité. Les courbes étant superposées, les modules d'élasticité ne varient donc pas significativement. En revanche les échantillons se fracturent plus tôt quand ils sont gorgés d'humidité, la résistance à la flexion est plus faible. La comparaison des valeurs numériques est présentée Tableau III-27.

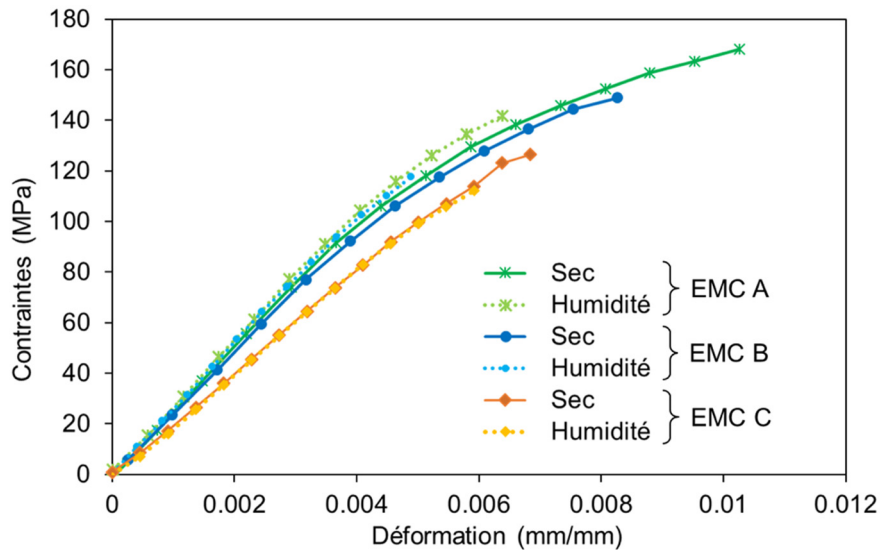


Figure III-26. Résultats de flexion à 25°C des trois résines avec et sans humidité

Tableau III-27. Propriétés mécaniques à 25°C des résines A et B avec et sans humidité

	EMC A		EMC B	
	A sec	Avec humidité	A sec	Avec humidité
25°C				
Module d'élasticité (GPa)	26,2 ± 1,0	27,3 ± 1,2	25,3 ± 1,3	26,0 ± 0,1
Résistance à la flexion (MPa)	167 ± 4	146 ± 6	152 ± 4	116 ± 8

Des essais supplémentaires ont été menés sur les résines A et B en augmentant la température de test. Les échantillons testés ont aussi été soumis à la condition 85°C/85%RH pendant 1000 h. La température de l'environnement de test est fixée à 85°C. Le même protocole est utilisé.

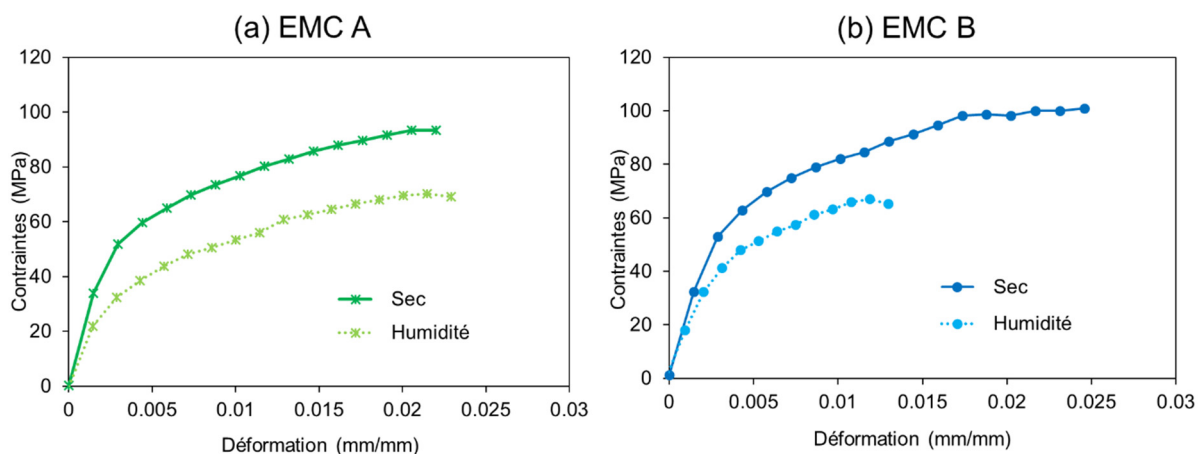


Figure III-27. Résultats de flexion à 85°C pour (a) EMC A et (b) EMC B

La Figure III-27 montre que les courbes contraintes/déformations ne sont plus superposées. A partir de ces courbes sont extraites les propriétés mécaniques présentées dans le Tableau III-28.

Effectivement, le module d'élasticité diminue avec la présence d'humidité dans les échantillons. On retrouve aussi une baisse de la résistance à la flexion comme à 25°C.

Tableau III-28. Propriétés mécaniques à 85°C des résines A et B avec et sans humidité

	EMC A		EMC B	
	A sec	Saturé en humidité	A sec	Saturé en humidité
Module d'élasticité (GPa)	24,1 ± 1,1	18,1 ± 2,2	22,6 ± 1,6	17,8 ± 0,6
Résistance à la flexion (MPa)	98 ± 1	71 ± 4	101 ± 4	67 ± 2

Lors des caractérisations sans humidité, 85°C a été mesurée comme étant en limite de la zone de transition vitreuse au moment où le module d'élasticité commence à chuter. Il a été montré par Walter *et al.* [15] que l'absorption d'humidité dans un EMC diminue la valeur de T_g . Dans cette publication, la baisse de la température T_g varie de 8°C à 31°C en fonction des EMC étudiés.

Le module d'élasticité pour les conditions de tests de 85°C avec humidité est autour de 18 GPa. Lors des caractérisations sur échantillons secs, cette valeur est atteinte pour 95°C. Il semble donc que la température T_g ait diminué d'une dizaine de degrés sous l'effet de l'humidité. 85°C est désormais dans la zone de transition vitreuse.

Ces changements sont considérés comme réversibles, une désorption complète de l'humidité permet à la matrice de revenir à sa forme initiale. Toutefois, nous avons montré que la désorption est un processus long. Un temps de séchage trop court comme celui indiqué par les standards industriels (12 ou 24 h) peut donc mener à la présence de molécules d'eau dans la résine et ses propriétés mécaniques et thermiques seront donc différentes de celles caractérisées à sec. Ne pas prendre en compte le vieillissement hygromécanique peut amener des surestimations des contraintes dans le boîtier.

2. Vieillissement thermique lors de la désorption

Six lots d'échantillons de résine A et six de résine B ont été mis en étuve à 125°C pour désorption. Ces lots présentent un gain de masse relativement important induit par rapport à la phase d'absorption comme on peut le constater Figure III-28. Pour chaque lot, on observe une première phase de diminution rapide de la concentration en humidité, ce qui est caractéristique d'une phase de séchage ; puis une reprise de masse ce qui constitue une anomalie.

On regroupera les lots d'échantillons quatre à quatre, car les QFN et leadframes moulés des deux résines ont subi exactement les mêmes contraintes métrologiques et les mêmes conditions de mesures.

On les identifiera comme suit :

- Lots α : un lot de QFN et un lot de leadframes moulés de chaque résine ayant subi 1000 h à 85°C/85%RH ;
- Lots β : un lot de QFN et un lot de leadframes moulés de chaque résine ayant subi 1000 h à 60°C/85%RH ;
- Lots γ : un lot de QFN et un lot de leadframes moulés de chaque résine ayant subi 500 h à 30°C/85%RH.

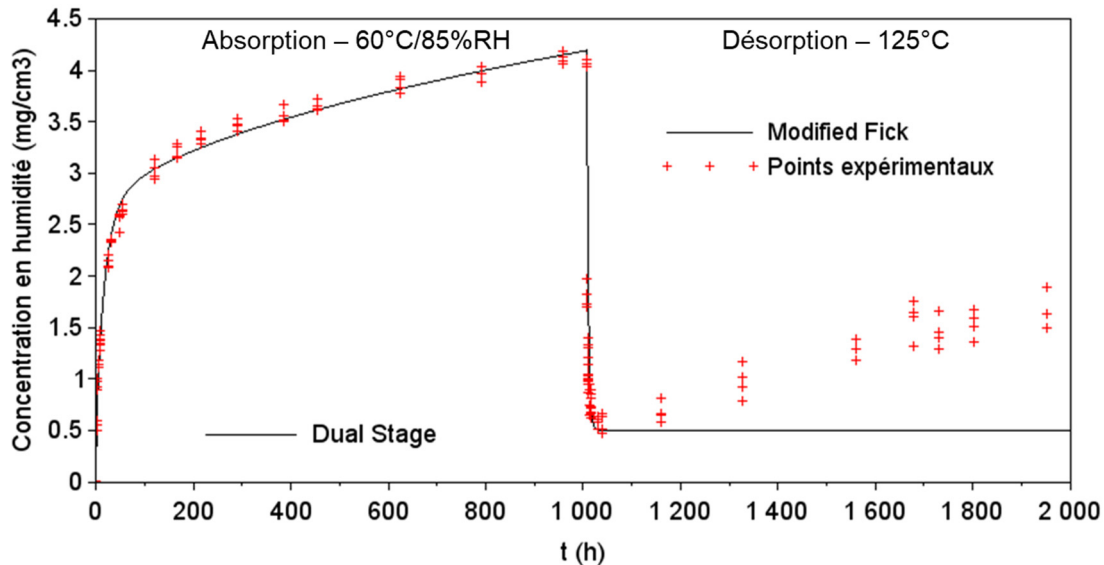


Figure III-28. Absorption à 60°C/85%RH et désorption à 125°C d'un lot de leadframes moulés Lots β
 La reprise de masse se produit à des temps différents en fonction des lots :

- Lots α : 500 h ;
- Lots β : 80 h ;
- Lots γ : 100 h.

La première piste d'investigation a été la qualité de l'environnement de séchage : une mauvaise commande de la température, une humidité importante dans l'étuve ou des dépôts de poussières sur les échantillons. Aucun problème n'a été trouvé par rapport à l'étuve, de plus, les échantillons de EMC C présents dans la même étuve pendant le séchage des lots α n'ont pas montré de signes de gain de masse (Figure III-8).

La deuxième piste concernait la sortie des échantillons de l'étuve pour les mesures de masse. L'environnement de mesure a été perturbé par des coupures de la ventilation régulant la température et l'hygrométrie de la salle de manipulations. Bien que la température soit monitorée pour chaque mesure, nous avons installé depuis les coupures, un capteur du commerce pour suivre la quantité d'humidité dans l'air (précision est de ± 5 % RH). Avec la ventilation en fonctionnement, la température peut tout de même varier de 22°C à 30°C et l'hygrométrie de 20 % à 50 % en fonction des conditions météorologiques extérieures et de l'utilisation des équipements dans cette salle. Cela a sans doute induit des erreurs de mesures. Cependant, en comparant les résultats et les conditions

de mesure, il n'y a pas de corrélation entre l'augmentation de la température et de l'hygrométrie avec la reprise de masse mesurée.

La troisième hypothèse est une modification chimique des résines. Les stockages de polymères pour une longue durée à haute température peuvent induire une dégradation qui se manifeste par une cassure des chaînes polymères donc une perte de masse. Les températures de dégradation pour des composés d'encapsulation époxy se trouvent autour de 350-400°C. Dao [66] montre un phénomène de prise de masse similaire pour des échantillons de composites époxy soumis à des stockages en température. Pour des températures entre T_g et 120°C, les échantillons gagnent de la masse alors qu'à des températures supérieures à 170°C, ils en perdent. L'auteur explique que des réactions de thermo-oxydation « additive » peuvent être à l'origine de la prise de masse tandis que des réactions thermo-oxydation « de dégradation » seraient responsables de la perte de masse. Odegard [26] rapporte les effets de la thermo-oxydation de l'époxy qui sont principalement des changements de propriétés mécaniques tels qu'une hausse de la T_g due à une réticulation continue, et des effets visibles tels qu'un changement de couleur et de texture de surface de la couche oxydée.

Ces phénomènes de thermo-oxydation se produisent seulement pour des températures au-dessus de la T_g . Cela expliquerait pourquoi la résine C ne présente pas de reprise de masse ni les résines A et B aux températures de séchage 70°C et 85°C : la T_g des composés A et B a été caractérisée autour de 100°C alors que la T_g de l'EMC C, donnée par son fabricant est de 160°C.

Après 700 h à 125°C, certains échantillons ont été transférés dans un four à une température plus faible : 85°C. La masse des échantillons a continué à augmenter pendant 200 h puis s'est stabilisée. Il semble que la réaction ait donc continué comme par inertie, même dans un environnement apportant moins d'énergie, avant de se stabiliser.

L'hypothèse avancée ici est que la température de désorption de 125°C active cette réaction mais qu'étant égale ou légèrement supérieure à la zone de T_g dans ce cas-ci, elle n'est pas assez importante pour activer la dégradation du matériau.

Une analyse EDX a été réalisée sur des échantillons de la résine A avant et après vieillissement. Le vieillissement dans ce cas-là consiste en 2000 h à 125°C après une phase d'absorption de 1000 h à 60°C/85%RH. Les échantillons considérés comme neufs sont issus du même lot de fabrication que les vieillis mais ont été conservés en atmosphère contrôlée avant de subir un séchage de 48 h à 125°C avant analyse. Les résultats ont montré une augmentation de 5 % du taux d'oxygène en surface des échantillons mais également une augmentation du taux de Si avec le vieillissement. Il est difficile de tirer des conclusions de ces résultats, il est possible que ces augmentations soient dues à une dégradation de l'époxy qui a révélé les charges SiO₂ qu'elle recouvrait.

Cependant, les observations réalisées pour l'analyse EDX a montré des différences au niveau de l'état de surface des échantillons. Les observations en Figure III-29 montre quatre

échantillons différents. Les échantillons (a) et (c) sont considérés comme neufs et les échantillons (b) et (d) sont vieillis, ces derniers semblent avoir une surface lisse alors que les neufs semblent être rugueux. Cela a été vérifié au profilomètre optique. Le stockage à 125°C a donc causé un changement chimique irréversible du polymère résultant en un changement d'état de surface.

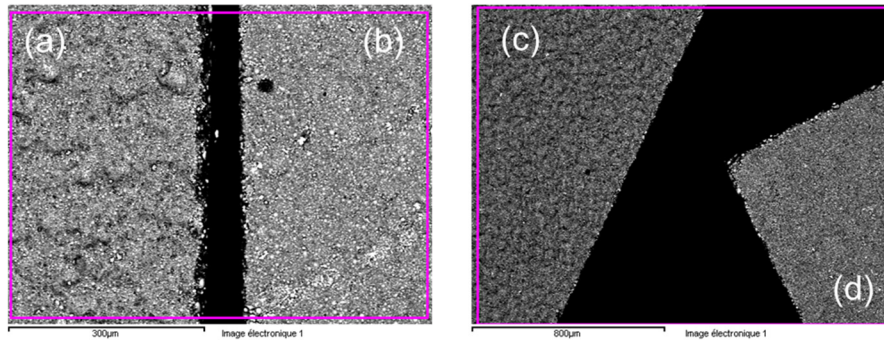


Figure III-29. Observations MEB (a) et (c) Echantillons neufs (b) et (d) Echantillons vieillis

La thermo-oxydation est aussi responsable d'un changement de propriétés mécaniques : le matériau est fragilisé, avec la concentration d'oxygène le module élastique diminue. La littérature rapporte aussi une baisse d'élongation à la rupture [27], [63]. Pour vérifier ce point pour nos résines, le protocole de flexion 3-points est repris pour caractériser les composantes déformation et contraintes des échantillons vieillis. Les rectangles pour la flexion des résines A et B sont mis en étuve à 125°C pour 1000 h avant d'être testés. Les courbes en Figure III-30 et les résultats numériques dans le Tableau III-29 montrent bien une augmentation du module élastique E. La composante plastique n'est plus visible sur les courbes. On observe une augmentation du module d'élasticité, et une fragilisation des matériaux qui se traduit par une baisse de la résistance à la flexion mais surtout une diminution importante de l'élongation à rupture d'environ 50 %.

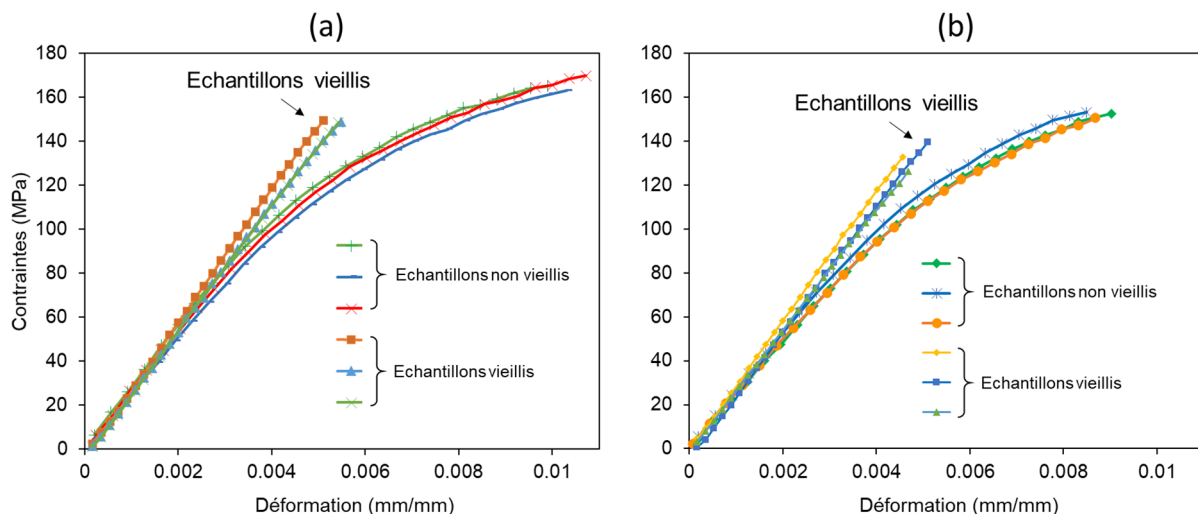


Figure III-30. Caractéristiques déformation/contraintes des résines (a) A et (b) B

Tableau III-29. Résultats de flexion 3-points pour les échantillons neufs et vieillis

		25°C	25°C - Vieillis
Module de flexion (GPa)	EMC A	26,2 ± 1,0	29,9 ± 1,0
	EMC B	25,3 ± 1,4	28,9 ± 1,2
Résistance à la flexion (MPa)	EMC A	167 ± 4	151 ± 2
	EMC B	151 ± 4	136 ± 7

La prochaine étape pour l'étude de cette réaction de thermo-oxydation est la caractérisation de la couche présentant l'oxydation. Les couches en surface s'oxydent avec le temps, c'est une réaction d'oxydation-diffusion pouvant être modélisée par une équation dérivée de la seconde loi de Fick prenant en compte le taux de consommation de l'oxygène [27]. Caractériser l'épaisseur de cette couche en fonction du temps de vieillissement permettrait de comprendre plus précisément ce phénomène. Dans le chapitre 5 de sa thèse, de Vreugd [27], a observé des micro sections de résines au microscope à fluorescence et a montré qu'il est possible de mesurer l'évolution de la couche oxydée.

Ce phénomène nous amène à remettre en question la température de séchage utilisée. 125°C est la température préconisée par les standards industriels pour les composants non hermétiques. Dans ce manuscrit, la plupart des séchages sont effectués à 125°C pendant 48 h. C'est le cas avant les essais en humidité par exemple, ce qui pourrait donc remettre en cause les résultats obtenus. Cependant, pour ce cas-ci, la variation de masse des échantillons a été mesurée toutes les 12 heures pendant le séchage et aucune augmentation n'a été observée. Il semble donc qu'il n'ait pas eu d'effet inattendu sur la résine. Il semble aussi que ce phénomène se produise après un certain temps en condition de vieillissement : le temps d'apparition le plus court est 80 h pour le lot B.

3. Synthèse

Lors de la phase d'absorption, la résine subit des vieillissements se caractérisant par des changements de propriétés thermomécaniques. En se gorgeant d'eau, la résine se dilate et on observe une baisse de la température de transition vitreuse. De plus, nous avons montré que, hors de la zone de T_g , le module d'élasticité ne varie pas avec la concentration en humidité. En revanche les contraintes à la rupture sont plus faibles lorsque l'échantillon contient de l'humidité. Cette valeur ne dépend pas de la concentration en humidité seulement de la présence d'eau.

Le séchage préconisé par les normes industrielles à 125°C peut causer un phénomène de thermo-oxydation sur des résines dont la T_g est inférieure à cette température. Dans le cas des EMC A et B, 125°C se trouve en fin de zone de transition vitreuse, on observe donc une dégradation du polymère avec gain de masse. Les changements de propriétés mécaniques sont aussi caractéristiques d'une oxydation : le matériau est fragilisé par un module d'élasticité plus important et une diminution des contraintes à la rupture.

IX. Caractérisation de l'interface

Shirangi [16] démontre que l'humidité aux niveaux des interfaces diminue l'adhérence entre un EMC et du cuivre. Il montre qu'une exposition du bilame 2 semaines à 85°C/85%RH diminue de 50 % la ténacité de l'interface. Cette perte d'adhésion est partiellement réversible par un séchage de 24 h à 125°C. Il a aussi montré qu'en augmentant la durée d'absorption la partie réversible diminue. Ce dernier point serait cohérent avec la création de liaisons hydrogènes entre l'eau et le polymère aux interfaces.

Plusieurs méthodes sont utilisées pour caractériser l'adhérence aux interfaces, elles sont référencées dans la norme JEDEC JEP167A [67]. Deux critères de défaillances sont généralement utilisés pour quantifier la force d'adhérence et prédire la rupture. Le premier est basé sur la mécanique de rupture, où une fissure se propage quand le facteur d'intensité de contrainte dépasse le critère de défaillance. Le second est un critère de force, la défaillance se produit quand la force maximale est dépassée.

Ce dernier critère sera utilisé ici avec la méthode du « button shear ». La méthode est explicitée sur la Figure III-31. L'échantillon se compose d'une partie supérieure sous forme de bouton qui repose sur le substrat, l'interface entre ces deux matériaux est celle que l'on souhaite caractériser, elle est représentée par la ligne en pointillés sur la figure ci-dessous. L'échantillon repose sur un plateau qui se déplace pour amener le bouton vers un couteau fixe. Le couteau est connecté à un capteur mesurant la force de cisaillement jusqu'à la rupture entre le bouton et le substrat. Les tests sont réalisés au laboratoire IMS avec le microtesteur Dage Series4000.

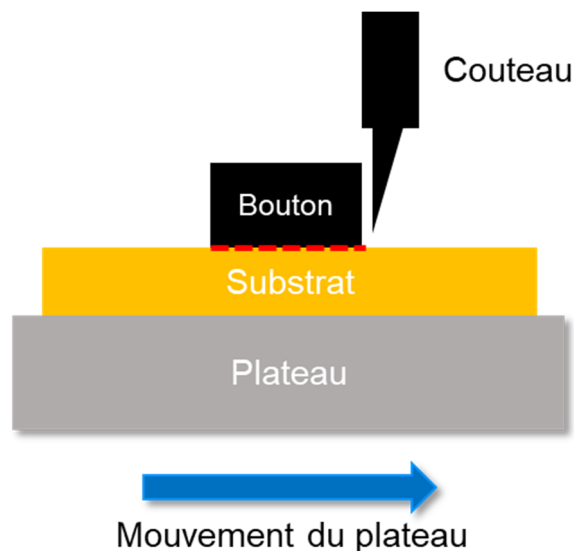


Figure III-31. Méthode du « button shear »

Dans la littérature, la plupart des caractérisations utilisant la méthode du « button shear » rencontrées utilisent des véhicules de test (VT) préparés spécialement pour cette occasion. Cela permet de dimensionner le VT en fonction du protocole choisi, cependant, ces échantillons ne sont pas forcément représentatifs de l'objet final car ils n'ont pas vécu les étapes de fabrication du boîtier complet en particulier les variations de température.

Dans ce cas-ci, les échantillons sont obtenus à partir de leadframes moulés. Ils nécessitent une préparation d'échantillon pour faire apparaître les boutons et les adapter à l'équipement. Les leadframes moulés sont rappelés en Figure III-32, le composant à l'opposé de l'injection à gauche est marqué d'un 1.

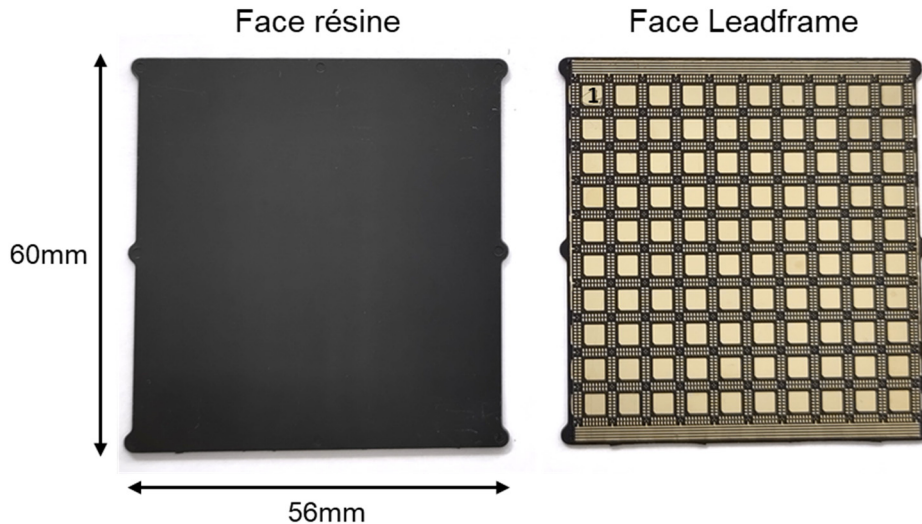


Figure III-32. Echantillons leadframes moulés

La vue en coupe de l'assemblage est rappelée en Figure III-33. Le leadframe est une grille composée de deux éléments principaux le DAP (Die-Attach Pad) : le plot de report central et les plots sur lesquels sont reportées les wire-bondings. Ces éléments ont une épaisseur de $200\ \mu\text{m}$, cependant, ils présentent des marches sur leur périphérie qui ne sont pas visibles à la surface du composant. Ils sont recouverts d'une couche de finition en or et argent.

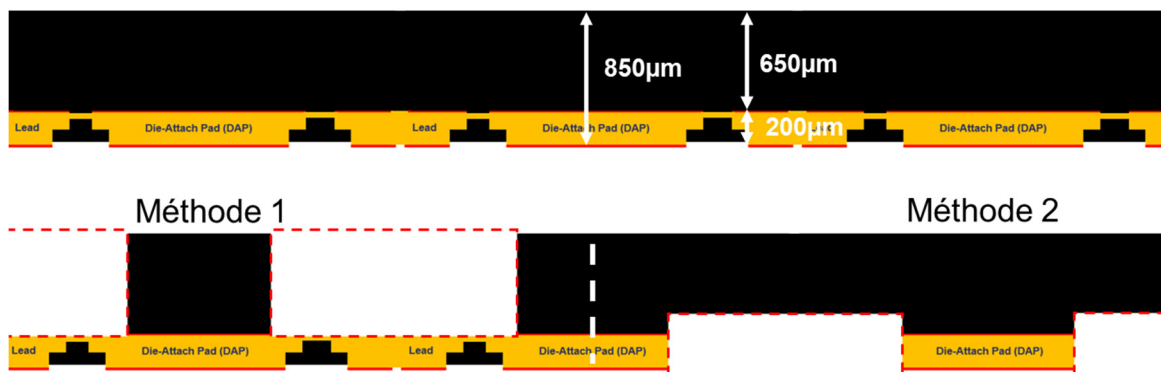


Figure III-33. Vue en coupe du leadframe et usinage à effectuer pour la préparation d'échantillons

Deux méthodes de préparation d'échantillons sont étudiées :

- Méthode 1 : la résine est usinée pour former un bouton sur la surface du DAP, il est nécessaire de mettre à nu le leadframe sur lequel repose le bouton ;
- Méthode 2 : la découpe est réalisée de l'autre côté, sur la face leadframe pour venir cisailier le DAP, cette méthode permet un usinage moins important et donc de garder une structure plus solide.

1. Méthode 1

Le premier essai a été réalisé sur un leadframe moulé composé de QFN de taille 7x7 mm². L'usinage pour cette méthode doit se faire du côté résine, il n'y a pas de marquage pour une découpe de précision, les cotes ont donc été prises par microscope optique du côté leadframe pour être reportées face résine. Cela a parfois entraîné des erreurs de découpe. Elle a été réalisée avec une fraiseuse précise à 50 µm avec une fraise de 3 mm de diamètre. Sur la Figure III-34, les tranchées d'usinage sont visibles pour deux colonnes. La colonne B n'est pas alignée sur les DAP, en cisillant ces échantillons, la résine risque de s'arracher avec la grille de leadframe, ces boutons n'ont pas été testés.

Les cisaillements s'effectuent avec les paramètres suivants :

- Cartouche de mesure DS100kg pouvant mesurer jusqu'à 40 kgf (kilogramme-force) ;
- Vitesse de déplacement : 300 µm/s ;
- Hauteur du couteau z : 50 µm (distance entre le substrat et le couteau).

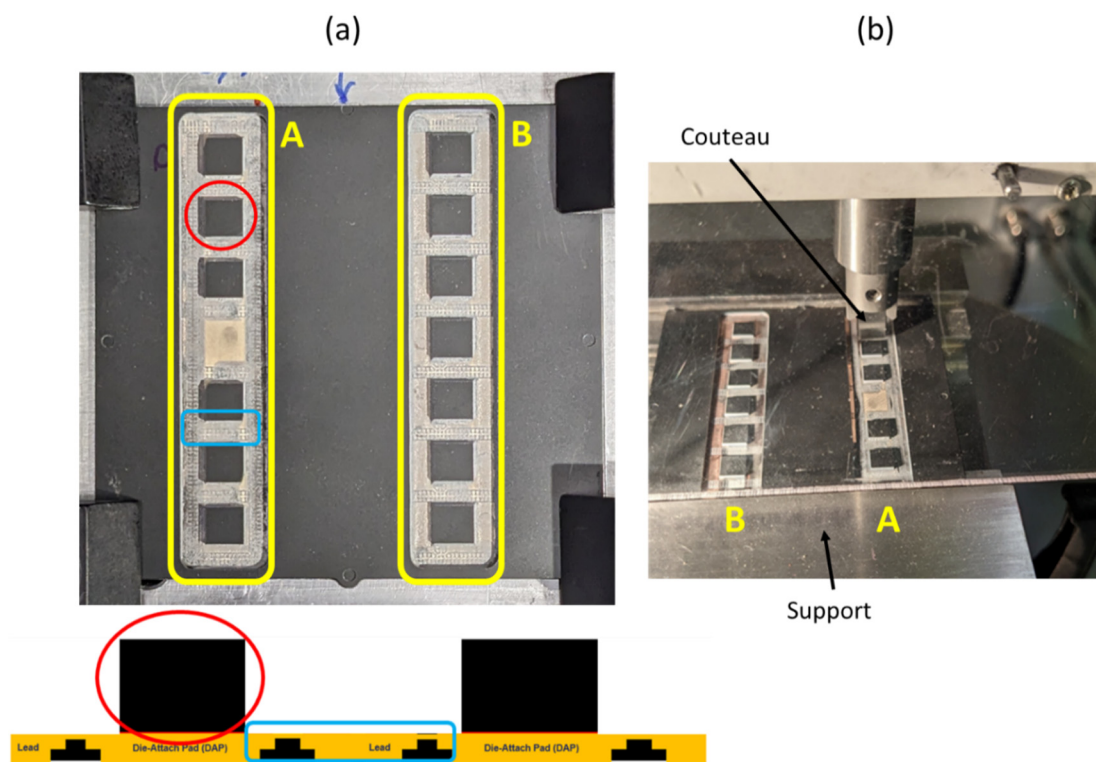


Figure III-34. Méthode 1 : (a) Préparation d'échantillon (b) Echantillon chargé dans le Microtesteur Sage

Sur la colonne A, les boutons ont été testés. La fracture ne se fait pas entre le DAP et le bouton comme prévu mais au niveau des pattes de leadframe qui sont entourés de EMC, autour du DAP, cette charnière est fragile. Les défaillances sont visibles sur la Figure III-35. La rupture s'effectue à une valeur moyenne de 5,6 kgf. L'interface entre le DAP et le bouton de résine a résisté cela signifie que la force nécessaire pour la fracture adhésive est supérieure à 55 N.

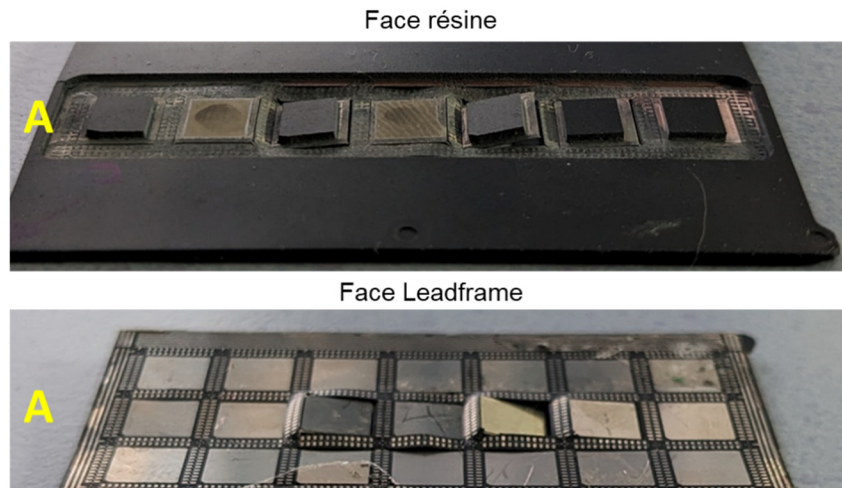


Figure III-35. Essai 1 : Rupture autour du DAP

Pour éviter une défaillance à des endroits autres qu'au niveau de l'interface voulue, le second essai de préparation d'échantillon est effectué sur un leadframe pour composants 5x5 mm², correspondant à la Figure III-32. Le DAP est plus petit, la taille du bouton est donc ajustée. La surface de l'interface est réduite par rapport aux tests précédents, la force de cisaillement pour atteindre la rupture sera donc plus basse. Pour éviter de fragiliser la structure autour de l'interface, l'usinage n'est pas fait en colonne mais isole chaque bouton individuellement comme sur la Figure III-36 (a) : la résine d'encapsulation est encore présente au niveau de la grille du leadframe. L'idéal serait d'isoler le bouton de résine sur la surface du DAP et de ne pas exposer les pattes, cela nécessite des fraises d'un diamètre d'un mm ou inférieure, qui n'étaient pas disponibles.

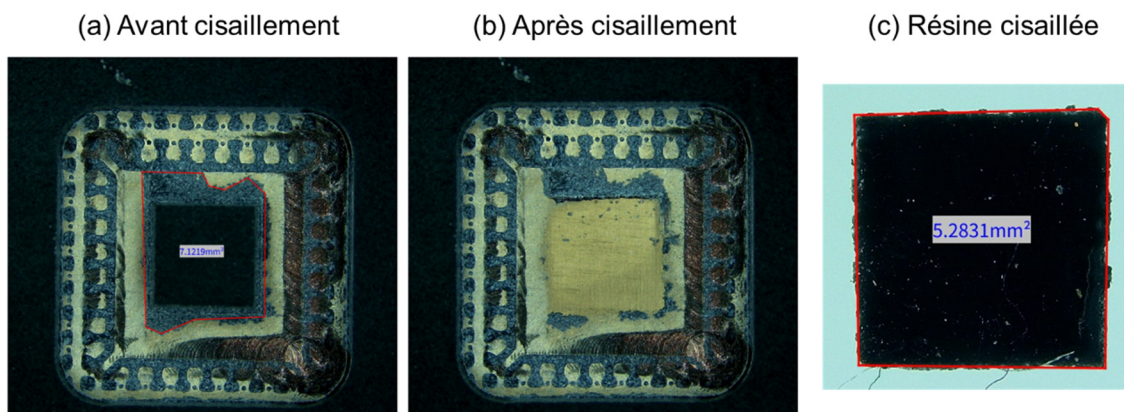


Figure III-36. Essai 2 : Cisaillement

Cette méthode apporte des résultats exploitables, le bouton est effectivement cisailé comme illustré sur la Figure III-36. Le microtesteur enregistre la force de cisaillement en fonction du déplacement, au moment de la rupture la valeur maximale de la force F_{max} est donnée en kilogramme-force. Les contraintes de cisaillement sont obtenues en normalisant F_{max} (en Newton) par la surface de l'interface. Cette surface est mesurée après cisaillement sur l'échantillon de résine cisailée (Figure III-36 (c)).

Trois échantillons ont été cisailés de cette façon, les résultats sont présentés en Tableau III-30. Le fabricant donne une force de cisaillement de 7,4 MPa, pour cette résine sur un substrat cuivre avec une couche de finition en or. Les données fabricants sont également obtenues par « button shear ». Les résultats sont du bon ordre de grandeur. On note toutefois une dispersion importante.

Tableau III-30. Essai 2 : Résultats numériques

Echantillon	C3	C7	C9
Force de rupture (kgf)	5,8	3,89	2,72
Surface du carré de résine (mm²)	5,6	5,28	5,83
Force de cisaillement (MPa)	10,1	7,2	4,6

Le principal problème rencontré est l'usure des fraises lors de l'usinage. Les fraises doivent créer des tranchées de 650 µm de profondeur dans un matériau composé principalement de silice, qui est un matériau très résistant. Des fraises standards HSS ont été utilisées pour l'essai 1 et des fraises en carbure de silice pour l'essai 2. Ces dernières ont mieux résisté, mais devaient être changées régulièrement. En s'usant les fraises perdent de leur tranchant, ce qui signifie que la précision de découpe se détériore, cela signifie aussi un travail plus long pour rectifier ce problème et donc des contraintes mécaniques accrues sur l'échantillon.

Au vue de la dispersion de ces premiers résultats, un travail important d'usinage est nécessaire pour obtenir une valeur de contraintes de cisaillement fiable. De plus, il est suspecté que l'usinage d'une épaisseur si importante vient fragiliser le véhicule de test.

2. Méthode 2

Cette méthode a l'avantage de ne pas demander un usinage aussi important et de ne pas fragiliser la structure du VT. Ici, le bouton est le DAP du leadframe et le substrat est la résine comme l'indique la Figure III-37. Pour être certain de détourer le leadframe, la fraiseuse fait des tranchées de 300 µm : 200 µm de leadframe et 100 µm de résine.

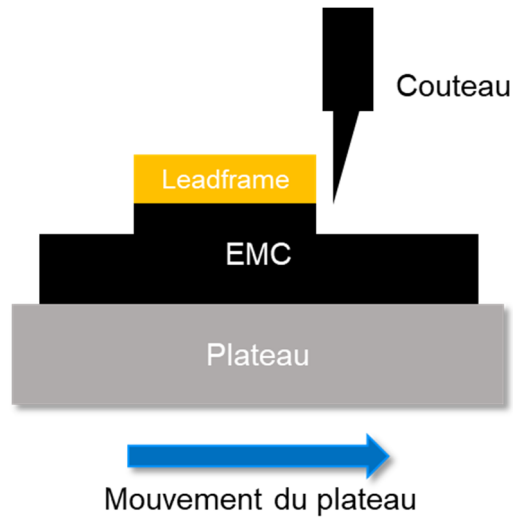


Figure III-37. « Button shear » : méthode 2

Les essais de cisaillement utilisent les paramètres suivants :

- Cartouche de mesure DS100kg pouvant mesurer jusqu'à 40 kgf ;
- Vitesse de déplacement : 300 $\mu\text{m/s}$;
- Hauteur du couteau z : variable.

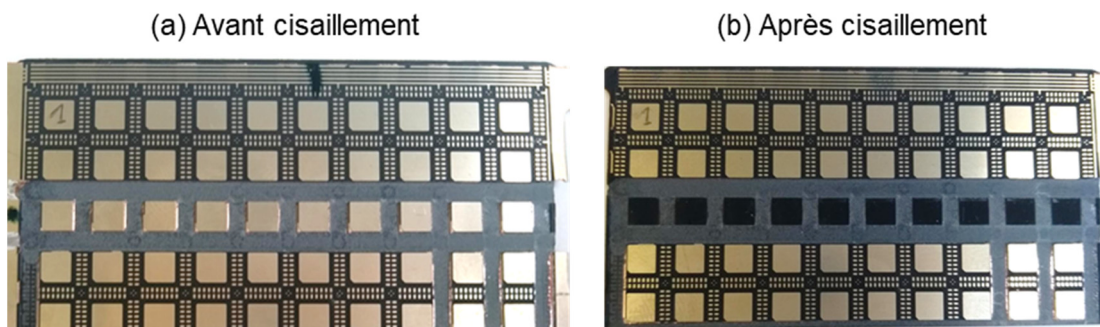


Figure III-38. Méthode 2 : Essai 1

Le premier essai d'usinage permet d'obtenir 10 boutons de leadframe (Figure III-38). Plusieurs hauteurs de couteau ont été testées, les résultats sont présentés dans le Tableau III-31. Les valeurs de contraintes de cisaillement sont encourageantes, elles sont proches de la valeur donnée par le fabricant. La hauteur du couteau n'a pas d'influence sur les résultats.

Tableau III-31. Méthode 2 : résultats numériques

Echantillon	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
z	150 μm				100 μm			50 μm		
Contraintes (MPa)	7,6	7,8	6,0	3,0	7,8	6,5	5,6	6,0	5,5	8,2

Deux autres rangées de bouton ont été usinées de la même manière sur le même leadframe moulé. Malheureusement, le passage de la fraise a cisailé les boutons pendant l'usinage. Le

gauchissement naturel du leadframe moulé est probablement la raison de ce manque de reproductibilité. Le gauchissement des échantillons n'est pas rectifiable, une solution apportant moins de contraintes aux échantillons a donc été étudiée.

Au premier essai, les boutons de leadframe ont été façonnés en forme de cube, la marche du DAP était usinée. Pour ce second essai, les marches ne sont pas usinées comme illustré Figure III-39. En effet, cela résout la problématique des sollicitations mécaniques trop importantes sur les échantillons. Toutefois, la surface d'appui du couteau est désormais réduite de moitié.

Les essais de cisaillement présentent des résultats variés. Certains essais réussissent à cisailer du premier coup, mais, dans la plupart des cas, le couteau ne parvient pas à cisailer le métal. Après le test, le leadframe porte des marques de déformations. Le leadframe est principalement composé de cuivre, un matériau ductile, la surface d'appui du couteau est trop faible et le matériau trop malléable pour réussir à le cisailer.

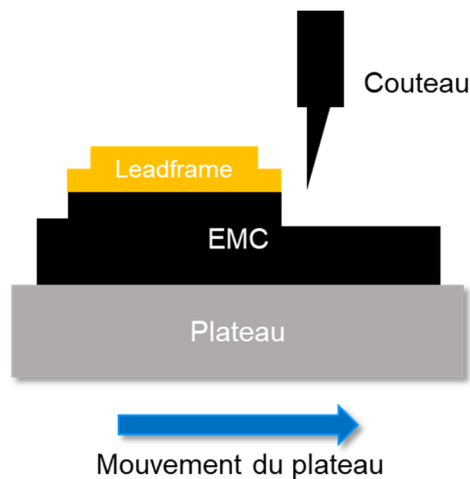


Figure III-39. « Button shear » : cisaillement avec marches

3. Synthèse

Les valeurs obtenues par les deux méthodes correspondent aux données fabricant. Bien qu'il faille multiplier les essais pour s'en assurer, les données fabricant peuvent être prises comme référence pour une étude comparative.

Les difficultés rencontrées au niveau de l'usinage engendrent une dispersion des résultats. De plus, la géométrie des échantillons disponibles complique la préparation d'échantillon. Toutefois, les résultats sont encourageants. En appliquant la méthode 2 sur des leadframes moulés pour des composants plus grands, la surface de l'interface serait plus importante et pourrait résister aux contraintes d'usinage.

En raison de ces difficultés, une valeur absolue de force de cisaillement ne peut pas être mesurée dans ces conditions. En revanche, il est possible d'effectuer une étude comparative. Constater une perte d'adhérence après exposition à une atmosphère humide confirmerait la dégradation de cette interface par la diffusion de l'humidité.

X. Conclusion

La diffusion de l'humidité dans les trois EMC a été étudiée dans ce chapitre. Les mêmes modèles sont utilisés pour les trois résines : le modèle « Dual stage ». Il est adapté pour l'absorption et pour la désorption. Il permet de modéliser la diffusion de l'humidité mais aussi la réaction physicochimique de liaison entre l'eau et le polymère. Cette dernière n'est pas négligeable car elle est responsable d'au minimum 40 % de l'eau absorbée lors d'un test de 1000 h à 85%RH.

Le coefficient de diffusion fickienne suit la loi d'Arrhenius ainsi que la concentration en humidité du second phénomène de ce modèle qui caractérise le taux de réaction du mécanisme physico-chimique. Les paramètres caractérisés peuvent être utilisés pour estimer les dynamiques d'absorption et désorption pour les différentes conditions de température opérationnelle ainsi que modéliser la diffusion d'humidité sous logiciel à éléments finis tel que ANSYS Mechanical. On peut d'ores et déjà conclure qu'à partir de 25 h, le volume libre de la résine d'un QFN est saturé en humidité et que l'humidité a donc atteint la puce.

Les coefficients de diffusion sont similaires pour les résines A et B. En revanche, les quantités d'humidité absorbée dans les échantillons ainsi que la quantité d'humidité résiduelle après séchage semblent plus importantes dans les échantillons de l'EMC B. Le choix de résine suivant le critère d'absorption d'humidité se porterait donc sur la résine A.

La température ne fait pas qu'augmenter la vitesse de diffusion de l'humidité et la concentration d'eau liée, elle influe aussi sur le taux de liaisons « fortes » créées. Ces liaisons ont besoin d'une énergie plus importante pour se casser et pour que l'humidité désorbe. Elles sont responsables d'une humidité résiduelle apparente après séchage.

Les limites du modèle « Dual stage » sont atteintes pour la modélisation de la diffusion d'un boîtier car il y a plus de deux phénomènes de diffusion. L'hypothèse proposée est que la diffusion par les interfaces est non négligeable et que ne pas prendre en compte les interfaces ne permet donc pas de modéliser la diffusion réelle. Caractériser l'absorption d'humidité dans deux matériaux isolés n'est pas suffisant pour prédire la diffusion dans un assemblage de ces deux matériaux.

Durant les phases d'absorption et désorption, le matériau subit des changements physico-chimiques dus aux conditions d'humidité et chaleur auxquelles il est soumis. Ces vieillissements hygro et thermo-mécanique sont visibles par la variation des propriétés thermomécaniques. L'absorption de l'humidité induit une diminution de la résistance à la flexion ainsi qu'une diminution de la T_g . Pour une modélisation réelle des contraintes et déformations dans le boîtier induites par l'humidité, ne pas prendre en compte le changement des propriétés mécaniques dues au vieillissement surestimerait les valeurs simulées.

Pour les résines A et B, le fait que la température de transition vitreuse soit 40°C au-dessous de la valeur fabricant l'amène au-dessous de la température de séchage préconisée par les standards industriels. Cela peut entraîner des comportements anormaux comme de la thermo-oxydation. Bien que ce phénomène semble apparaître seulement après 80 h, pour éviter tout risque la solution peut

être d'effectuer le séchage à des températures inférieures à leur T_g , ce qui nécessite une durée plus longue pour atteindre le même taux d'humidité résiduelle dans l'échantillon.

Les expérimentations de « button shear » permettraient de caractériser l'influence de l'humidité sur l'interface EMC/leadframe des boîtiers QFN. Les résultats obtenus sur les échantillons de leadframes moulés sont encourageants mais nécessitent de nouvelles préparations.

Conclusions et perspectives

Aujourd'hui, les boîtiers plastiques se complexifient pour permettre l'intégration d'un nombre croissant de fonctions et de puces dans un même objet. Ces boîtiers sont basés sur un composé d'encapsulation qui permet des assemblages complexes comme des SiP ou des assemblages 3D. Lors du fonctionnement du composant, les interactions entre ce composé et le reste de l'assemblage peuvent conduire à des défaillances. Ce composé est un polymère chargé, il a donc un comportement thermomécanique plus complexe que les métaux et semi-conducteurs du boîtier. De plus, c'est un matériau hydrophile qui va évoluer sous environnement humide. Dans ce travail, nous avons mis en œuvre une étude de la fiabilité de boîtiers plastiques par l'étude des comportements thermo- et hygromécaniques de la résine d'encapsulation.

Notre étude propose une méthodologie de fiabilité prédictive combinant des résultats expérimentaux et de simulations par outils numériques. Cette méthodologie se base sur les caractérisations des propriétés physiques de la résine d'encapsulation. Elle est éprouvée sur des boîtiers QFN et nous a permis de développer les outils nécessaires pour évaluer la fiabilité de boîtiers plus complexes comme le FOWLIP.

La première étape pour comprendre le comportement des résines est l'analyse de leur composition. Cette analyse granulométrique a été pratiquée, par moyen optique et TGA, sur les EMC A et B afin d'étudier la taille et le taux des charges de silice contenues sur des plaquettes de 10 par 10 composants QFN. Elle a montré que les taux de charge sont homogènes sur l'ensemble de la plaquette. Mais elle a aussi révélé une répartition non homogène de la taille des particules de silice après l'injection de la résine d'encapsulation : les charges sont en moyenne plus petites au niveau de l'injection (position 10) qu'à son opposé (position 1) et ceci pour les deux références de résine disponibles.

Cette disparité se traduit par des comportements thermomécaniques différents. Dans les zones où les charges sont en moyenne plus petites, le CTE est plus important et le module d'élasticité caractérisé en flexion est plus faible. On mesure aussi une meilleure résistance à la flexion.

Nous avons utilisé un modèle simplifié du gauchissement de l'objet QFN, qui a été paramétré avec les mesures précédemment effectuées. Des simulations thermomécaniques du boîtier ont été réalisées à l'aide du logiciel ANSYS Mechanical. Le modèle élastique des deux résines d'encapsulation, ainsi établi, a permis de faire une étude qualitative du gauchissement du boîtier QFN en fonction de la position sur la plaquette et de la résine utilisée. Le choix de la résine influence peu la valeur de gauchissement. En revanche, le gauchissement est plus important à l'opposé de l'injection (en position 1) de 12 % pour l'EMC A et de 17 % pour l'EMC B.

Il est aussi important de définir les limites d'utilisation des résines en température, ainsi que les différentes transitions d'état dans ces limites. Les deux résines commencent à se dégrader après 250°C, ce qui est bien au-dessus des températures de fonctionnement des composants QFN. La température de transition vitreuse a été caractérisée sur des échantillons secs avec plusieurs méthodes. Ces résines ont été sélectionnées pour l'encapsulation QFN pour leur température de transition vitreuse supérieure aux températures de séchage et de cycles thermiques préconisées par les standards industriels. Cependant, la valeur médiane de cette zone de transition a été mesurée autour de 100°C pour les deux résines. De plus, les caractérisations en flexion avec la présence d'humidité ont permis d'observer une baisse de la valeur de T_g . Cette valeur est donc inférieure à 125°C, la température de séchage traditionnellement utilisée. L'exposition prolongée de ces résines à cette température mène à des changements physicochimiques des matériaux caractéristiques d'une thermo-oxydation. Cela se manifeste par la fragilisation du matériau : le module d'élasticité est plus important et les contraintes à la rupture sont plus faibles. Cette étude a souligné la nécessité de caractériser cette température de transition pour chaque résine employée afin d'éviter un vieillissement prématuré du matériau d'encapsulation.

L'étude du comportement des résines en humidité suit la même trame que pour le comportement thermomécanique. L'étude fondamentale est la caractérisation des propriétés physicochimiques de la résine. Ces propriétés nous permettront au final de modéliser numériquement la déformation du boîtier en fonction des conditions environnementales en humidité.

La première étape est la caractérisation des propriétés de diffusion de l'humidité dans le boîtier QFN. L'assemblage résine et leadframe est utilisé pour les tests expérimentaux afin de se rapprocher de la configuration de l'objet réel. Deux phénomènes sont responsables de l'absorption d'humidité dans la résine et sont tous les deux modélisables par la loi de Fick : il s'agit de la diffusion fickienne et de la réaction physicochimique de liaison entre l'eau et le polymère. Leurs paramètres de diffusion ont été caractérisés en fonction de la température lors des phases d'absorption et désorption. Les paramètres d'Arrhenius ont été extraits pour les deux mécanismes, afin de modéliser cette diffusion pour d'autres températures de tests en humidité. La correspondance entre les résultats expérimentaux et les modèles utilisés n'est toutefois pas parfaite. Notre hypothèse est qu'un troisième phénomène est présent, il s'agit de la propagation de l'humidité par les interfaces des échantillons.

Les propriétés thermomécaniques ont, elles aussi, été caractérisées en fonction de la concentration d'humidité absorbée dans la résine. Nous observons particulièrement une baisse de la résistance à la flexion avec la présence d'eau dans les échantillons. En revanche, la méthode de caractérisation de la déformation en fonction de l'humidité n'a pas permis de fournir de résultats concluants. Il n'a donc pas été possible de modéliser la déformation hygromécanique.

Deux matériaux d'encapsulation différents sont examinés dans le cas de QFN pour évaluer l'impact de ce choix sur la fiabilité du boîtier. Les EMC A et B ont été soumis aux mêmes analyses. Leurs propriétés thermomécaniques et leurs valeurs de T_g sont similaires. Il existe aussi peu de

différences au niveau de leurs propriétés de diffusion de l'humidité. Cependant, il a été noté que les quantités d'humidité absorbée étaient plus importantes dans les assemblages avec la résine B et la quantité d'humidité résiduelle est aussi plus élevée dans les échantillons avec cette résine. De plus, les simulations thermomécaniques avec les modèles matériaux élastiques apportent un nouvel élément de réponse : le boîtier avec la résine A a un gauchissement plus faible que celui avec la résine B. Nous avons aussi mesuré des valeurs de résistance à la flexion supérieures pour l'EMC A que pour l'EMC B. Ces résultats nous conduisent à favoriser l'EMC A pour l'encapsulation de ces boîtiers QFN.

Pour déterminer si la répartition de charges non homogène a un impact sur l'apparition de défaillances, il sera intéressant de réaliser des tests de vieillissement accélérés sur des lots composés uniquement de QFN en position 1 et uniquement en position 10. Pour poursuivre l'étude thermomécanique, nous souhaiterions améliorer le modèle matériau de ces deux résines en caractérisant les comportements plus complexes de ces EMC, qui sont viscoélastiques voire viscoplastiques. Cela pourrait nous permettre de trancher sur le choix d'EMC à privilégier pour les boîtiers QFN.

Concernant l'étude sur la diffusion de l'humidité dans le boîtier, nous souhaiterions réaliser ces mêmes travaux sur des échantillons de résines pures de même type afin d'évaluer l'impact des interfaces et valider les hypothèses avancées dans ce manuscrit.

Que ce soit pour les études thermomécaniques ou pour celles en humidité, les véhicules de tests utilisés ont été extraits directement du flux de fabrication des composants réels. Ce choix a souvent demandé une adaptation complexe et chronophage des échantillons aux méthodes d'analyses choisies. Cependant, cela a permis d'obtenir des résultats et de mettre en évidence des phénomènes qui n'auraient pas été possible de recueillir avec des échantillons conçus pour les méthodes de caractérisations.

Jusqu'à présent nous avons étudié des assemblages QFN. Ces études sont aussi applicables aux boîtiers FOWLP. Dans le cas de ces boîtiers, un plus grand nombre de matériaux le compose. Cela induit aussi un nombre important d'interfaces, en particulier au niveau du RDL. La phase de caractérisation se complexifie donc. Il faut caractériser les propriétés thermomécaniques de ces polymères mais aussi leurs influences et celles des interfaces sur le comportement hygromécanique des boîtiers FOWLP.

Il est aussi intéressant de déterminer la répartition des charges lors du moulage des boîtiers par la résine car le procédé utilisé est différent que celui des QFN. Il est effectué sur un wafer avec des résines sous forme liquide ou en feuilles. En effet, Clément Mélusson [43] a montré une différence du taux de charges entre le milieu et la périphérie du wafer moulé avec une résine liquide. Il serait particulièrement intéressant d'évaluer la répartition des tailles de charges ainsi que de caractériser les propriétés thermomécaniques en fonction de la position des composants sur le wafer. L'objectif serait alors de modéliser plus précisément les comportements en température des

composants et d'identifier les possibles zones de défaillances en fonction de la position sur le wafer de fabrication.

Publications scientifiques

- Tomas, A., Frémont, H., Malbert, Labat, N, Lambert, B & Plano B. (2024). Investigation of different thermomechanical behaviours in one batch of QFN packages. *2024 25rd International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation and Experiments in Microelectronics and Microsystems (EuroSimE)*. IEEE, 2024. **Accepted**
- Tomas, A., Frémont, H., Malbert, N., Neffati, M., & Lambert, B. (2023). Moisture absorption and desorption in epoxy mould compounds: Characterization of Fickian and non-Fickian behaviours in complex packages. *Microelectronics Reliability*, 150, 115088. DOI: [10.1016/j.microrel.2023.115088](https://doi.org/10.1016/j.microrel.2023.115088)
- Tomas, A., Lambert, B., Frémont, H., Malbert, N., & Labat, N. (2022, April). Epoxy Mold Compound Characterization for Modeling Packaging Reliability. *2022 23rd International Conference on Thermal, Mechanical and Multi-Physics Simulation and Experiments in Microelectronics and Microsystems (EuroSimE)*. IEEE, 2022. DOI: [10.1109/EuroSimE54907.2022.9758842](https://doi.org/10.1109/EuroSimE54907.2022.9758842)
- Tomas, A., Marechal, L., Almeida, R., Neffati, M., Malbert, N., Fremont, H., Labat, N. & Garnier, A. (2021, June). Reliability of fan-out wafer level packaging for III-V RF power MMICs. *2021 IEEE 71st Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*. IEEE, 2021. DOI: [10.1109/ECTC32696.2021.00281](https://doi.org/10.1109/ECTC32696.2021.00281)

Annexes

I. Balance de précision



Figure 0-1. Balance de précision

La balance utilisée pour l'analyse gravimétrique est la O-HAUS DV215CD

- Précision : 0,1 mg/0,01 mg
- Reproductibilité (écart type) : 0,02 mg
- Linéarité : +/-0,03 mg
- Temps de stabilisation : 12 s
- Digit affichés : 0,000 00 g

II. Incertitudes de mesures

Le Tableau 0-1 présente les écarts types des mesures obtenues pour les coefficients de diffusion et concentrations en humidité pour les 4 éprouvettes des lots d'échantillons des résines QFN à la condition d'absorption 85°C/85%RH. Ces écarts types sont obtenus en extrayant les paramètres de diffusion pour chaque échantillon pour les 4 contenus dans un lot. Les valeurs contenues dans le chapitre III sont obtenues en faisant l'extraction avec les quatres sets de données indissociés du lot entier. Le Tableau 0-2 présentent les écarts types pour la désorption. Ces valeurs sont obtenues de la même manière que pour celles de l'absorption.

Tableau 0-1. Ecart types des mesures 85°C/85%RH

Echantillons	D_1			D_2			C_{tot} (mg/cm ³)			
	(mm ² /s)	σ (mm ² /s)	σ (%)	(mm ² /s)	σ (mm ² /s)	σ (%)	(mg/cm ³)	σ (mg/cm ³)	σ (%)	
EMC A Leadframe moulés	QFN	3,19.10 ⁻⁰⁶	0,8.10 ⁻⁰⁶	25,1	4,29.10 ⁻⁰⁸	5,2.10 ⁻⁰⁸	121,2	6,3	0,15	2,4
		3,13.10 ⁻⁰⁶	0,8.10 ⁻⁰⁷	2,6	9,85.10 ⁻⁰⁸	3,4.10 ⁻⁰⁹	3,5	6,0	0,03	0,5
EMC B Leadframe moulés	QFN	1,01.10 ⁻⁰⁵	0,5.10 ⁻⁰⁶	5,0	8,83.10 ⁻⁰⁸	1,2.10 ⁻⁰⁸	13,6	6,8	0,5	7,4
		5,15.10 ⁻⁰⁶	0,9.10 ⁻⁰⁷	1,7	8,12.10 ⁻⁰⁸	1,2.10 ⁻⁰⁸	14,8	6,2	0,05	0,8

Tableau 0-2. Ecart types des mesures de désorption à 125°C

Echantillons	D_1			D_2			C_{tot} (mg/cm ³)			
	(mm ² /s)	σ (mm ² /s)	σ (%)	(mm ² /s)	σ (mm ² /s)	σ (%)	(mg/cm ³)	σ (mg/cm ³)	σ (%)	
EMC A Leadframe moulés	QFN	2,71.10 ⁻⁰⁵	1,27.10 ⁻⁰⁵	46,9	9,55.10 ⁻⁰⁸	1,06.10 ⁻⁰⁸	11,1	6,3	1,2	19,1
		2,01.10 ⁻⁰⁵	8,68.10 ⁻⁰⁷	4,3	2,79.10 ⁻⁰⁹	4,30.10 ⁻¹⁰	15,4	5,9	0,16	2,7
EMC B Leadframe moulés	QFN	7,64.10 ⁻⁰⁵	3,54.10 ⁻⁰⁵	46,3	1,56.10 ⁻⁰⁸	1,49.10 ⁻¹⁰	0,9	6,9	0,9	13,0
		2,97.10 ⁻⁰⁵	6,12.10 ⁻⁰⁶	20,6	1,70.10 ⁻⁰⁸	3,13.10 ⁻¹¹	0,2	6,3	0,3	4,8

III. Script Sci-lab

Le script ci-dessous est utilisé pour déterminer les paramètres de diffusion à partir des résultats expérimentaux avec une optimisation par les moindres carrés. Il retourne aussi les résidus et coefficient de détermination.

```

function y=yth(t, x)
    // Epaisseur l (m)
    l=205*10^-6;
    //Définition des variables discrètes utilisées pour la somme
    S1=0;
    S2=0;

    // Formule Dual Stage
    for i=0:300
        S1=S1+8/((2*i+1)^2*pi^2)*exp(-x(1)*(2*i+1)^2*t*pi^2/(4*l^2));
        S2=S2+8/((2*i+1)^2*pi^2)*exp(-x(2)*(2*i+1)^2*t*pi^2/(4*l^2));
    end

    y=(x(3)*(1-S1)+x(4)*(1-S2))*10^6;
endfunction

// Données expérimentales : tm (temps en h) & ym (mesures de masse en µg)
tm = [ ]';
ym = [ ]';
// Nombre de points
m1=size(tm);
m=m1(1);
wm=ones(m,1);

ybar=mean(ym);

// Le x0 correspond à un point de départ pour l'optimisation:
// la 1ère et 2ème valeur correspond aux coefficients de diffusion en m²/h, la 3ème et 4ème valeurs
correspondent aux masses de saturation (g)
x0=[2.88D-09 1.39e-09 0 0];

// Optimisation via moindres carrés.
function e=myfuns(x, tm, ym, wm)
    e =wm.* ( yth(tm, x) - ym )
endfunction

[f,xopt, gopt] = leastsq(list(myfuns,tm,ym,wm),x0)

//Calcul résidu
SCR=0;
res=ones(m,1);
for i=1:m
    SCR=SCR+(ym(i)-yth(tm(i), xopt))^2;
    res(i)=ym(i)-yth(tm(i), xopt);
end

//Calcul SCE
SCE=0;
for i=1:m
    SCE=SCE+(ym(i)-ybar)^2;
end

//Calcul coeff détermination
R2=(1-SCR/SCE)*100;

```

Références

- [1] H. Frémont, G. Duchamp, A. Gracia, and F. Verdier, ‘A methodological approach for predictive reliability: Practical case studies’, *Microelectron. Reliab.*, vol. 52, no. 12, Art. no. 12, Dec. 2012, doi: 10.1016/j.microrel.2012.07.016.
- [2] Y. Oi, ‘Liquid Molding Compound Technology for Fan -Out Wafer Level and Panel Level Package’, presented at the ESREF 2019, Sep. 2019.
- [3] T. Braun *et al.*, ‘Enhancement of barrier properties of encapsulants for harsh environment applications’, in *2012 IEEE 62nd ECTC*, May 2012, pp. 1418–1425. doi: 10.1109/ECTC.2012.6249022.
- [4] W. Hartner *et al.*, ‘Reliability and Performance of Wafer Level Fan Out Package for Automotive Radar’, in *2019 IWLPC*, Oct. 2019, pp. 1–11. doi: 10.23919/IWLPC.2019.8914100.
- [5] W. Sun *et al.*, ‘Study on the Board-level SMT Assembly and Solder Joint Reliability of Different QFN Packages’, in *EuroSime 2007*, Apr. 2007, pp. 1–6. doi: 10.1109/ESIME.2007.360010.
- [6] M. Goroll and R. Pufall, ‘New aspects in characterization of adhesion of moulding compounds on different surfaces by using a simple button-shear-test method for lifetime prediction of power devices’, *Microelectron. Reliab.*, vol. 50, no. 9, pp. 1684–1687, Sep. 2010, doi: 10.1016/j.microrel.2010.07.038.
- [7] H.-Y. Lee, Y.-B. Park, I. Jeon, Y.-H. Kim, and Y.-K. Chang, ‘Analysis of failure of nanobelt-coated copper-based leadframe/epoxy-based molding compound systems after pull-out test’, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 405, no. 1, pp. 50–64, Sep. 2005, doi: 10.1016/j.msea.2005.06.042.
- [8] H. B. Fan, P. W. K. Chung, M. M. F. Yuen, and P. C. H. Chen, ‘An energy-based failure criterion for delamination initiation in electronic packaging’, *J. Adhes. Sci. Technol.*, vol. 19, no. 15, doi: <https://doi.org/10.1163/156856105774784349>.
- [9] N. Pflügler, G. M. Reuther, M. Goroll, D. Udiljak, R. Pufall, and B. Wunderle, ‘Experimental determination of critical adhesion energies with the Advanced Button Shear Test’, *Microelectron. Reliab.*, vol. 99, pp. 177–185, Aug. 2019, doi: 10.1016/j.microrel.2019.06.001.
- [10] G.-H. Oh, S.-J. Joo, J.-W. Jeong, and H.-S. Kim, ‘Effect of plasma treatment on adhesion strength and moisture absorption characteristics between epoxy molding compound/silicon chip (EMC/chip) interface’, *Microelectron. Reliab.*, vol. 92, pp. 63–72, Jan. 2019, doi: 10.1016/j.microrel.2018.11.004.
- [11] W.-H. Li, K. S. Yong, A. Acuesta, and J. Schredl, ‘Impact of mold compound on reliability performance in roughened Ni/Pd/Au-Ag preplated leadframe package’, in *2015 IEEE 17th EPTC*, Dec. 2015, pp. 1–5. doi: 10.1109/EPTC.2015.7412428.
- [12] F. X. Che, X. R. Zhang, and L. Ji, ‘Thermal Aging Induced Underfill Degradation and Its Effect on Reliability of Advanced Packaging’, in *2020 IEEE 70th (ECTC)*, Jun. 2020, pp. 1525–1532. doi: 10.1109/ECTC32862.2020.00240.
- [13] A. Inamdar, Y.-H. Yang, A. Prisacaru, P. Gromala, and B. Han, ‘High temperature aging of epoxy-based molding compound and its effect on mechanical behavior of molded electronic package’, *Polym. Degrad. Stab.*, vol. 188, p. 109572, Jun. 2021, doi: 10.1016/j.polymdegradstab.2021.109572.
- [14] W. Feng, ‘Caractérisation expérimentale et simulation physique des mécanismes de dégradation des interconnexions sans plomb dans les technologies d’assemblage a très forte

- densité d'intégration « boîtier sur boîtier » - Chapitre 4', thesis, Bordeaux 1, 2010. [Online]. Available: <http://www.theses.fr/2010BOR14014>
- [15]H. Walter *et al.*, 'Moisture induced swelling in epoxy moulding compounds', in *2013 IEEE 63rd ECTC*, May 2013, pp. 1703–1708. doi: 10.1109/ECTC.2013.6575803.
- [16]H. Shirangi, J. Auersperg, M. Koyuncu, H. Walter, W. H. Muller, and B. Michel, 'Characterization of dual-stage moisture diffusion, residual moisture content and hygroscopic swelling of epoxy molding compounds', in *EuroSimE 2008*, Apr. 2008, pp. 1–8. doi: 10.1109/ESIME.2008.4525009.
- [17]X. J. Fan and E. Suhir, Eds., *Moisture Sensitivity of Plastic Packages of IC Devices*. Boston, MA: Springer US, 2010. doi: 10.1007/978-1-4419-5719-1.
- [18]T.-C. Chiu *et al.*, 'A Mechanics Model for the Moisture Induced Delamination in Fan-Out Wafer-Level Package', in *2020 IEEE 70th ECTC*, Jun. 2020, pp. 1205–1211. doi: 10.1109/ECTC32862.2020.00193.
- [19]K. M. B. Jansen, M. F. Zhang, L. J. Ernst, D.-K. Vu, and L. Weiss, 'Effect of temperature and humidity on moisture diffusion in an epoxy moulding compound material', *Microelectron. Reliab.*, vol. 107, p. 113596, avril 2020, doi: 10.1016/j.microrel.2020.113596.
- [20]M. D. Placette, X. Fan, J.-H. Zhao, and D. Edwards, 'Dual stage modeling of moisture absorption and desorption in epoxy mold compounds', *Microelectron. Reliab.*, vol. 52, no. 7, pp. 1401–1408, Jul. 2012, doi: 10.1016/j.microrel.2012.03.008.
- [21]H. Ardebili, C. Hillman, M. A. E. Natishan, P. McCluskey, M. G. Pecht, and D. Peterson, 'A comparison of the theory of moisture diffusion in plastic encapsulated microelectronics with moisture sensor chip and weight-gain measurements', *IEEE Trans. Compon. Packag. Technol.*, vol. 25, no. 1, pp. 132–139, Mar. 2002, doi: 10.1109/6144.991185.
- [22]H. Lee, S. Phansalkar, and B. Han, 'Constant Poisson's Ratio of Thermosetting Polymers: Is It Reasonable for Accurate Thermal Stress Analysis?', in *2020 IEEE 70th ECTC*, Jun. 2020, pp. 2092–2096. doi: 10.1109/ECTC32862.2020.00324.
- [23]M. S. Zhang, S. W. R. Lee, and X. J. Fan, 'Hygrothermal Delamination Analysis of Quad Flat No-Lead (QFN) Packages', in *Moisture Sensitivity of Plastic Packages of IC Devices*, X. J. Fan and E. Suhir, Eds., in *Micro- and Opto-Electronic Materials, Structures, and Systems.*, Boston, MA: Springer US, 2010, pp. 389–409. doi: 10.1007/978-1-4419-5719-1_15.
- [24]W. Feng, F. Xu, and W. Xie, 'Moisture absorption and hygrothermal degradation of composite laminates repaired via double scarf method', *Mech. Adv. Mater. Struct.*, vol. 29, no. 26, Jun. 2021, doi: 10.1080/15376494.2021.1934761.
- [25]A. Tomas *et al.*, 'Reliability of Fan-Out Wafer Level Packaging For III-V RF Power MMICs', in *2021 IEEE 71st Electronic Components and Technology Conference (ECTC)*, Jun. 2021, pp. 1779–1785. doi: 10.1109/ECTC32696.2021.00281.
- [26]G. M. Odegard and A. Bandyopadhyay, 'Physical aging of epoxy polymers and their composites', *J. Polym. Sci. Part B Polym. Phys.*, vol. 49, no. 24, pp. 1695–1716, 2011, doi: 10.1002/polb.22384.
- [27]J. De Vreugd, 'The effect of aging on molding compound properties', 2011, [Online]. Available: <https://repository.tudelft.nl/islandora/object/uuid%3A906aa318-3878-4183-ac11-f0f33eae34dd>
- [28]J. de Vreugd *et al.*, 'Effect of postcure and thermal aging on molding compound properties', in *2009 11th ECTC*, Dec. 2009, pp. 342–347. doi: 10.1109/EPTC.2009.5416524.
- [29]J.-Y. Delétage, 'Etude de la durée de vie d'assemblages microélectroniques par l'utilisation de simulations, de modèles de dégradation et de circuits intégrés spécifiques de test - Chapitre 4', thesis, Bordeaux 1, 2003. [Online]. Available: <http://www.theses.fr/2003BOR12796>

- [30]C. Sart, ‘Etude expérimentale et numérique des contraintes mécaniques dans les architectures tridimensionnelles sur silicium pour les applications d’imagerie - Chapitre 1’, 2019. [Online]. Available: <http://www.theses.fr/s123501>
- [31]C. H. Liu and H. Chung, ‘A Reliability Test on PBGA Packaging Through Piezoresistive Stress Sensor’, presented at the DTIP of MEMS & MOEMS, Taiwan, 2009.
- [32]X. Zhang and R. Rajoo, ‘Application of Piezoresistive Stress Sensor in Wafer Bumping and Drop Impact Test of Embedded Ultrathin Device’, *IEEE Trans. Compon. Packag. Manuf. Technol.*, vol. 2, no. 6, Art. no. 6, 2012, doi: 10.1109/TCPMT.2012.2192731.
- [33]E. Möller, A. Schiffmacher, A. Wijaya, and J. Wilde, ‘In-Situ Measurement of Stress Development in ECA for Die-Attachment of Electronic Devices’, presented at the 2016 IEEE 66th ECTC, 2016. doi: 10.1109/ECTC.2016.105.
- [34]V. Tilak, J. Jiang, P. Batoni, and A. Knobloch, ‘GaN based high temperature strain gauges | SpringerLink’, *J. Mater. Sci. Mater. Electron.*, vol. 19, Jun. 2007, doi: 10.1007/s10854-007-9331-4.
- [35]Y. Zhao, Y. Liu, Y. Li, and Q. Hao, ‘Development and Application of Resistance Strain Force Sensors’, *Sensors*, vol. 20, no. 20, Art. no. 20, Jan. 2020, doi: 10.3390/s20205826.
- [36]H.-Q. Nguyen *et al.*, ‘Dependence of offset voltage in AlGaN/GaN van der Pauw devices under mechanical strain’, *Mater. Lett.*, vol. 244, pp. 66–69, Jun. 2019, doi: 10.1016/j.matlet.2019.02.050.
- [37]K. Liu, H. Zhu, S. Feng, L. Shi, Y. Zhang, and C. Guo, ‘The effect of external stress on the electrical characteristics of AlGaN/GaN HEMTs’, *Microelectron. Reliab.*, vol. 55, no. 6, pp. 886–889, May 2015, doi: 10.1016/j.microrel.2015.03.012.
- [38]S. A. Eliza, S. K. Islam, S. Mostafa, and F. S. Tulip, ‘Modeling of AlGaN/GaN HEMT based stress sensors’, in *ICECE 2010*, Dec. 2010, pp. 306–309. doi: 10.1109/ICELCE.2010.5700689.
- [39]S. N. G. Chu *et al.*, ‘Piezoelectric polarization-induced two dimensional electron gases in AlGaN/GaN heteroepitaxial structures: Application for micro-pressure sensors’, *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 409, no. 1–2, pp. 340–347, Nov. 2005, doi: 10.1016/j.msea.2005.05.119.
- [40]M. s.a.r.l 352 and S. Wahrane, ‘Linseis Chip DSC 1’, Minael - Matériels scientifiques de laboratoire. [Online]. Available: <https://minael.ma/fr/product/linseis-chip-dsc-1-calorimetre-differentiel-balayage/>
- [41]M.-J. Yim and et al., ‘Highly reliable non-conductive adhesives for flip chip CSP applications’, *IEEE Trans. Electron. Packag. Manuf.*, 2003, doi: 10.1109/TEPM.2003.817715.
- [42]F. Kundie, C. H. Azhari, A. Muchtar, and Z. A. Ahmad, ‘Effects of Filler Size on the Mechanical Properties of Polymer-filled Dental Composites: A Review of Recent Developments’, *J. Phys. Sci.*, vol. 29, no. 1, May 2018, doi: 10.21315/jps2018.29.1.10.
- [43]C. Mélusson, ‘Thermomechanical simulations and characterization of packaged components’, Master Thesis, Technische Universität Darmstadt, 2022.
- [44]Z. Zhang *et al.*, ‘Dual Laser Beam Asynchronous Dicing of 4H-SiC Wafer’, *Micromachines*, vol. 12, p. 1331, Oct. 2021, doi: 10.3390/mi12111331.
- [45]J. Yang, Y. Cheng, and F. Xiao, ‘Synthesis, thermal and mechanical properties of benzocyclobutene-functionalized siloxane thermosets with different geometric structures’, *Eur. Polym. J.*, vol. 48, no. 4, pp. 751–760, Apr. 2012, doi: 10.1016/j.eurpolymj.2012.01.006.
- [46]K. S. Siow, ‘Mechanical properties of nano-silver joints as die attach materials’, *J. Alloys Compd.*, vol. 514, pp. 6–19, Feb. 2012, doi: 10.1016/j.jallcom.2011.10.092.
- [47]S. Yeh *et al.*, ‘Lidded FCCSP warpage evaluation: Process modeling and characterization of the effect of viscoelasticity and cured shrinkage for molded underfill’, in *2016 11th IMPACT*, Oct. 2016, pp. 91–94. doi: 10.1109/IMPACT.2016.7800055.

- [48]JEDEC Standard No. 22-A104F, ‘Temperature Cycling’. Jedec Solid State Technology Association, Nov. 2020.
- [49]X. Fan and V. Nagaraj, ‘Finite element modeling of anomalous moisture diffusion with dual stage model’, in *2012 IEEE 62nd ECTC*, San Diego, CA, USA: IEEE, May 2012, pp. 1190–1193. doi: 10.1109/ECTC.2012.6248987.
- [50]S. Yoon, B. Han, and Z. Wang, ‘On Moisture Diffusion Modeling Using Thermal-Moisture Analogy’, *J. Electron. Packag.*, vol. 129, no. 4, pp. 421–426, Dec. 2007, doi: 10.1115/1.2804090.
- [51]H. T. Tran, M. H. Shirangi, X. Pang, and A. A. Volinsky, ‘Temperature, moisture and moisture effects on copper leadframe/EMC interfacial fracture toughness’, *Int. J. Fract.*, vol. 185, no. 1, pp. 115–127, Jan. 2014, doi: 10.1007/s10704-013-9907-3.
- [52]G. Xia, F. Qin, W. Zhu, C. Gao, and X. Ma, ‘Interfacial delamination and reliability design of exposed pad packages’, in *2012 13th ICEPT*, Aug. 2012, pp. 588–594. doi: 10.1109/ICEPT-HDP.2012.6474688.
- [53]J. Crank, *The Mathematics of Diffusion*. Clarendon Press, 1979.
- [54]JEDEC, ‘JESD22-A120B Test Method for the Measurement of moisture diffusivity’. Jul. 2014.
- [55]V. Cartailleur, ‘Study of temperature and moisture impact on water diffusion in materials and on electronic circuits failure mechanisms - Chapter 2’, 2021. [Online]. Available: <https://theses.hal.science/tel-03474166/document>
- [56]J. Cocard, A. Céline, S. Fréour, and F. Jacquemin, ‘Vers une méthodologie d’identification des paramètres de diffusion d’eau dans les polymères et composites.’, 2017.
- [57]J. Zhou and J. P. Lucas, ‘Hygrothermal effects of epoxy resin. Part I: the nature of water in epoxy’, *Polymer*, vol. 40, no. 20, pp. 5505–5512, Sep. 1999, doi: 10.1016/S0032-3861(98)00790-3.
- [58]JEDEC, ‘JESD22A113E - Preconditioning of Nonhermetic Surface Mount Devices Prior to Reliability Testing’. Mar. 2006.
- [59]C. Jang, B. Han, and S. Yoon, ‘Comprehensive Moisture Diffusion Characteristics of Epoxy Molding Compounds Over Solder Reflow Process Temperature’, *IEEE Trans. Compon. Packag. Technol.*, vol. 33, no. 4, pp. 809–818, Dec. 2010, doi: 10.1109/TCAPT.2010.2063430.
- [60]C.-H. Shen and G. S. Springer, ‘Moisture Absorption and Desorption of Composite Materials’, *J. Compos. Mater.*, vol. 10, no. 1, pp. 2–20, Jan. 1976, doi: 10.1177/002199837601000101.
- [61]E. K. L. Chan and M. M. F. Yuen, ‘Study of Interfacial Moisture Diffusion at Cu/Epoxy Interface by FTIR-MIR Technique’, in *2007 57th ECTC*, Sparks, NV, USA: IEEE, 2007, pp. 1782–1787. doi: 10.1109/ECTC.2007.374038.
- [62]X. J. Fan, E. Suhir, M. H. Shirangi, and B. Michel, ‘Mechanism of Moisture Diffusion, Hygroscopic Swelling, and Adhesion Degradation in Epoxy Molding Compounds’, in *Moisture Sensitivity of Plastic Packages of IC Devices*, Boston, MA: Springer US, 2010, pp. 29–69. doi: 10.1007/978-1-4419-5719-1_2.
- [63]D. Lévêque, A. Schieffer, A. Mavel, and J.-F. Maire, ‘Analysis of how thermal aging affects the long-term mechanical behavior and strength of polymer–matrix composites’, *Compos. Sci. Technol.*, vol. 65, no. 3, pp. 395–401, Mar. 2005, doi: 10.1016/j.compscitech.2004.09.016.
- [64]X. J. Fan, S. W. R. Lee, and Q. Han, ‘Experimental investigations and model study of moisture behaviors in polymeric materials’, *Microelectron. Reliab.*, vol. 49, no. 8, pp. 861–871, Aug. 2009, doi: 10.1016/j.microrel.2009.03.006.
- [65]H. S. Kim and H. G. Song, ‘Investigation of moisture-induced failures of stacked-die package’, *Microelectron. Reliab.*, vol. 47, no. 9, pp. 1673–1679, Sep. 2007, doi: 10.1016/j.microrel.2007.07.014.

- [66]B. Dao, J. Hodgkin, J. Krstina, J. Mardel, and W. Tian, ‘Accelerated aging versus realistic aging in aerospace composite materials. I. The chemistry of thermal aging in a low-temperature-cure epoxy composite’, *J. Appl. Polym. Sci.*, vol. 102, no. 5, pp. 4291–4303, 2006, doi: 10.1002/app.24862.
- [67]‘JEDEC - JEP167A Characterization of interfacial adhesion in semiconductor packages’. JEDEC.

Résumé/Abstract

Titre : Contribution à l'évaluation de la fiabilité des assemblages QFN et WLP : Etudes thermo- et hygro-mécaniques des résines d'encapsulation

Résumé : Cette thèse est en partenariat avec le laboratoire IMS et l'entreprise UMS. Elle se place dans le contexte de développement et d'évaluation de technologie d'encapsulation permettant une intégration hétérogène. L'objectif de cette thèse est de comprendre comment l'interaction entre la résine d'encapsulation et les puces influe sur la fiabilité du composant et peut mener à des défaillances liées à des contraintes thermiques et en humidité. Les objectifs de ces travaux sont aussi de déterminer l'influence du choix de résine d'encapsulation et donc des propriétés matériaux sur le comportement thermomécanique et hygromécanique du composant. Il s'agit donc d'établir une méthodologie d'étude de ces comportements par l'analyse des résines d'encapsulation.

Mots clés : Encapsulation, Fiabilité, Résine, Humidité, Thermomécanique

Title: Contribution to the evaluation of the reliability of the QFN and WLP packages : thermo- and hygro-mecanical study of the epoxy mold compounds

Abstract: This work is placed in the context of development and evaluation of packaging technology allowing heterogeneous integration. The objective of this thesis is to understand how the interaction between the mold compound and the dies influences the reliability of the component and can lead to failures linked to thermal and humidity stress. The objectives of this work are also to determine the influence of the choice of the resin and therefore of the material properties on the thermomechanical and hygromechanical behavior of the component. It is therefore a question of establishing a methodology for studying these behaviors through the analysis of encapsulation resins.

Keywords: Packaging, Reliability, Epoxy Mold Compound, Moisture, Thermomechanical
