



HAL
open science

Étude de la nocivité d'un défaut de fonderie sur la durée de vie en fatigue à haute température d'une aube monocristalline, cas du joint de grains

Mélanie Leroy

► **To cite this version:**

Mélanie Leroy. Étude de la nocivité d'un défaut de fonderie sur la durée de vie en fatigue à haute température d'une aube monocristalline, cas du joint de grains. Autre. Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2013. Français. NNT : 2013ENMP0065 . pastel-00963732

HAL Id: pastel-00963732

<https://pastel.hal.science/pastel-00963732>

Submitted on 21 Mar 2014

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.

Ecole doctorale n°432 : Science pour les Métiers de l'Ingénieur

Doctorat ParisTech

THÈSE

pour obtenir le grade de docteur délivré par

l'École nationale supérieure des mines de Paris

Spécialité « Sciences et Génie des matériaux »

présentée et soutenue publiquement par

Mélanie LEROY

le 10 Décembre 2013

Étude de la nocivité d'un défaut de fonderie sur la durée de vie en fatigue à haute température d'une aube monocristalline, cas du joint de grains

Directeur de thèse : **David RYCKELYNCK**

Co-encadrement de la thèse : **Luc RÉMY**

Alain KÖSTER

Jury

M. Khemais SAANOUNI, Professeur, ICD/LASMIS, Université technologique de Troyes

M. Sylvain CALLOCH, Professeur, LBMS, ENSTA Bretagne

M. Fahrad REZAÏ-ARIA, Professeur, EMAC Albi

M. Franck GALLERNEAU, Maître de recherche, DMSM, ONERA

M. Arnaud LONGUET, Docteur Ingénieur, SNECMA

M. David RYCKELYNCK, Professeur, Centre des matériaux, Mines Paris Tech

M. Luc RÉMY, Professeur, Centre des matériaux, Mines Paris Tech

M. Alain KÖSTER, Maître de recherche, Centre des matériaux, Mines Paris Tech

Président

Rapporteur

Rapporteur

Examinateur

Examinateur

Examinateur

Examinateur

Examinateur

Remerciements

L'aventure qu'est la thèse se résume par les 200 pages à lire après ces remerciements, mais aussi par tous les gens que j'ai pu côtoyer durant ces 4 années et qui ont participé de près ou de loin à ce travail de part leur apport scientifique, leur aide ou tout simplement leur présence.

Cette thèse s'est déroulée au Centre des Matériaux, un centre qui rassemble des personnes ô combien différentes, mais pour un grand nombre très attachantes ou pas.

Je commencerais par les remerciements au jury et à mes différents encadrants.

Je remercie mes partenaires industriels sans qui la thèse n'aurait pas vue le jour. Je remercie donc l'Onera pour avoir financé cette étude au sein du programme PRC structures chaudes et Snecma pour avoir fourni le matériau de l'étude et effectué les différents traitements thermiques et bien sûr le centre des matériaux pour m'avoir accueillie pendant ces 4 années.

Je remercie Sylvain Calloch et Fahrad Rezaï-Aria d'avoir accepté de rapporter ce travail de thèse. Vos remarques lors de la soutenance m'ont permis de prendre du recul sur mon étude et surtout de la voir d'un oeil différent. Je remercie Franck Gallerneau pour le grand intérêt qu'il a porté à mon manuscrit de part les corrections apportées. Et enfin je remercie Khemais Saanouni d'avoir accepté d'être président de mon jury.

Je remercie mon directeur de thèse David Ryckelynck. David merci de m'avoir permis de faire une thèse au CdM. Je tenais à te remercier tout particulièrement pour ton encadrement au cours de cette thèse qui m'a été profitable tant sur le plan du développement de mes compétences personnelles (autonomie, confiance en soi...) que professionnelle (méthodes de calculs, remaillage, ...). Je te remercie aussi pour tes encouragements durant ces derniers mois particulièrement difficiles où tu as su corriger efficacement la forme de mes travaux et où tu n'as pas hésité, quand tu as jugé cela nécessaire, à solliciter l'aide avisée de l'école doctorale (Jérôme Crespin notamment).

Je remercie également mes deux co-directeur Luc Rémy et Alain Köster. Merci à Luc de m'avoir débloquée quand la situation l'exigeait même s'il était difficile de coordonner nos emplois du temps.

Alain, merci pour ton soutien tout au long de la thèse, tu l'as montré d'une manière certes un peu rustre mais on s'habitue à faire face à toutes les situations grâce ou à cause de toi. Je te remercie pour ta longue implication dans la correction du manuscrit et de m'avoir initiée aux essais de fatigue, c'est grâce à ton aide que les premiers essais sur aubes de turbines au CDM ont pu être mis en place.

Je remercie mon responsable industriel Arnaud Longuet pour le vif intérêt qu'il a toujours porté à l'étude et son aide pour toutes les demandes que j'ai pu lui faire.

Viens ensuite les remerciements avec les différentes personnes avec qui j'ai pris plaisir à travailler ou à discuter.

Je tiens à remercier les membres de l'équipe CHT dont j'ai fait partie pendant ces 4 années. Alors tout d'abord un grand merci aux techniciens de l'équipe Steve, Mathieu et David. C'est grâce à vous que j'ai pu mener mes essais dans de bonnes conditions. Merci à Steve pour ta bonne humeur et ton sérieux au travail. Cela a été un plaisir de travailler avec toi et d'échanger sur divers sujets. Merci à Mathieu d'avoir toujours répondu présent pour toutes les fois où je t'ai demandé de l'aide pour des choses plus ou moins pénibles (le réglage des caméras, les tuyaux d'eau qui deviennent fous,...). Ça fait plaisir de travailler avec quelqu'un de volontaire même si je te chambrçais souvent là-dessus ;). Et merci à vous deux pour tous les petits délires partagés, vous savez de quoi je parle ;). Et enfin merci à David pour m'avoir permis de faire des essais à haute température grâce à ton savoir-faire sur le chauffage par induction !

Merci à Loïc pour m'avoir transmis ta connaissance sur la mesure de l'orientation cristallographique des monocristaux par la méthode de Laue en retour !!! Moi qui n'y connaissait rien, tu as eu la patience de tout m'apprendre !!! Merci pour ta gentillesse également. Vincent, merci pour ta bonne humeur, c'est peut être dû au fait qu'on ait jamais travaillé ensemble !

Je remercie chaleureusement les membres de l'atelier qui m'ont permis d'une part de faire mes essais sur aube de turbine puisque le montage et les entailles sur aube ont été usinés à l'atelier du CDM. Grâce à leur savoir faire, ils ont toujours su répondre à mes attentes même si elles étaient quelquefois un peu farfelues. Et d'autre part pour les nombreuses discussions plus ou moins sérieuses qu'on a pu avoir surtout avec JP et Christophe (pour le côté moins sérieux évidemment), pour tous les chocolats que j'ai pu manger grâce à Jojo. Alors un grand merci à René, Jojo, Jean-Pierre, Christophe, Franck B. (non toujours pas de coiffeur pour moi :p). Et ne vous inquiétez pas, j'aurais toujours une pensée pour vous pour les années à venir !!

Un grand merci à Djamel qui m'a toujours aidé avec enthousiasme lorsque j'avais un problème de simulation. Faut dire qu'il en a passé du temps à régler mes problèmes de calculs, de remailage et j'en passe ... Bon après il a été récompensé en gâteaux mais c'est un secret.

Merci à Thibault de Snecma Gennevilliers pour avoir passé un certain nombre de journées à faire des clichés de Laue et des heures de dépouilles pour trouver ces satanés angles d'Euler !!!

Je tiens à remercier également les membres de mon bureau qui ont permis de toujours travailler dans la bonne humeur. Tout d'abord les anciens avec Clara, Huaidong, Jianqiang, Pf (à qui j'ai volé le bureau mais qui ne m'en a jamais voulu ;), faut dire que quand il venait, il en avait pas trop besoin :p) et Auréliane. Ainsi que les nouveaux avec Mighao, Franck alias Franckette (avec sa modestie surdéveloppée) et Victor alias Tac (pour sa consommation excessive d'oléagineux). Ils vont dire que je les ai tous martyrisés mais dans le fond ils ont bien apprécié mon humour un peu noir surtout Franckette mon souffre douleur préféré ;). Alors merci les gars, on a bien rigolé pendant l'année ou les années pour certains que nous avons partagée ;).

Les personnes extérieures au bureau avec qui j'ai pris aussi plaisir à discuter. Tout d'abord les personnes du bureau d'en face avec Guillaume, Melchior qu'on entend toujours arriver avec son rire des plus discret, Mathieu le bourin fan du psg, Anne (occupe toi bien de mes marmottes origami), Julie (merci surtout pour ton aide pour le jour J et bonnes commandes de bijou), Maria, François-Xavier et Hélène (bon courage pour la suite, c'est vous la relève des CHT ;)), Damien G., Greg pour ta bonne humeur à toute épreuve, Laurent pour ta douceur légendaire et tes frites, Olivier T. alias Doudou, Fred pour ton zen et pour toute l'aide que tu m'as fournie pour les cartographies EBSD, Fabrice pour les dépannages MEB, Pika pour toutes les choses que l'on a pu partager, Aurélie B. en

ta qualité d'ancienne de CHT pour m'avoir appris comment gérer une thèse dans l'équipe. J'espère n'avoir oublié personne!!

Merci également à Konaly pour être autant décalée et être toujours prête à aider avec le sourire. Cela a été un grand plaisir d'avoir pu papoter avec toi.

Et enfin les personnes les plus proches qui par leur présence quotidienne ou ponctuelle font d'elles une aide précieuse.

Je remercie mes amis pour leur soutien et leur compréhension face à ma période de renfermement pendant à la thèse. Donc à ma copine d'enfance Aurélie (la vieille peau) que j'ai un peu délaissée durant ces années de thèse mais qui reste ma soeur d'adoption. A ma copine de prépa Cécile que j'ai retrouvé durant la thèse qui m'a toujours soutenue. C'est toujours un plaisir de parler, sortir, déconner avec toi! Merci d'être venue me soutenir lors de ce moment, cela m'a beaucoup touchée. Et enfin à Anne-Laure qui n'a pas changé depuis nos 16 ans, ce côté un peu déjanté a le don de faire relativiser :). Donc oui j'ai des copines pour ceux que ça étonnerait encore!! Merci également à Raphaël, mon pote d'école d'ingé. Bon on s'appelle pas souvent mais le temps n'efface pas l'amitié;), alors merci d'être là!

Je remercie également ma petite soeur Annabelle dite la truite, truitosaure et j'en passe..., oui j'adore les surnoms!! Autant on peut ne pas se parler pendant des mois comme on peut se parler tous les jours. En tout cas on s'est bien soutenues toutes les deux pendant nos périodes de galériennes :D.

Vient le tour de mes deux potes préférés, mes deux compères, mes deux bretons Meriadeg le aye aye et Philippe la patate. Merci pour votre soutien inconditionnel et votre compagnie au quotidien. Vous avez toujours répondu présent quand j'en avais besoin. Grâce à vous les heures les plus noires de la thèse ont quand même été un plaisir. Evidemment je pourrais écrire plus de choses sur tout ce qu'on a partagé durant ces 3-4 années, mais vous savez déjà ce que je pense c'est pas la peine;) et vive la Bretagne :D (sinon vous allez être tristes).

Merci à Meri de m'avoir fait comprendre que dans la vie il y a pas que le boulot et que ça sert à rien de se stresser "Mais tu t'en fous!".

Merci à bulot pour toute la philosophie de vie que tu as tenté de me transmettre avec plus ou moins de succès :p "On verra".

Je remercie HA pour son soutien surtout lors de ses derniers mois quelque peu difficiles pour moi. Merci d'avoir supporté mes décisions, de m'avoir prêté main forte pour la quantité de vaisselle pour le pot et d'avoir été là pour moi pendant ces moments difficiles. Alors merci pour tout.

Et enfin je remercie mes parents d'être venus assister à ma soutenance et de m'avoir prêtée main forte pour la préparation du pot.

Table des matières

1	Introduction	15
2	État de l'art	19
2.1	Les aubes de turbines	20
2.1.1	Moulage à la cire perdue et solidification dirigée	21
2.1.2	Défauts de fonderie	21
2.2	Présentation du matériau	24
2.2.1	Microstructure de l'AM1	24
2.2.2	Anisotropie cristalline de l'AM1	27
2.2.3	Joint de grains	28
2.2.4	Mesure de l'orientation cristallographique des aubes et éprouvettes	32
2.3	Comportement mécanique de l'AM1	33
2.3.1	Influence de la température	33
2.3.2	Influence de l'orientation cristallographique	35
2.3.3	Fissuration de l'AM1, effet d'environnement	36
2.3.4	Lois de comportement	36
2.4	Le phénomène de fatigue	39
2.4.1	Définitions et grandeurs générales	39
2.4.2	Modes de fissuration	39
2.4.3	Endommagement sur structures	41
2.5	Mécanismes d'endommagement	41
2.5.1	Endommagement de fatigue	41
2.5.2	Endommagement par fluage	43
2.5.3	Endommagement par oxydation	44
2.5.4	Durée de vie de l'AM1	44
2.5.5	Effet du joint de grains sur l'endommagement	48
2.5.6	Modèle de prédiction de durée de vie Fat-Flu	48
2.6	Endommagement sur aubes de turbines	51
3	Méthodologie générale pour les essais technologiques	53
3.1	Méthodologie générale fondée sur les essais technologiques	55
3.2	Sélection des aubes pour les essais	58
3.3	Nomenclature des éprouvettes de structure testées	58
3.4	Conception du dispositif expérimental	59
3.4.1	Sollicitation mécanique	59
3.4.2	Suivi de l'endommagement	59
3.4.3	Système de chauffage	61
3.4.4	Caméra infrarouge	63

3.5	Détermination des conditions d'essais par simulations numériques	65
3.5.1	Conditions de chargement (retour élastique)	65
3.5.2	Optimisation de l'entaille par rapport au type de chargement	66
3.5.3	Maillage de l'éprouvette de structure avec grignotage ou remaillage	72
3.5.4	Gradient thermique simplifié ou reconstruction du gradient thermique par la méthode Gappy POD	72
3.6	Résultats expérimentaux	74
3.6.1	Méthodologie expérimentale sur éprouvettes de structure	75
3.6.2	Entaille large	75
3.6.3	Entailles multiples	79
3.6.4	Entaille fine	94
3.6.5	Essais de cisaillement	97
3.6.6	Bilan de l'étude expérimentale sur éprouvettes de structures	104
3.7	Conclusions	105
4	Analyse de l'influence du joint de grains	107
4.1	Influence des paramètres sur le joint de grains	109
4.1.1	Effet de la désorientation	109
4.1.2	Effet de la rugosité du joint de grains	110
4.1.3	Effet de l'oxydation/ Notion de couplage	111
4.1.4	Bilan des effets	114
4.2	Étude sur élément de volume : éprouvettes bicristallines	114
4.2.1	Démarche expérimentale	114
4.2.2	Méthodologie de préparation et dépouillement des essais	116
4.2.3	Comportement cyclique	118
4.2.4	Durée de vie et fissuration	118
4.2.5	Analyses micrographiques	122
4.2.6	Bilan de l'étude expérimentale sur élément de volume	125
4.3	Tentative de modélisation de la durée de vie à partir des éprouvettes bicristallines de type élément de volume	125
4.3.1	Description du comportement	125
4.3.2	Etablissement du critère	130
4.3.3	Critère Fat-Flu	133
4.3.4	Critère en énergie	135
4.4	Conclusions	135
5	Analyse critique du modèle d'amorçage	141
5.1	Résultats numériques obtenus sur éprouvette de structure	142
5.1.1	Déplacement	142
5.1.2	Zones de concentration de contrainte	145
5.1.3	Éprouvettes de structure testées à 950°C	154
5.1.4	Bilan	157
5.2	Application des critères de durée de vie	164
5.2.1	Passage de l'élément de volume à la structure	164
5.2.2	Application du critère de durée de vie mis en place sur éprouvettes bicristallines de type élément de volume à l'éprouvette bicristalline de type structure	166
5.3	Conclusions	175
6	Conclusion générale et Perspectives	179

A		183
A.1	Dépouillement des clichés de Laue	183
B		187
B.1	Plan du montage pour éprouvette de structure	187
C		205
C.1	Reconstruction du champ thermique par la méthode Gappy POD	205
C.1.1	La théorie de l'approximation	205
C.1.2	Equations de la chaleur	205
C.1.3	Construction d'une base POD issue d'un modèle de sources de chaleur	206
C.1.4	Reconstruction d'une forme de champ avec des mesures masquées	208
C.1.5	Projection des mesures dans une base réduite	210
D		211
D.1	Récapitulatif des essais sur aubes	211
D.1.1	Plan des entailles effectuées	211
D.1.2	Récapitulatif des résultats d'essais	215

Table des figures

1.1	Moteur militaire M88	15
1.2	Aube de turbine haute pression du moteur militaire M88	16
1.3	Evolution de la température de service des superalliages [Haudin and Gourgues-Lorenzon, 2010]	17
2.1	Structures équiaxe, colonnaire et monocristalline	20
2.2	Parties décrivant l'aube	21
2.3	Principe de solidification dirigée avec un sélecteur de grain	22
2.4	Défauts de fonderie de type grain parasite	23
2.5	Présence de porosité dans l'épaisseur des parois de l'aube	24
2.6	Structure dendritique d'un superalliage à base de nickel	25
2.7	Microstructure biphasée du superalliage monocristallin à base de nickel	26
2.8	Répartition des sites A et B sur le réseau CFC dans la maille élémentaire du composé (Ni_3Al) de structure $L1_2$ (phase γ') ([Bouvard, 2006])	27
2.9	(a) Structure CFC d'un matériau cristallin, (b) Représentation du plan de glissement (111)[$\bar{1}\bar{1}0$], (c) Schéma représentant le plan de glissement ([Zhuang et al., 2010])	27
2.10	Description des angles d'Euler	29
2.11	Mise en évidence des dendrites en présence de deux monocristaux	30
2.12	Morphologie du joint de grains sur la surface d'une aube bicristalline	30
2.13	Morphologie du joint de grain dans l'épaisseur de la paroi extradors de l'aube, EBSD à droite	31
2.14	Relation entre la croissance des dendrites et la morphologie du joint de grains	31
2.15	Cliché de Laue	32
2.16	Passage du repère échantillon (pied de sapin de l'aube) au repère du cristal	33
2.17	Progression de la déformation inélastique par bandes de glissement en fonction du nombre de cycle pour une éprouvette d'orientation [001] testée à $20^\circ C$ [Hanriot, 1993]	34
2.18	Boucles d'Hystérésis $\sigma = f(\epsilon_t)$ à $650^\circ C$, $950^\circ C$ et $1100^\circ C$ [Fleury, 1991]	34
2.19	Influence de l'orientation cristallographique sur l'allure des boucles contrainte-déformation totale pour les amplitudes de déformation plastique équivalentes à $950^\circ C$ [Fleury, 1991]	35
2.20	Comparaison des courbes de fissuration sous air et sous vide à $950^\circ C$ [Fleury, 1991]	36
2.21	Projection de la contrainte appliquée à l'éprouvette dans un plan de glissement et une direction de glissement [Dorlot et al., 2000]	39
2.22	Nomenclature pour un chargement de fatigue d'amplitude constante	40
2.23	Représentation schématique des trois modes de rupture	40
2.24	Comparaison des courbes de durée de vie en fonction de différentes températures pour l'orientation [001] [Fleury, 1991]	45
2.25	Comparaison des courbes de durée de vie en fonction de différentes orientations cristallographiques pour une température de $950^\circ C$ [Defresne, 1989], [Fleury, 1991]	46

2.26	Diagramme de durée de vie de l'AM1 à 950°C pour différentes fréquences $f = 50Hz, 5Hz, 0.5Hz$ [Gallerneau, 1995]	47
2.27	Diagramme de durée de vie de l'AM1 à 1100°C pour différents rapports de charge $R_\sigma = 0, 0.5$ et 0.7 [Gallerneau, 1995]	47
3.1	Méthodologie d'étude d'un défaut de fonderie sur pièce réelle	57
3.2	Aubes de turbine haute pression	58
3.3	Montage expérimental	60
3.4	Schéma synoptique des essais sur éprouvettes de structure	61
3.5	Vue de l'intrados par une caméra CCD	62
3.6	Chauffage par induction sur éprouvette de structure	63
3.7	Position des thermocouples lors d'un essai sur structure	64
3.8	Relation entre l'angle d'observation et l'émissivité d'un caoutchouc (1) et d'un acier inox (2) (mesure à 80°C) [Pajani, 2001]	65
3.9	Conditions aux limites de l'aube	67
3.10	Comparaison des concentrations de contrainte normale au plan moyen du joint de grains et des glissements octaédriques cumulés au 9ème cycle pour différentes position du joint de grains au sein de l'éprouvette de structure	68
3.11	Schématisation des entailles effectuées sur les éprouvettes de structure à entaille large	69
3.12	Schématisation des entailles effectuées sur les éprouvettes de structure à entailles multiples	70
3.13	Schématisation des entailles effectuées sur les éprouvettes de structure à entaille fine	70
3.14	Schématisation des entailles effectuées sur les éprouvettes de structure de cisaillement	71
3.15	Optimisation des entailles effectuées dans les éprouvettes de structure	71
3.16	Modification du maillage par l'addition d'entaille sur l'éprouvette de structure A20/F/EL	73
3.17	Effet du maillage sur la concentration de contrainte sur l'éprouvette de structure A20/F/EL ($F_{max}=1,5kN, R_\sigma=0,067$)	73
3.18	Effet de la répartition du gradient de température sur la répartition des glissements cubiques pour l'éprouvette de structure A650/F/EL ($F_{max} = 1,5kN, R=0,067$)	74
3.19	Matrice d'essais sur éprouvettes bicristallines de structure	76
3.20	Modification du maillage par l'addition d'entaille sur l'éprouvette de structure A20/F/EL	77
3.21	Évolution de la charge en fonction du déplacement du piston pour une éprouvette de structure à large entaille à 20°C (A20/F/EL) et 650°C (A650/F/EL)	78
3.22	Évolution de l'amplitude de déplacement du piston en fonction du nombre de cycles pour une éprouvette de structure à large entaille à 20°C (A20/F/EL) et 650°C (A650/F/EL)	79
3.23	Zone d'amorçage de fissure pour l'aube A20/F/LE testée à 20°C, $F_{max}=1,5kN, R_{force}=0,067, f=1Hz$	80
3.24	Zone d'amorçage de fissure pour l'aube A650/F/LE testée à 650°C, $F_{max}=1,5kN, R_{force}=0,067, f=1Hz$	81
3.25	Zoom sur le faciès de rupture de l'aube A20/F/LE testées à 20°C, $F_{max}=1,5kN, R_{force}=0,067, f=1Hz$	81
3.26	Évolution de l'amplitude de déplacement du piston en fonction du nombre de cycles à la rupture pour une éprouvette de structure à multiples entailles à 650°C et 950°C	87
3.27	Cartographie EBSD de la zone fissurée de l'aube A650/F/EM/1 à 200µm ($F_{max} : 0,35kN, f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,14$)	88
3.28	Cartographie EBSD de la zone fissurée de l'aube A650/F/EM/1 à 800µm ($F_{max} : 0,35kN, f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,125$)	88
3.29	Méthodologie de l'analyse EBSD de la propagation de la fissure selon le joint de grains pour l'éprouvette à A650/F/EM/2 ($F_{max} : 0,4kN, F : 1Hz$ et $R_{force} : 0,125$)	90

3.30	Zoom de la zone fissurée de l'éprouvette de structure A650/F/EM/2 ($F_{max} : 0,4kN$, $f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,125$)	91
3.31	Faciès de rupture de l'éprouvette A650/F/EM/2 ($F_{max} : 0,4kN$, $f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,125$)	91
3.32	Chemin de propagation de la fissure au niveau de la partie supérieure de l'entaille pour l'éprouvette de structure A950/F/EM ($F_{max} : 0,3kN$, $f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,33$)	92
3.33	Faciès de rupture de l'éprouvette de structure A650/F/EM/2 ($F_{max} : 0,4kN$, $f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,125$)	93
3.34	Présence d'oxydation sur le faciès de rupture de l'éprouvette de structure A650/F/EM/2 ($F_{max} : 0,4kN$, $f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,125$)	93
3.35	Faciès de rupture de l'éprouvette A950/F/EM ($F_{max} : 0,3kN$, $f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,33$)	94
3.36	Entaille réalisée sur l'éprouvette de structure A950/F/EF, désorientation relative : 36/10/72 ($F_{max} : 1kN$, $f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,1$)	95
3.37	Gradient de température pour l'éprouvette de structure A950/F/EF ($F_{max} : 1kN$, $f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,1$)	95
3.38	Évolution de la charge en fonction de l'amplitude de déplacement du piston au 100ème et dernier cycle pour l'éprouvette de structure A950/F/EF testée $950^{\circ}C$ ($F_{max} : 1kN$, $f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,1$)	96
3.39	Évolution de l'amplitude de déplacement du piston en fonction du nombre de cycles pour une éprouvette de structure A950/F/EF ($F_{max} : 1kN$, $f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,1$)	97
3.40	Influence de la température sur le type de propagation de fissure pour l'éprouvette de structure A950/F/EF ($F_{max} : 1kN$, $f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,1$)	98
3.41	Faciès de rupture de l'éprouvette de structure A950/F/EF ($F_{max} : 1kN$, $f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,1$)	99
3.42	Entailles réalisées sur l'aube de cisaillement A650/C (désorientation relative : 31/10/35) et A650/C/Mono	99
3.43	Joint de grains de l'éprouvette de structure A650/C	100
3.44	Gradient de température pour les éprouvettes de structure A650/C et A650/C/mono ($F_{max} : 0,5kN$, $f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,2$)	100
3.45	Evolution de la charge en fonction de l'amplitude de déplacement du piston pour les éprouvettes de structure A650/C/Mono et A650/C	101
3.46	Evolution de l'amplitude de déplacement du piston en fonction du nombre de cycles pour les éprouvettes de structure A650/C/Mono et A650/C	101
3.47	Propagation de fissure côté externe de l'intrados	102
3.48	Faciès de rupture de l'éprouvette A650/C/Mono	103
3.49	Résultat de l'influence du joint de grains sur la durée de vie des éprouvettes bicristallines de structure	105
4.1	Conditions aux limites appliquées sur la structure simple	109
4.2	Comparaison des valeurs des contraintes et des zones de concentrations par rapport à différents cas d'orientation cristallographique pour un joint de grain peu sinueux	110
4.3	Influence de la rugosité sur la concentration des contraintes	111
4.4	Simulation numérique d'une plaque comprenant un joint de grains de forte rugosité testée à $950^{\circ}C$ sous un rapport de déformation de -1 avec une amplitude de déformation de 1,04%	112
4.5	Comparaison du chemin de fissuration sur l'éprouvette LCF JDG3 ($R=-1$, $f=0,05Hz$, $\Delta\epsilon = 0,8\%$, $T=950^{\circ}C$) aux zones de concentrations de contraintes et de glissements cumulés simulés à partir d'une morphologie de joint de grains réelle	113

4.6	Positionnement des éprouvettes selon le joint de grain dans la plaque X7581D	115
4.7	Plan de l'éprouvette LCF bicristalline pour étudier l'influence du joint de grains	115
4.8	Montage expérimental de l'essai pour l'éprouvette bicristalline de type élément de volume	117
4.9	Échantillon de morphologie du joint de grains sur le fût des éprouvettes LCF	119
4.10	Boucles de contrainte-déformation pour le 100ème cycle de chargement et le dernier cycle avant rupture pour les 5 éprouvettes bicristallines testées	120
4.11	Evolution de la variation de contrainte en fonction du nombre de cycle à la rupture pour les essais de fatigue oligocyclique à 950°C sur l'AM1 pour différentes orientations cristallographiques	121
4.12	Evolution de la variation de déformation en fonction du nombre de cycle à la rupture pour les essais de fatigue oligocyclique à 950°C sur éprouvettes mono et bicristallines en AM1	121
4.13	Représentation de l'évolution de la variation de contrainte en fonction de la fraction cyclique pour les éprouvettes bicristallines testées à 950°C	122
4.14	Comparaison du chemin de fissuration par rapport à la position du joint de grain pour l'éprouvette LCF JDG3	123
4.15	Comparaison du chemin de fissuration par rapport à la position du joint de grain pour l'éprouvette LCF JDG4	124
4.16	Faciès de rupture des éprouvettes bicristallines testées et leur taux de rupture intergranulaire	126
4.17	Faciès de rupture de l'éprouvette 2 illustrant la présence de différents types de ruptures et de pores	127
4.18	Evolution du taux de rupture intergranulaire en fonction de la variation de déformation $\Delta\epsilon$	128
4.19	Conditions aux limites des éprouvettes bicristallines de type LCF.	128
4.20	Boucles contrainte/déformation globales obtenues expérimentalement et numériquement pour les éprouvettes LCF	129
4.21	Comparaison de la réponse de chacun des grains des éprouvettes LCF	131
4.22	Simulation numérique de l'éprouvette LCF JDG4 testée à 950°C sous un rapport de déformation de -1 avec une amplitude de déformation de 1,04%	132
4.23	Simulation numérique d'une éprouvette désorienté à 48° testée à 950°C sous un rapport de déformation de -1 avec une amplitude de déformation de 1,04%	133
4.24	Zone prise en compte pour le recalage de la loi Fat-Flu	134
4.25	Comparaison des durées de vie obtenues expérimentalement et numériquement pour un monocristal (Fleury) et un bicristal	134
4.26	Représentation du critère selon le glissement octaédrique cumulé sur un cycle stabilisé	136
4.27	Représentation du critère selon la contrainte normale au plan moyen du joint de grains	137
4.28	Représentation du critère selon la pression hydrostatique	138
4.29	Représentation du critère selon le taux de cission sur le plan le plus actif	139
5.1	Exemple d'une modification de maillage pour l'éprouvette de structure A950/F/EM	142
5.2	Position des points de déplacement correspondant à la zone d'application du chargement	143
5.3	Boucles déplacement/charge obtenues expérimentalement et numériquement pour les éprouvettes à entaille large	144
5.4	Boucles déplacement/charge obtenues expérimentalement et numériquement pour les éprouvettes à entailles multiples	146

5.5	Boucles déplacement/charge obtenues expérimentalement et numériquement pour l'éprouvette de structure A950/F/EF ($R_{force} = 0,1$ ($min = 0,1kN$, $max = 1kN$), $T = 950^{\circ}C$ (au joint de grains), $f = 1Hz$)	147
5.6	Comparaison entre la zone d'endommagement observée et la zone de concentration de contraintes calculée numériquement de l'éprouvette de structure A20/F/EL ($T : 20^{\circ}C$, $F_{max} : 1,5kN$, $f: 1Hz$, $R_{force} : 0,067$)	148
5.7	Comparaison entre la zone d'endommagement expérimentale et la zone de concentration de contraintes calculée numériquement de l'éprouvette de structure A650/F/EL ($T : 650^{\circ}C$, $F_{max} : 1,5kN$, $f : 1Hz$, $R_{force} : 0,067$)	149
5.8	Comparaison entre la zone d'endommagement observée et la zone de concentration de contrainte calculée numériquement de l'éprouvette de structure A650/F/EM/1 ($T : 650^{\circ}C$, $F_{max} : 0,3kN$, $f : 1Hz$, $R_{force} : 0,33$)	150
5.9	Comparaison entre la zone d'endommagement observée et la zone de concentration de contraintes calculée numériquement de l'éprouvette de structure A950/F/EM ($T : 950^{\circ}C$, $F_{max} : 0,3kN$, $F : 1Hz$, $R_{\sigma} : 0,33$)	151
5.10	Comparaison entre la zone d'endommagement expérimentale et la zone de concentration de contrainte calculée numériquement de l'éprouvette de structure A950/F/EF ($T : 950^{\circ}C$, $F_{max} : 1kN$, $f : 1Hz$, $R_{force} : 0,1$)	152
5.11	Comparaison entre la zone d'endommagement observée et la zone de concentration de contraintes calculée numériquement de l'éprouvette de structure A650/C ($T : 650^{\circ}C$, $F_{max} : 0,5kN$, $f : 1Hz$, $R_{force} : 0,33$)	153
5.12	Calcul numérique d'une aube monocristalline dont le grain est orienté selon la direction [001] (a,b,c,d) et testée sous les mêmes conditions que l'éprouvette de structure A950/F/ME ($T = 950^{\circ}C$, $R_{Charge} = 0,33$ et $F = 1Hz$) dont la désorientation relative entre les deux grains est de $42/43/44^{\circ}$	155
5.13	Glissements cumulés au 9ème cycle de chargement pour l'éprouvette de structure A950/F/EF dont le rapport de charge est de 0,1 ($T = 950^{\circ}C$, $R_{force} = 0,33$ et $f = 1Hz$)	156
5.14	Zones prises en compte dans le calcul des différentes boucles	158
5.15	Historique des boucles de la contrainte normale au plan moyen du joint de grains en fonction de la déformation pour 20 cycles de chargement pour l'éprouvette A950/F/EM.	159
5.16	Historique des boucles de la contrainte normale au plan moyen du joint de grains en fonction de la déformation pour 20 cycles de chargement pour l'éprouvette A950/F/EF.	160
5.17	Historique des boucles du taux de cission τ en fonction de la déformation pour 20 cycles de chargement pour l'éprouvette A950/F/EM.	161
5.18	Historique des boucles du taux de cission τ en fonction de la déformation pour 20 cycles de chargement pour l'éprouvette A950/F/EF.	162
5.19	Historique des boucles des taux de cission en fonction du glissement sur les 12 systèmes octaédriques pour 20 cycles de chargement.	163
5.20	Durée de vie prédite par le critère Fat-Flu pour l'éprouvette de structure A950/F/EM	167
5.21	Durée de vie prédite par le critère Fat-Flu pour l'éprouvette de structure A950/F/EF	168
5.22	Zone de l'éprouvette de structure A950/F/EM prise en compte pour appliquer le critère de durée de vie ($T = 950^{\circ}C$ au joint de grains, $R_{force} = 0,33$ et $f = 1Hz$)	170
5.23	Zone prise en compte de l'éprouvette de structure A950/F/EF pour appliquer le critère de durée de vie ($T = 950^{\circ}C$ au joint de grains, $R_{force} = 0,1$ et $f = 1Hz$)	171
5.24	Représentation du critère selon la pression hydrostatique	173
5.25	Représentation du critère selon la contrainte normale au plan moyen du joint de grains	174
5.26	Représentation du critère selon le taux de cission sur le plan le plus actif	176
5.27	Représentation du critère selon le glissement octaédrique cumulé sur un cycle stabilisé	177

5.28	Représentation du critère selon le glissement octaédrique cumulé sur un cycle stabilisé	178
A.1	Cliché obtenu avec la méthode de Laue en retour	183
A.2	Projection stéréographique d'un échantillon	184
A.3	Passage d'un cliché de Laue au tracé des lignes	185
A.4	Les trois angles d'Euler ϕ_1 , Φ et ϕ_2 représentés dans la projection stéréographique dans le plan RP	186
B.1	Parties décrivant l'aube	188
C.1	Représentation des sources de chaleur volumiques	206
C.2	Maximisation de la projection de ψ_k sur l'ensemble des réponses ξ_i	207
C.3	Représentation du champ visible par la caméra infrarouge de l'éprouvette de structure A650/F/EM/2	208
C.4	Modes POD obtenus pour l'éprouvette de structure A650/F/EM/2	209
C.5	Reconstruction du champ thermique	210
D.1	Plan de l'entaille effectuée sur les éprouvettes de structure A20/F/EL et A650/F/EL suivant la position du joint de grains	211
D.2	Plan des entailles effectuée sur l'éprouvette de structure A650/F/EM/1 suivant la position du joint de grains	212
D.3	Plan des entailles effectuée sur l'éprouvette de structure A650/F/EM/2 suivant la position du joint de grains	213
D.4	Plan des entailles effectuée sur l'éprouvette de structure A950/F/EM suivant la position du joint de grains	214
D.5	Plan des entailles effectuée sur l'éprouvette de structure A950/F/EF suivant la position du joint de grains	215

Chapitre 1

Introduction

Ce travail s'inscrit dans le contexte de la prévision de la durée de vie des aubes de turbines haute pression (HP) des moteurs aéronautiques du domaine militaire (cf. Figure 1.1) comprenant des défauts de fonderie à l'aide d'essais sur structures réelles. Le rendement des réacteurs aéronautiques est conditionné par les aubes de turbines HP (cf. Figure 1.2) qui convertissent l'énergie cinétique des gaz brûlés sortant de la chambre de combustion en énergie mécanique. Elles subissent des températures de plus en plus élevées, de forts gradients thermiques, de la corrosion à chaud, des contraintes élevées induites par la géométrie complexe de la pièce qui peuvent conduire à l'endommagement puis à la rupture de l'aube.

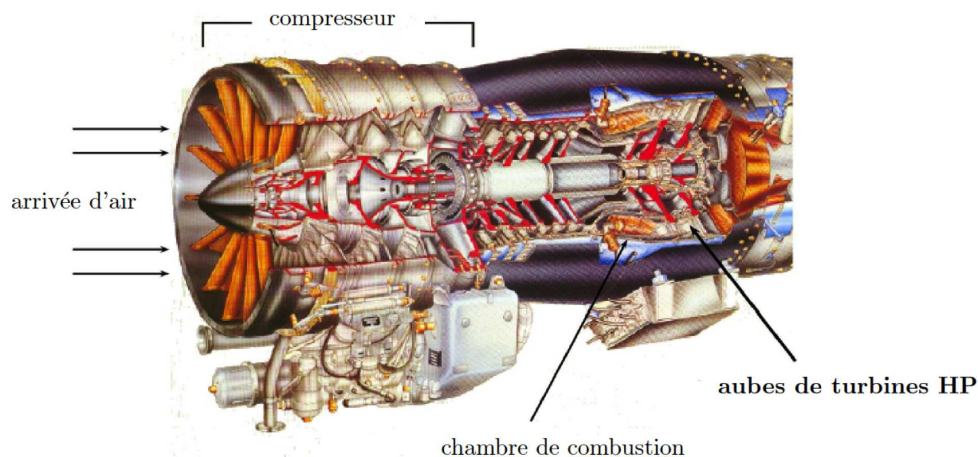


FIGURE 1.1 – Moteur militaire M88

Les critères économiques conduisent les constructeurs à une recherche permanente des meilleures performances tout en limitant les coûts de production. Les performances peuvent être améliorées en augmentant la température des gaz brûlés à la sortie de la chambre de combustion, c'est à dire en améliorant les propriétés thermomécaniques des aubes de turbines. Quand aux coûts de production, limiter les défauts de fonderie et établir leur criticité est un axe de recherche conduisant à diminuer/assouplir les critères de rebut.

L'amélioration des propriétés mécaniques passant par les progrès sur le matériau constituant les aubes de turbines a été un axe de recherche important depuis les années 1930 (cf. Figure 1.3). Le matériau composant les aubes de turbines est aujourd'hui un superalliage à base de nickel. Les superalliage sont des matériaux combinant une bonne résistance à la corrosion, et aux forts chargements



FIGURE 1.2 – Aube de turbine haute pression du moteur militaire M88

à haute température (650°C et plus). Sur les premières turbines, les aubes étaient constituées d'un superalliage à gros grains. Or il a été démontré que les joints de grains, perpendiculaires à l'axe de sollicitation, étaient des sites préférentiels aux amorçages de fissure. Le matériau polycristallin a été amélioré grâce au procédé de solidification dirigée en proposant un autre alliage composé également de plusieurs grains mais tous orientés dans la même direction (parallèles à l'axe de l'aube). L'amélioration des techniques de solidification dirigée a permis la fabrication d'aubes constituées seulement d'un seul grain orienté afin d'éliminer totalement la présence de joint de grain.

L'augmentation de la température des gaz brûlés conduit à une augmentation de la température du matériau. Les propriétés mécaniques du matériau sont améliorées mais ce n'est pas suffisant pour que les aubes ne soient pas endommagées en service. Des circuits de refroidissement internes ont été mis en place afin d'abaisser la température de l'aube. Ainsi, l'air circule à l'intérieur de l'aube par des systèmes de cloisons du pied d'aube vers les fentes en Bord de Fuite (BF) ou les perforations en Bord d'Attaque (BA). Le refroidissement de l'aube entraîne un abaissement de la température à l'intérieur de l'aube mais crée alors un gradient thermique sur la surface de l'aube ainsi que des concentrations de contraintes autour des perforations.

Les progrès en matière d'amélioration des propriétés mécaniques des matériaux ont été également accompagnés par des progrès en matière de conception. La géométrie de l'aube a été perfectionnée en ajoutant des circuits de refroidissement. Ces circuits permettent d'une part d'alléger le poids de l'aube et d'autre part de refroidir l'aube à l'aide d'air froid sous pression.

La nocivité des défauts de fonderie est un axe de recherche qui n'a pas été aussi approfondi que le développement des alliages à hautes performances. C'est le procédé d'élaboration des aubes de turbines qui induit la présence de différents défauts de fonderie tels que les grains recristallisés, pores, grains désorientés, etc... Ces défauts peuvent être à l'origine d'amorçage et de propagation de fissures lorsque les aubes sont en service.

Nous nous sommes donc intéressés à l'influence de la présence d'un défaut au sein d'une aube de turbine sur sa durée de vie afin de pouvoir établir un critère. La difficulté principale est d'établir un critère de durée de vie pour une éprouvette de type structure en se basant sur un critère développé sur

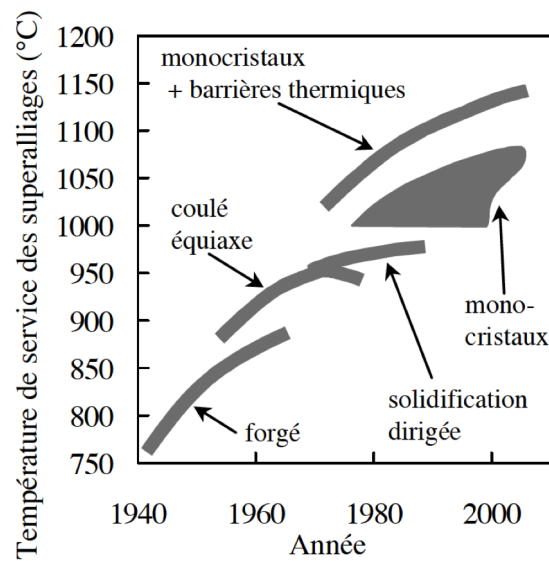


FIGURE 1.3 – Evolution de la température de service des superalliages [Haudin and Gourgues-Lorenzon, 2010]

éprouvettes de type élément de volume. Les critères peuvent être basés sur la contrainte, la déformation plastique, La base du critère nécessite plutôt d'utiliser une approche cristallographique pour traduire les mécanismes conduisant à la ruine de la structure puisque le joint de grains joue un rôle prépondérant pour la durée de vie de la structure.

Nous avons fait le choix d'étudier le matériau issu du procédé industriel plutôt que d'analyser un matériau modèle. Cela nous a conduit au développement d'essais sur structures. La démarche adoptée dans cette étude est reportée de la manière suivante :

Le second chapitre présente la fabrication des aubes de turbines ainsi que les défauts de fonderie associés au procédé de solidification dirigée. Le défaut de fonderie choisi, les aubes bicristallines, est présenté. Le matériau et son comportement mécanique sont également décrits ainsi que les effets des différents paramètres tels que l'orientation cristallographique, la température ou encore l'environnement sur l'endommagement du matériau. Enfin, l'endommagement des aubes de turbines en fonctionnement sera brièvement abordé.

Le troisième chapitre traite de l'étude directe sur aubes bicristallines. Il explique la méthodologie choisie pour mener des essais sur structures, tant en matière de mise en place de l'essai (montage de fatigue sur structures, moyens d'observations) qu'en matière de simulations numériques. Ce chapitre explicitera les différents types de sollicitation choisis et les différentes entailles effectuées mettant en évidence la résistance plus ou moins faible du joint de grains lors de l'endommagement. Les résultats expérimentaux obtenus sont présentés pour chaque éprouvette bicristalline de type structure testée ainsi que les analyses micrographiques.

Le quatrième chapitre concerne l'étude d'éprouvettes bicristallines de type LCF. Cette étude a pour but de déterminer un critère de durée de vie pouvant être appliqué sur les éprouvettes de structures. Pour cela, une analyse de la morphologie du joint de grains et la désorientation relative

entre les grains dans les simulations numériques est faite. Cette étude met en avant l'effet du joint de grains sur la concentration de contrainte par rapport à ces deux paramètres en termes de plasticité et de contrainte. L'influence du joint de grains est abordée par l'intermédiaire d'essais de fatigue oligocyclique sur des éprouvettes cylindriques bicristallines. Un abattement de la durée de vie des éprouvettes bicristallines par rapport aux éprouvettes monocristallines sollicitées à $950^{\circ}C$ est identifié. Puisque les concentrations dans la simulation au niveau du joint de grains sont visibles en contrainte et en plasticité, l'abattement est implémenté dans le modèle de durée de vie Fat-Flu développé par l'Onera en modifiant les coefficients de la loi en contrainte et un autre modèle prenant en compte les aspects de la plasticité est développé.

Le cinquième chapitre est consacré à la simulation numérique sur les essais mécaniques effectués sur les éprouvettes bicristallines de type structure. Les comparaisons des déplacements simulés et mesurés sont faites ainsi qu'une étude de la mise en évidence du rôle du joint de grains dans une comparaison de simulations d'éprouvettes de type structure l'une monocristalline et l'autre bicristalline. Les critères développés sur éprouvettes bicristallines de type LCF sont appliqués sur les deux calculs de structure effectués à $950^{\circ}C$ et comparés aux résultats obtenus sur éprouvettes bicristallines de type LCF. Une discussion de la pertinence des différents critères abordés sera abordée et des voies d'amélioration proposées.

Le sixième chapitre présente les conclusions et les perspectives de cette étude.

Chapitre 2

État de l'art

Ce chapitre décrit dans un premier temps l'élaboration des aubes de turbines conduisant à la formation de défaut de fonderie étudié dans ce manuscrit. Ensuite, le matériau est détaillé ainsi que son comportement mécanique et sa durée de vie suivant différents paramètres tels que la température, l'orientation cristallographique du matériau et l'environnement. Quelques exemples d'étude de l'effet des joints de grains sur des matériaux modèles à base de nickel seront présentés.

Enfin, les différents mécanismes d'endommagement sont présentés ainsi que le modèle de prévision de durée de vie Fat-flu utilisé dans le cadre de cette thèse.

Sommaire

2.1	Les aubes de turbines	20
2.1.1	Moulage à la cire perdue et solidification dirigée	21
2.1.2	Défauts de fonderie	21
2.2	Présentation du matériau	24
2.2.1	Microstructure de l'AM1	24
2.2.2	Anisotropie cristalline de l'AM1	27
2.2.3	Joint de grains	28
2.2.4	Mesure de l'orientation cristallographique des aubes et éprouvettes	32
2.3	Comportement mécanique de l'AM1	33
2.3.1	Influence de la température	33
2.3.2	Influence de l'orientation cristallographique	35
2.3.3	Fissuration de l'AM1, effet d'environnement	36
2.3.4	Lois de comportement	36
2.4	Le phénomène de fatigue	39
2.4.1	Définitions et grandeurs générales	39
2.4.2	Modes de fissuration	39
2.4.3	Endommagement sur structures	41
2.5	Mécanismes d'endommagement	41
2.5.1	Endommagement de fatigue	41
2.5.2	Endommagement par fluage	43
2.5.3	Endommagement par oxydation	44
2.5.4	Durée de vie de l'AM1	44
2.5.5	Effet du joint de grains sur l'endommagement	48
2.5.6	Modèle de prédiction de durée de vie Fat-Flu	48
2.6	Endommagement sur aubes de turbines	51

2.1 Les aubes de turbines

L'AM1 est un superalliage à base de nickel élaboré par Snecma. Ce superalliage est utilisé pour la fabrication des aubes de turbines haute pression car sa microstructure et composition chimique lui confèrent des propriétés mécaniques de haute performance. Afin de répondre aux contraintes thermomécaniques subies par les aubes principalement lors du décollage et de l'atterrissage, ce superalliage doit être résistant au fluage à haute température mais également à un environnement agressif comme l'oxydation et la corrosion.

Toutes ces propriétés sont obtenues par l'amélioration constante de la microstructure des superalliages. Cette recherche de l'amélioration est motivée par la préoccupation des motoristes sur le rendement des turbomachines. En effet, ce sont les aubes de turbines haute pression qui conditionnent le rendement du réacteur. Elles convertissent l'énergie cinétique des gaz brûlés en énergie mécanique. Plus la température de sortie des gaz brûlés est élevée, plus le compresseur sera entraîné et plus le rendement sera élevé. A l'heure actuelle, les aubes ont une température de surface pouvant aller jusque 1100°C .

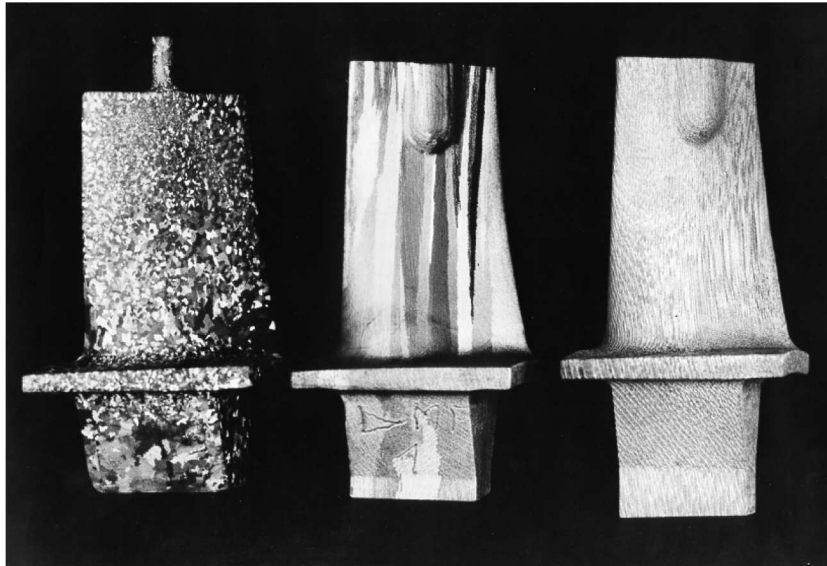


FIGURE 2.1 – Structures équiaxe, colonnaire et monocristalline

Pour conduire à un rendement des plus optimum, les superalliages ont été développés surtout dans les années 1950-1960. Trois axes de recherche ont été développés :

- Le développement des superalliages avec l'**amélioration des techniques de solidification**. Les premiers superalliages étaient constitués d'une structure équiaxe (Figure 2.1), mais Versnyder [Versnyder and Guard, 1960] a montré que la solidification dirigée (méthode de Bridgman) permettait d'aligner les joints de grains selon l'axe de chargement principal [001] limitant ainsi l'endommagement par fluage et les contraintes thermomécaniques. Les joints de grains perpendiculaires à l'axe de sollicitation sont ainsi supprimés, ce qui permet d'éviter l'amorçage de fissure intergranulaire. On passe d'une structure équiaxe à une structure colonnaire (cf. Figure 2.1). Avec la création des monocristaux, la suppression des joints de grains, sites préférentiels d'amorçage de fissures, permet de repousser les limites de la résistance du superalliage au fluage et à l'oxydation.
- **Les techniques de refroidissement des aubes** permettent à celles-ci de subir des températures de plus en plus élevées. Les aubes, massives au début ont été évidées afin de faire circuler à

l'intérieur de l'air froid sous pression. Puis, au fur et à mesure, les techniques se sont améliorées jusque la mise au point de la technique dite de "film cooling" nécessitant de nombreuses perforations en bord d'attaque et bord de fuite.

– **Le dépôt d'un revêtement protecteur** limite aussi la dégradation du superalliage due à l'environnement agressif auquel il est confronté. Les aubes de turbine reçoivent un dépôt d'une couche protectrice d'aluminium sur leur surface parfois complétée par une barrière thermique. Ces trois grands axes de recherche ont permis d'augmenter la température de sortie des gaz brûlés.

Sur la Figure 2.2, nous avons indiqué les différentes parties de l'aube de turbine à savoir la baignoire, le bord d'attaque (BA), le bord de fuite (BF) et le pied d'aube.

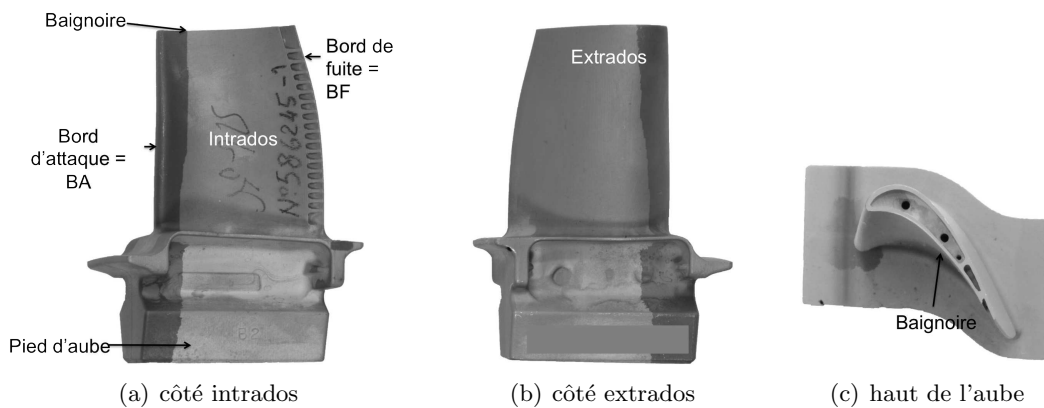


FIGURE 2.2 – Parties décrivant l'aube

2.1.1 Moulage à la cire perdue et solidification dirigée

Les aubes de turbines sont élaborées suivant le procédé de fonderie à la cire perdue. Ce type de procédé est utilisé pour les aubages de turbines présentant des cavités internes à géométrie complexe notamment des circuits de refroidissement. Un modèle en cire, réplique exacte de la pièce à produire, est créé. Ensuite, un noyau en céramique est inséré et tenu dans le modèle par des picots de platine. Le noyau en céramique correspond au volume exact de la partie creuse de l'aube. Autour un matériau céramique réfractaire est enduit. Après durcissement de celui-ci, l'ensemble est étuvé pour fondre le modèle en cire. Puis le superalliage en fusion est coulé dans la cavité contenue entre le noyau et la carapace. Après solidification et refroidissement du métal, la carapace est détruite et le noyau disparaît par dissolution chimique dans un bain.

Le principe de la solidification dirigée est d'interposer entre la pièce à mouler et la sole en cuivre refroidie un sélecteur de grain qui impose au front de solidification colonnaire un parcours élaboré et sélectif au terme duquel ne subsiste plus qu'un seul grain. Les autres grains préexistants dans la partie basse du sélecteur ont été pris de vitesse par celui d'entre eux qui présentait la plus parfaite concordance d'orientation cristallographique de type [001] avec la direction du mouvement de la sole (Figure 2.3).

2.1.2 Défauts de fonderie

Lors de l'élaboration des aubes, différents défauts de fonderie peuvent être générés. La présence de ces défauts sur une aube lorsque celle-ci est soumise à des chargements sévères peut conduire à un amorçage précoce de fissure voire à la ruine de la pièce.

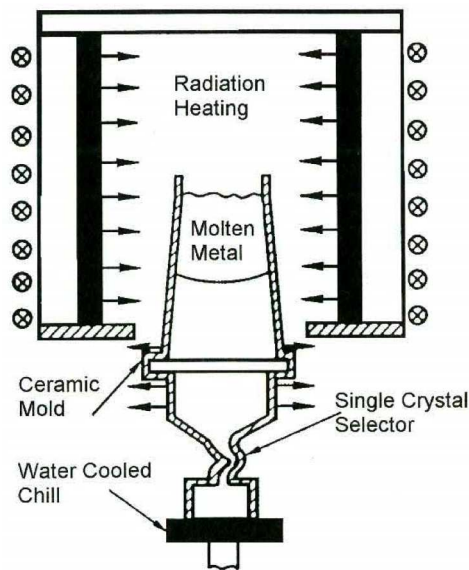


FIGURE 2.3 – Principe de solidification dirigée avec un sélecteur de grain

Tout d'abord, le procédé de solidification dirigée en lui-même peut générer des défauts. Les conditions thermiques de refroidissement peuvent conduire à des hétérogénéités chimiques. Ensuite les dendrites se désorientent généralement de quelques degrés les unes par rapport aux autres lorsqu'elles croissent. Ce phénomène provoque des écarts de comportement mécanique au sein même du matériau.

Des grains parasites ([Amouyal and Seidman, 2011], [Zhou, 2011]) peuvent germer avec la présence d'aspérités ou de zones plus froides à la surface du moule ou encore lorsque le front de solidification n'est pas parfaitement plat. La recristallisation des grains (Figure 2.4(d)) est due à la relaxation de surcontraintes au sein de l'aube induit par les picots positionnant la pièce dans sa carapace ou encore à cause des irrégularités géométriques comme les dents de bords de fuite de l'aube. Les chocs, les effets thermomécaniques ainsi que l'énergie emmagasinée lors du décochage de la pièce entraînent un niveau d'érouissage différent et par conséquent favorisent également l'apparition de tels défauts.

Lors de la germination et de la sélection d'un grain orienté selon la direction cristallographique [001], un grain parasite peut également être sélectionné. Les grains parasites sont de n'importe quelle forme et contrastés par rapport au reste de la pièce dû à leur orientation cristallographique différente.

On distingue plusieurs types de grains parasites (cf. Figure 2.4) :

- **Freckles** : grains parasites apparaissant sous la forme de petits grains équiaxes, en amas ou en chapelet, de couleurs plus claires ou plus sombres que le reste de la pièce ;
- **Grain zébré** : Empilement de grains parasites apparaissant sous la forme d'un motif rayé perpendiculaire au sens de solidification ;
- **Bi-cristal** : pièce composée de deux grains d'orientation cristallographique différente faisant toute sa hauteur (cf. Figure 2.4(a)) ;
- **Grain flamme** : grain parasite ayant la forme d'une flamme ;
- **Grain colonnaire** : grain en forme de colonne faisant toute la hauteur de la pièce (cf. Figure 2.4(b)) ;
- **Silver** : grain parasite isolé entouré du grain principal composant la pièce (cf. Figure 2.4(c)).

Au cours du refroidissement, des retassures peuvent se former du fait des écarts de densité entre la phase liquide et la phase solide. Dans le cas de la solidification dirigée, la retassure est liée à l'espacement interdendritique ([Asta et al., 2009]) à cause des poches liquides qui subsistent entre les



FIGURE 2.4 – Défauts de fonderie de type grain parasite

dendrites. Puisque les dendrites se solidifient en premier, elles disposent de toute la matière nécessaire. Par contre c'est au niveau des zones interdendritiques qui se solidifient en dernier et là où l'apport de matière est difficile que se forment les porosités. A la fin de la solidification, les espaces interdendritiques ne percolent plus, il se forme alors des poches de liquide isolées sans possibilité d'apport de matière supplémentaire. Lorsque ces poches de liquide se solidifient, elles laissent place à des zones vides appelées pores (cf. Figure 2.5). La dimension de ces pores est influencée par différents paramètres tels que le gradient thermique du four ou encore la vitesse de déplacement du moule.

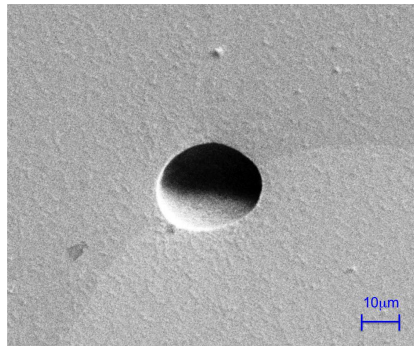


FIGURE 2.5 – Présence de porosité dans l'épaisseur des parois de l'aube

Le défaut de fonderie retenu pour ce travail de thèse est le **bicristal** (Figure 2.4(a)). Ce défaut a été choisi parmi les grains parasites car d'une part il n'y avait qu'une seule interface entre les deux grains, contrairement à un grain colonnaire par exemple, et d'autre part, parce que c'est un des défauts les plus fréquemment rencontrés lors de la fabrication des aubes. Une aube bicristalline comporte donc un joint de grains séparant deux grains de même nature chimique mais d'orientation différente. Le but de ce travail de thèse est de quantifier la nocivité de la présence du joint de grain sur la durée de vie des aubes.

2.2 Présentation du matériau

Avant d'étudier la nocivité de la présence d'un joint de grains sur la durée de vie du matériau, il est important de détailler les propriétés du matériau.

2.2.1 Microstructure de l'AM1

L'AM1 est un superalliage à base de nickel dont la composition chimique spécifiée est donnée dans le Tableau 2.1 :

TABLE 2.1 – Composition chimique de l'AM1 en pourcentage pondéral

Alliage	Ni	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Ta	Nb
AM1	base	7-8	6-7	1.8-2.2	5-6	5.1-5.5	1-1.4	7.5-8.5	-

Ce matériau peut être décrit selon trois échelles caractéristiques :

- l'échelle dendritique ;
- l'échelle des précipités ;
- l'échelle cristallographique.

Echelle dendritique

L'AM1 est constitué d'une structure dendritique comme le montre la Figure 2.6. Cette échelle est directement liée au procédé de fabrication par solidification dirigée. Ce sont donc les conditions de solidification (gradient thermique et vitesse de déplacement du moule) qui conditionnent l'arrangement des faisceaux des dendrites, leurs tailles et leurs formes. Les dendrites primaires sont orientées suivant l'axe de solidification alors que perpendiculairement à cette direction, les dendrites secondaires se développent.

Ces dendrites secondaires forment des croix, l'espace entre elles est appelé espace interdendritique correspondant aux eutectiques γ - γ' formés en fin de solidification. La taille caractéristique des dendrites est de l'ordre de la centaine de microns (cf. Figure 2.6).

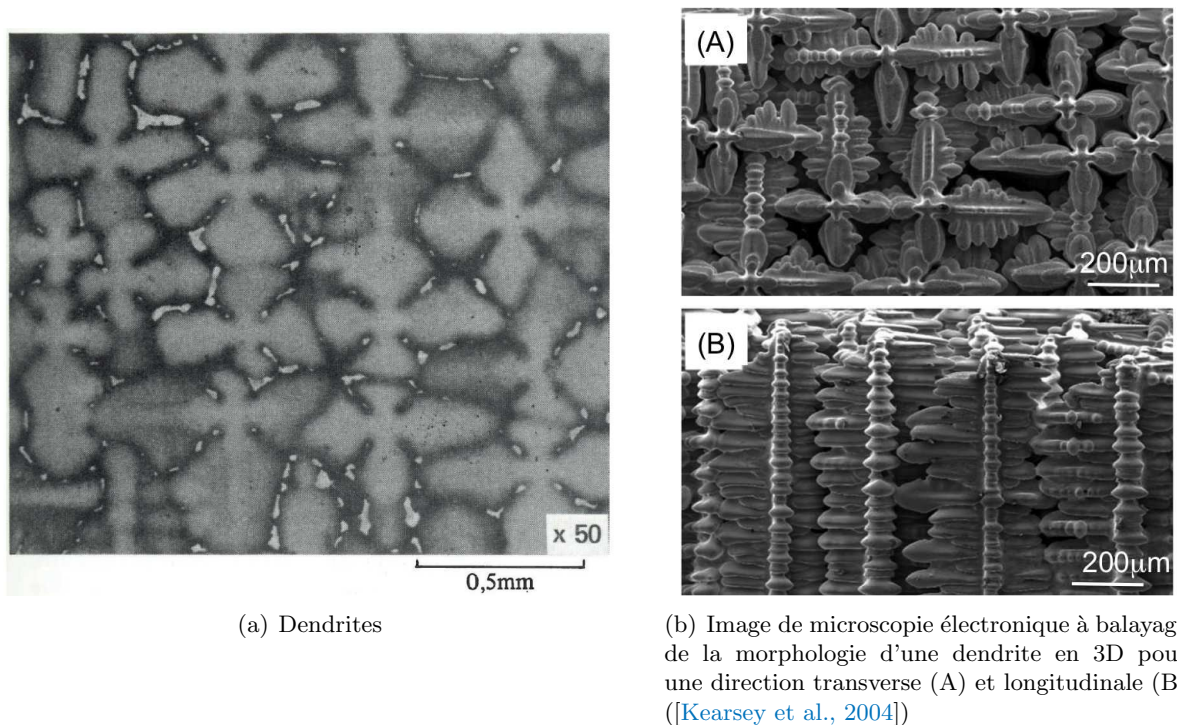


FIGURE 2.6 – Structure dendritique d'un superalliage à base de nickel

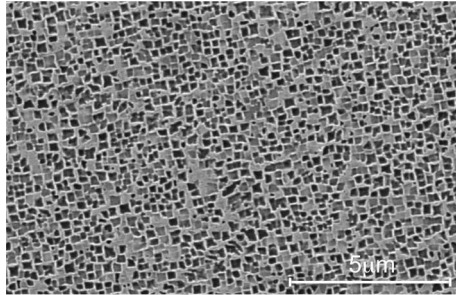
Echelle des précipités

La microstructure de l'AM1 est une structure biphasée constituée d'une matrice austénitique γ dans laquelle des précipités γ' de structure Cubique Faces Centrées (CFC) se sont formés, représentant ainsi 70% du volume. Ce sont les précipités de phase γ' qui confèrent aux superalliage leurs excellentes propriétés mécaniques à haute température. Pour obtenir une meilleure résistance mécanique, il faut influencer sur la taille des précipités avec différents traitements thermiques.

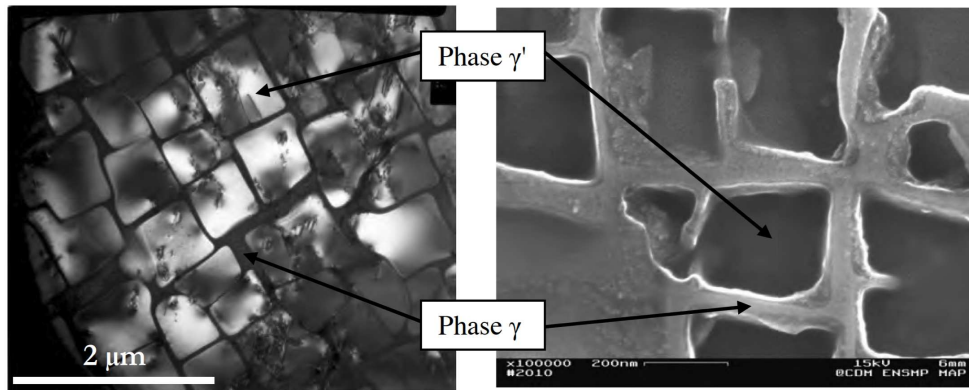
Le matériau, brut de coulé juste après solidification subit une remise en solution de la phase γ' à 1300°C pendant 3h. Ce traitement thermique T1 permet une réduction des hétérogénéités de composition liées à la structure dendritique. Le second traitement thermique est un revenu R1 à 1050°C pendant 5h servant à simuler le traitement de chromaluminisation effectué sur les aubes. Il permet également d'obtenir une population de précipités γ' cuboïdaux alignés selon la direction de solidification. Le dernier traitement est un revenu R2 effectué sous vide à 870°C pendant 16h qui

permet d'optimiser la fraction volumique des précipités γ' à 70%.

Ces traitements successifs permettent d'élaborer un monocristal biphasé riche en phase γ' d'une taille moyenne de 0,4 à 0,5 μm (cf. Figure 2.7) avec une largeur de couloirs de phase γ de comprise entre 0,05 et 0,1 μm . Cette microstructure devenue très homogène est caractérisée par une précipitation régulière de la phase γ' sous forme cuboïdale, noyée dans une matrice de phase γ .



(a) Vue d'ensemble d'une microscopie électronique à balayage



(b) Microscopie électronique en transmission (gauche) et microscopie électronique à balayage (droite) ([Revuz, 2010])

FIGURE 2.7 – Microstructure biphasée du superalliage monocristallin à base de nickel

Echelle cristallographique

Si on prend en compte la structure atomique de l'AM1, on considère que les deux phases constituant le superalliage cristallisent toutes deux sous la structure C.F.C en cohérence de l'une vis à vis de l'autre.

La matrice, la phase γ , solution désordonnée à base de nickel sert de solvant aux éléments réfractaires tels que le tungstène, le molybdène et le chrome qui permettent de renforcer la matrice.

- Le chrome favorise la résistance à la corrosion et à l'oxydation jusqu'à des températures de l'ordre de 800°C par la formation d'oxydes de chrome en surface ;
- L'aluminium favorise la tenue à l'oxydation à haute température par la formation d'une couche continue protectrice d'alumine. De plus, il a un rôle durcissant comme constituant de la phase γ' (composé Ni_3Al) dont il assure la stabilité de la structure ordonnée de type $L1_2$;
- Le titane et le tantale sont ajoutés pour leur tendance à former la phase γ' et conduisent à une plus grande stabilité thermique de cette phase.

La phase dispersée durcissante γ' est une phase ordonnée dans le réseau de structure CFC de type $Ni_3(Al, (Ti))$ et de structure $L1_2$. L'alliage Ni_3Al , auquel la phase γ' est souvent comparée présente

l'avantage d'une structure simple. Les atomes de nickel occupent les centres des 6 faces, tandis que les atomes d'aluminium occupent les huit sommets du cube comme indiqué sur la Figure 2.8.

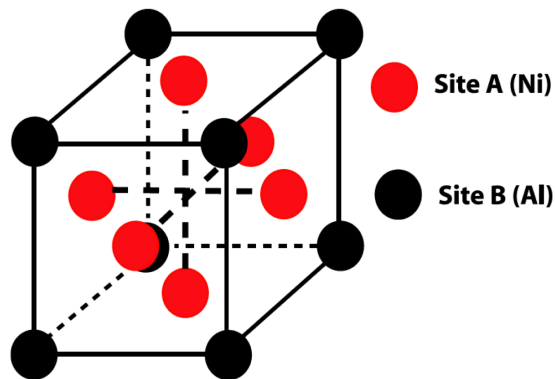


FIGURE 2.8 – Répartition des sites A et B sur le réseau CFC dans la maille élémentaire du composé (Ni_3Al) de structure LI_2 (phase γ') ([Bouvard, 2006])

2.2.2 Anisotropie cristalline de l'AM1

L'AM1 possède 12 systèmes de glissements octaédriques représentés par 4 plans denses $\{111\}$ avec 3 directions denses $\langle 110 \rangle$ par plan (Figure 2.9). L'ensemble est noté $1/2 \langle 110 \rangle (111)$. D'autres systèmes de glissements sont envisageables malgré leurs énergies, liées à la distorsion locale du réseau, moins favorable. Ce sont les systèmes de glissement cubiques caractérisés par 3 plans de type $\{001\}$ avec pour chacun deux directions de glissement $\langle 110 \rangle$. L'ensemble est noté $1/2 \langle 110 \rangle (001)$. Ces systèmes de glissement sont regroupés dans le tableau 2.2. Le glissement cubique est considéré comme du glissement en zig-zag de dislocations vis sur les systèmes octaédriques.

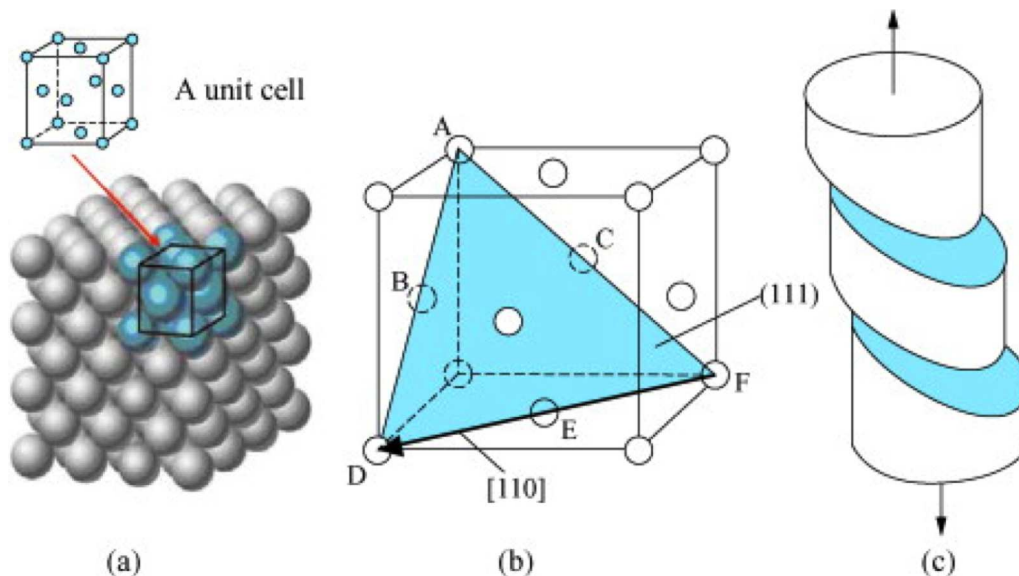


FIGURE 2.9 – (a) Structure CFC d'un matériau cristallin, (b) Représentation du plan de glissement $(111)[1\bar{1}0]$, (c) Schéma représentant le plan de glissement ([Zhuang et al., 2010])

TABLE 2.2 – Systèmes de glissement dans un cristal CFC

Famille de systèmes	Systèmes s	Plan de glissement n^s	Direction de glissement l^s
octaédrique	1	(111)	$[\bar{1}01]$
	2		$[0\bar{1}1]$
	3		$[110]$
	4	$(1\bar{1}1)$	$[\bar{1}01]$
	5		$[011]$
	6		$[110]$
	7	$(\bar{1}11)$	$[0\bar{1}1]$
	8		$[110]$
	9		$[101]$
	10	$(11\bar{1})$	$[\bar{1}10]$
	11		$[101]$
	12		$[011]$
cubique	13	(001)	$[\bar{1}10]$
	14		$[110]$
	15	(100)	$[0\bar{1}1]$
	16		$[011]$
	17	(010)	$[101]$
	18		$[101]$

2.2.3 Joint de grains

Les aubes bicristallines étudiées dans ce mémoire ont la particularité par rapport aux aubes monocristallines utilisées dans les réacteurs de posséder un joint de grains. Un joint de grains est la surface qui sépare deux cristaux de même nature, de même structure mais d'orientations différentes. Cette surface peut être caractérisée au niveau géométrique par neuf paramètres cristallographiques [Priester, 2006] : six paramètres pour l'opération d'interface et trois pour l'orientation et la position du plan du joint.

Les degrés de liberté macroscopiques sont au nombre de cinq :

- L'angle θ de la rotation R entre les deux cristaux ;
- L'axe de rotation $[uvw]$ défini par deux cosinus directeurs ;
- L'orientation du plan du joint définie par les deux cosinus directeurs de sa normale n .

Les degrés de libertés microscopiques sont au nombre de quatre :

- Trois définissent la translation d'un cristal par rapport à l'autre : c'est le vecteur de translation rigide τ ;
- Un vecteur normal au plan du joint, dont l'intensité $|d|$ est nécessairement inférieure au vecteur unitaire $|n|$, indique la position de ce plan.

Les joints de grains peuvent également être définis à partir du concept de coïncidence, le réseau commun aux deux cristaux situés de part et d'autre du joint de grains. Le réseau CSL (Coincidence Site Lattice) définit le plus petit réseau cristallin inclus dans les réseaux cristallins des deux cristaux. Cet indice est défini par :

$$\Sigma = \frac{\text{Volume de la maille de coïncidence}}{\text{Volume de la maille primitive du cristal}} = \frac{1}{\rho} \quad (2.1)$$

où ρ est l'inverse de la densité de noeuds communs aux deux réseaux cristallins dans le réseau CSL.

Par exemple l'indice Σ_3 signifie qu'il y a 1 atome sur 3 commun aux deux réseaux cristallins. Pour une des aubes bicristallines, l'indice de coïncidence obtenu est supérieur à 47. On ne peut donc pas définir le joint de grains, dans notre cas, à l'aide du concept de coïncidence.

La description géométrique d'un joint de grain peut également être caractérisée par les trois angles d'Euler ϕ_1 , Φ et ϕ_2 représentés sur la Figure 2.10 (désorientation relative entre les deux cristaux).

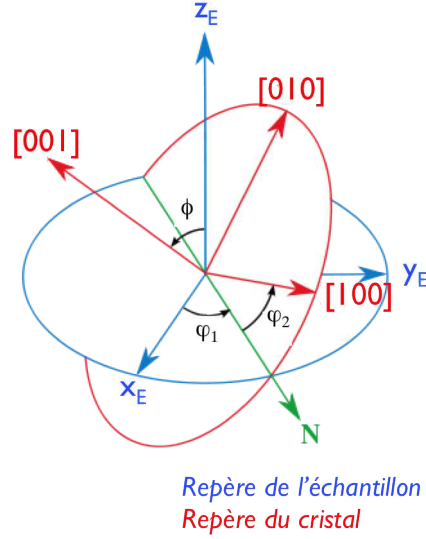


FIGURE 2.10 – Description des angles d'Euler

La désorientation entre deux grains est décrite par une rotation qui permet de passer du référentiel du premier grain au référentiel du second grain. En négligeant la translation qui peut exister entre les deux grains, cette rotation est définie par une matrice de désorientation R :

$$R = g \cdot g'^{-1} \quad (2.2)$$

où g et g' sont les matrices d'orientation des deux grains dans un même repère.

$$g(\phi_1, \Phi, \phi_2) = g(\phi_1) \cdot g(\Phi) \cdot R(\phi_2) \quad (2.3)$$

$$g = \begin{pmatrix} \cos(\phi_2) & \sin(\phi_2) & 0 \\ -\sin(\phi_2) & \cos(\phi_2) & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} 1 & 0 & 0 \\ 0 & \cos(\Phi) & \sin(\Phi) \\ 0 & -\sin(\Phi) & \cos(\Phi) \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} \cos(\phi_1) & \sin(\phi_1) & 0 \\ -\sin(\phi_1) & \cos(\phi_1) & 0 \\ 0 & 0 & 1 \end{pmatrix} \quad (2.4)$$

$$g = \begin{pmatrix} c(\phi_1)c(\phi_2) - s(\phi_1)s(\phi_2)c(\Phi) & s(\phi_1)c(\phi_2) + c(\phi_1)s(\phi_2)c(\Phi) & s(\phi_2)s(\Phi) \\ -c(\phi_1)s(\phi_2) - s(\phi_1)c(\phi_2)c(\Phi) & -s(\phi_1)s(\phi_2) + c(\phi_1)c(\phi_2)c(\Phi) & c(\phi_2)s(\Phi) \\ s(\phi_1)s(\Phi) & -c(\phi_1)s(\Phi) & c(\Phi) \end{pmatrix} \quad (2.5)$$

avec $c = \cos$ et $s = \sin$.

Les aubes bicristallines sont constituées de deux grains monocristallins de même composition chimique mais d'orientation cristallographique différente. La présence de deux orientations cristallographiques induit une différence au niveau de l'orientation dendritique comme le présente la Figure 2.11.

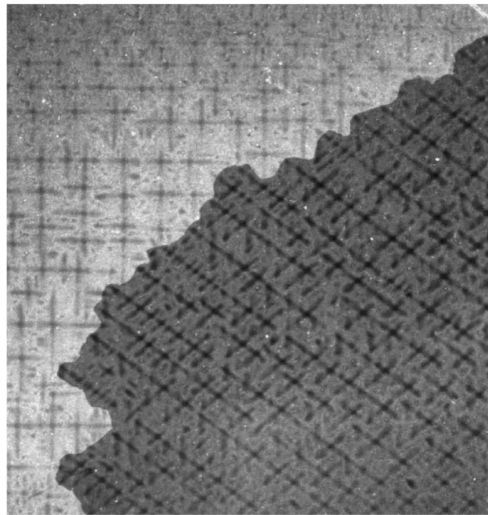


FIGURE 2.11 – Mise en évidence des dendrites en présence de deux monocristaux

Le joint de grains est visible puisque le contraste des grains diffère suivant leur orientation cristallographique. Il peut être observé à l'aide d'une attaque chimique révélant l'orientation des dendrites (Figure 2.11).

Le joint de grains, présent dans l'aube bicristalline, traverse l'aube de part en part. Il se situe aléatoirement sur l'aube allant du pied vers la baignoire. Une représentation de la morphologie du joint de grains à la surface de l'aube est indiquée sur la Figure 2.12.

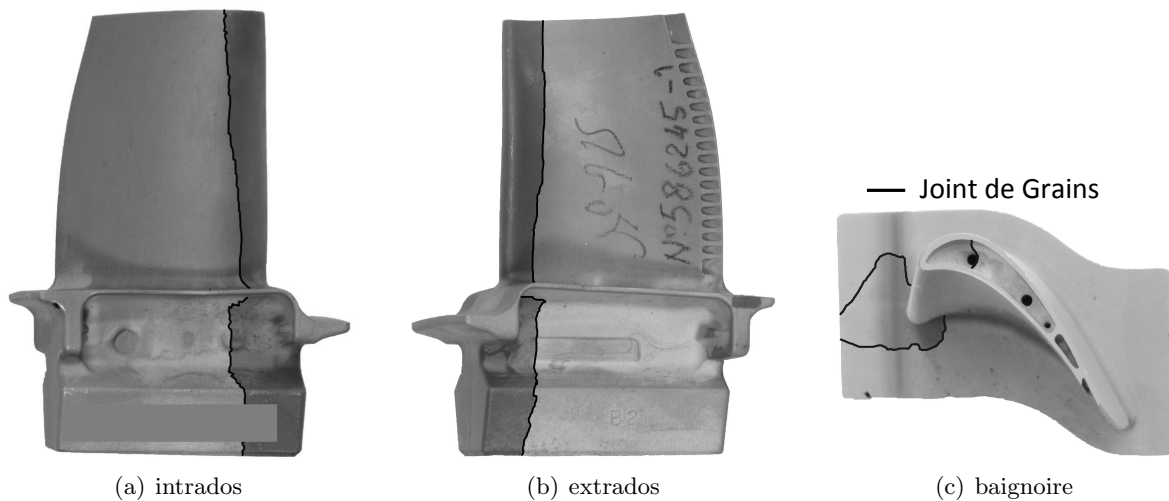


FIGURE 2.12 – Morphologie du joint de grains sur la surface d'une aube bicristalline

La morphologie du joint de grain n'est pas rectiligne mais plutôt sinueuse à la surface des aubes comme le montre la Figure 2.12. Si l'on s'intéresse à la morphologie du joint de grains dans la paroi de l'aube, une analyse EBSD est nécessaire. L'EBSD (Electron BackScattered Diffraction) permet de déterminer l'orientation cristallographique d'un échantillon par diffraction des électrons rétro-diffusés sur un réseau cristallin et ainsi mettre en évidence le joint de grains. La morphologie du joint de grains apparaît comme sinueuse (cf. Figure 2.13). Xinbao et al. [Xinbao et al., 2011] et Yang et al.

[Yang et al., 2013] ont présenté la relation entre les dendrites et le joint de grains (cf. Figure 2.14). On remarque que la morphologie du joint de grains est directement fonction de la direction de croissance des dendrites par rapport à la direction principale $[001]$ du grain orienté.

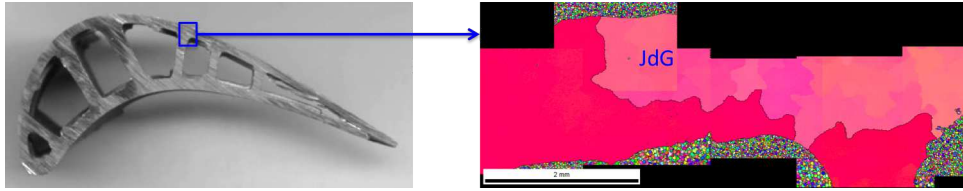


FIGURE 2.13 – Morphologie du joint de grain dans l'épaisseur de la paroi extradros de l'aube, EBSD à droite

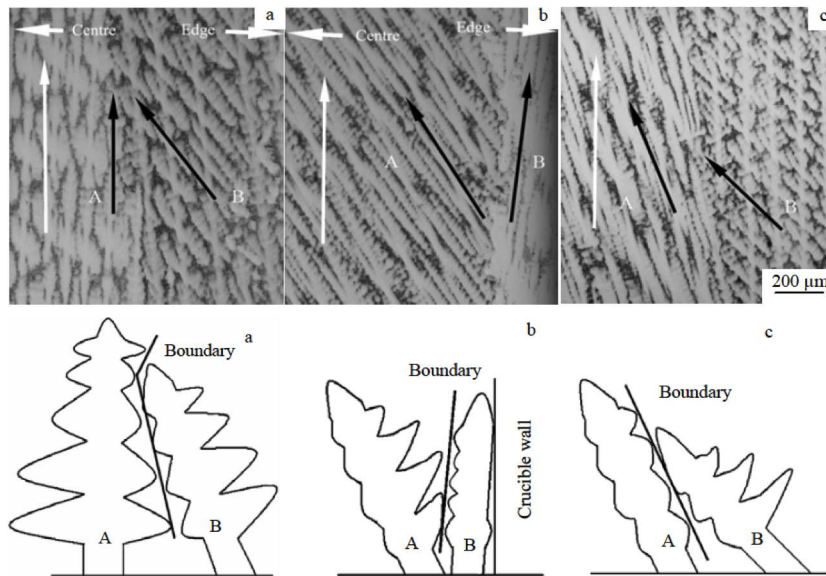


FIGURE 2.14 – Relation entre la croissance des dendrites et la morphologie du joint de grains

L'orientation du plan du joint de grains n'est pas connu car il faut une connaissance tridimensionnelle du joint de grains. Plusieurs techniques peuvent être mise en oeuvre pour caractériser le joint de grains de manière destructive ou non destructive.

La limitation est que les cartographies obtenues sont en 2D, mais par des coupes successives, on peut parvenir à reconstruire la morphologie des joints de grains [Lewis et al., 2006] [Rowenhorst et al., 2006]. Par contre, cela nécessite de détruire complètement l'échantillon étudié.

La tomographie en contraste de diffraction est une technique non destructive d'imagerie permettant de reconstruire en 3D la texture des joint de grains [King et al., 2010].

Hu et al. [Hu and Wang, 1998] ont fait une étude sur des éprouvettes bicristallines dont les grains sont iso-axiaux dans la direction $[134]$. Cette étude comporte des essais sur 10 éprouvettes :

- 5 éprouvettes dont le joint de grains est perpendiculaire à l'axe de traction ;
- 5 autres dont le joint de grains est incliné de 45° par rapport à l'axe de traction.

Lors d'un essai de traction sur un bicristal, ils montrent que le joint de grains est soit perpendiculaire ou incliné par rapport à l'axe de traction :

- les courbes d'érouissage cyclique sont indépendantes de l'orientation du joint de grains et sont les mêmes que celles sur monocristaux ;
- les fissures de fatigue s'amorcent au joint de grains quelle que soit l'orientation du joint ;
- lorsque le joint de grains est normal à l'axe de contrainte, le mécanisme d'amorçage se produit à l'intersection entre les Plan System Boundary (PSB) et le joint.

2.2.4 Mesure de l'orientation cristallographique des aubes et éprouvettes

Les aubes sont constituées d'un superalliage monocristallin anisotrope, par conséquent, leurs propriétés mécaniques sont différentes selon l'orientation de l'échantillon. Il est donc important de mesurer l'orientation des deux grains composant l'aube afin de prendre en compte dans les simulations la différence de propriétés mécaniques suivant l'orientation cristallographique. L'orientation cristallographique a été mesurée sur chaque aube bicristalline ainsi que sur les plaques dans lesquelles sont prélevées les éprouvettes de type élément de volume. Ceci est nécessaire pour connaître l'orientation par rapport à l'axe principal de solidification et l'orientation de l'axe secondaire.

Le principe utilisé pour déterminer l'orientation cristallographique est la méthode de Laue en retour. Un faisceau de rayon X polychromatique est envoyé sur un échantillon fixe, poli par grades successifs jusqu'à la pâte diamantée de $1\mu m$ et positionné parallèlement au faisceau. Le film photographique utilisé est monocouche et placé à une distance précise de $30mm$ par rapport à l'échantillon étudié. Chaque famille de plans réticulaires diffracte une partie du rayonnement dont la longueur d'onde λ satisfait la relation de Bragg :

$$n\lambda = 2d\sin\theta \quad (2.6)$$

où d correspond à la distance inter-réticulaire et θ à l'angle de Bragg.

Les rayonnements diffractés en retour donnent une série de taches sur le film, chaque tache correspond à une famille de plans réticulaires. Un exemple de cliché dont l'orientation cristallographique principale de l'échantillon est dans la direction $[001]$ est donné par la Figure 2.15(a). Lorsque l'orientation cristallographique principale de l'échantillon s'éloigne de la direction $[001]$, on observe que les séries de taches ne forment plus des lignes mais des paraboles (cf. Figure 2.15(b)).

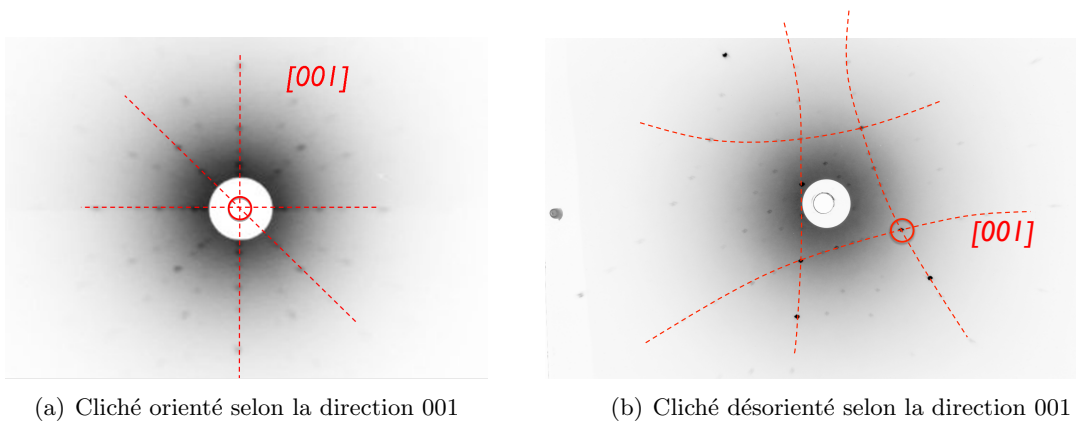


FIGURE 2.15 – Cliché de Laue

L'orientation cristallographique de chaque aube a été mesurée au Centre Des Matériaux (méthode de Laue en retour) et à Snecma Genevilliers (méthode automatisée). Les orientations obtenues par les deux méthodes sont identiques. Les résultats obtenus sont retranscrits en angles d'Euler afin de tenir compte de l'orientation cristallographique lors de la modélisation du comportement mécanique.

La projection stéréographique (cf. Annexe A) a donc été transcrite en angles d'Euler. Les trois angles d'Euler ϕ_1 , Φ , ϕ_2 permettent de passer du repère de l'échantillon vers le repère du cristal (cf. Figure 2.16) ([Bunge and Esling, 1982]). Une analyse détaillée de cette mesure par angle d'Euler est présentée en Annexe A.

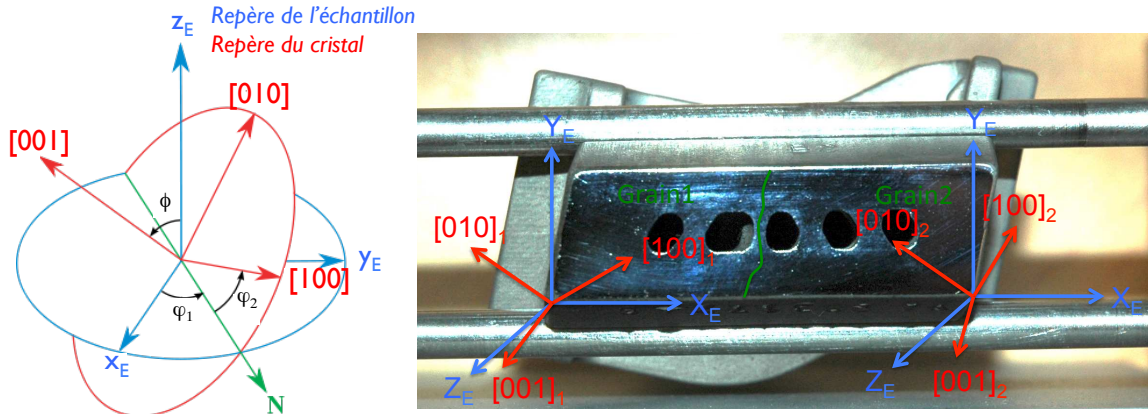


FIGURE 2.16 – Passage du repère échantillon (pied de sapin de l'aube) au repère du cristal

2.3 Comportement mécanique de l'AM1

Après avoir présenté les propriétés du matériau, nous allons aborder son comportement mécanique ainsi que sa durée de vie face à différents paramètres tels que

- la **température**,
- l'**orientation cristallographique** ;
- **et l'environnement**.

2.3.1 Influence de la température

F. Hanriot [Hanriot, 1993] a étudié le comportement mécanique de l'AM1 à 20°C , 650°C et 950°C . Le comportement mécanique de l'AM1 dépend fortement de la température, ainsi des mécanismes de plasticité différents interviennent suivant deux gammes de température. Une gamme que l'on peut appeler basse température, de la température ambiante à 650°C et une gamme haute température à partir de 950°C . Entre ces deux gammes, les deux mécanismes de plasticité sont présents.

A 20°C , F. Hanriot a mis en évidence les différents mécanismes de déformations (cf. Figure 2.17) sur une éprouvette :

- Stade I : apparition et multiplication de macrobandes sur les cinq premiers cycles ;
- Stade II : les macrobandes se remplissent de bandes plus fines jusqu'au dixième cycle ;
- Stade III : un nouveau plateau de contrainte est atteint lorsque le fût de l'éprouvette est totalement recouvert de bandes.

A 650°C , l'anisotropie du comportement inélastique est liée à la nature du glissement activé, soit cubique, soit octaédrique. L'activation du glissement cubique est préférentiel pour une orientation cristallographique s'éloignant de la direction $[001]$. Ainsi la déformation des monocristaux orientés selon la direction $[001]$ se fait par glissement octaédrique hétérogène alors que pour des directions telles que $[111]$, la déformation se fait par glissement cubique mais plus homogène, le glissement est 50 fois plus élevé dans les bandes.

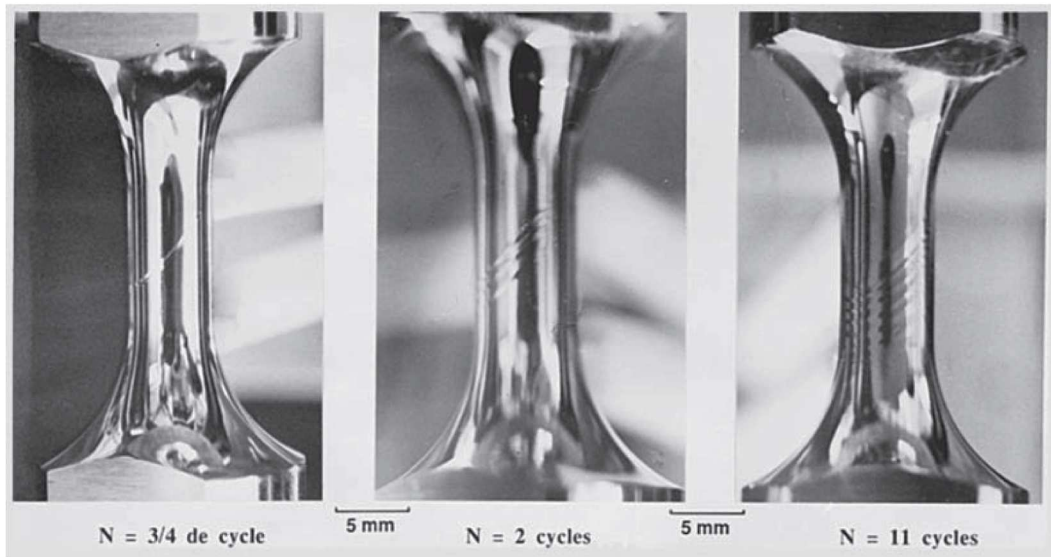


FIGURE 2.17 – Progression de la déformation inélastique par bandes de glissement en fonction du nombre de cycle pour une éprouvette d'orientation [001] testée à 20°C [Hanriot, 1993]

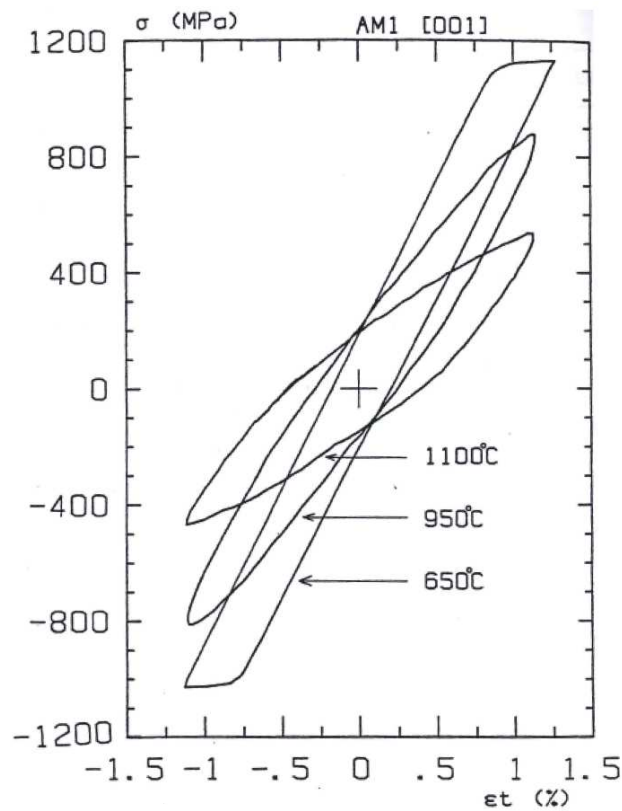


FIGURE 2.18 – Boucles d'Hystérésis $\sigma = f(\epsilon_t)$ à 650°C , 950°C et 1100°C [Fleury, 1991]

Différentes courbes contrainte/déformation en fatigue ont été reproduites sur la Figure 2.18, à différentes températures. L'influence de la température sur la réponse du matériau à une sollicitation cyclique isotherme montre qu'en dessous de 800°C , le comportement du matériau est élastique parfaitement plastique. La forme des boucles est carrée traduisant un très faible écrouissage. Pour des températures supérieures à 950°C , le stade d'écoulement facile n'existe plus et l'alliage se consolide avec la déformation inélastique. La différence de comportement du matériau entre 950°C et 1100°C est due à la diminution du module d'élasticité et de la limite d'écoulement plastique, et à l'augmentation de la composante viscoplastique.

L'effet du gradient de température a été étudié par Hu et al. [Hu et al., 2010] et sur une éprouvette tubulaire de type LCF. De l'air froid à 20°C circule au centre de l'éprouvette pendant que la peau est à 900°C . Ils en ont conclu que la déformation par système de glissement est le principal mécanisme de la LCF.

2.3.2 Influence de l'orientation cristallographique

L'influence de l'orientation cristallographique est un paramètre important, puisque c'est la seule variable qui permet de différencier les deux grains présents dans l'aube. Dans ce paragraphe, elle est seulement illustrée aux températures de 650 et de 950°C , température à laquelle nos essais ont été effectués.

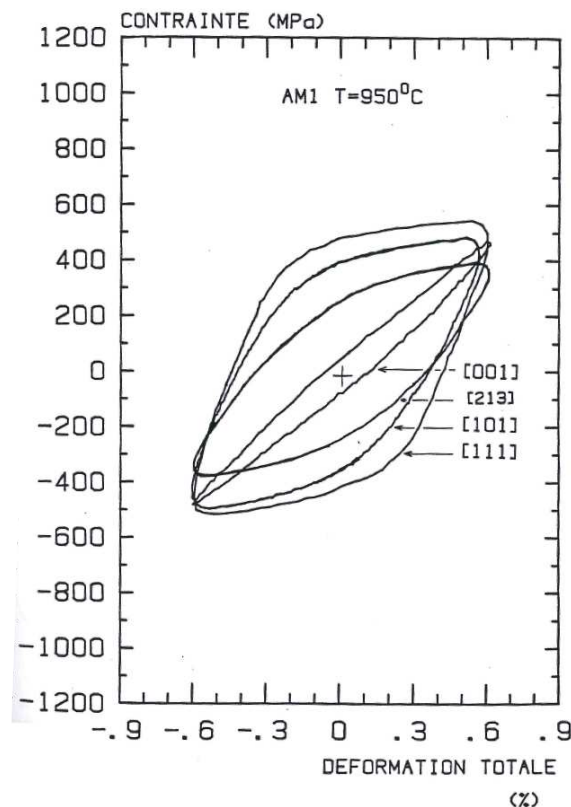


FIGURE 2.19 – Influence de l'orientation cristallographique sur l'allure des boucles contrainte-déformation totale pour les amplitudes de déformation plastique équivalentes à 950°C [Fleury, 1991]

La superposition des boucles d'hystérésis obtenues par E. Fleury [Fleury, 1991] (cf. Figure 2.19) pour chacune des orientations illustre le caractère anisotrope du matériau. L'anisotropie de ce matériau

se traduit par des valeurs de contraintes différentes pour un même niveau de déformation totale imposée et des formes de boucles spécifiques à chacune des orientations.

2.3.3 Fissuration de l'AM1, effet d'environnement

Les superalliages monocristallins sont très exposés aux environnements oxydants de par leur utilisation à haute température. Les mécanismes d'oxydation du matériau jouent un rôle sur les mécanismes de propagation de fissure et par conséquent sur la durée de vie. Deux effets d'oxydation sont observables lorsqu'on pratique des essais sous air :

- une croissance de la couche d'oxyde sur les lèvres de la fissure lors d'une oxydation dynamique, ce qui a pour conséquence d'amplifier les effets de fermeture et par conséquent la propagation de fissure est ralentie ;
- la diffusion de l'oxygène diminuant les propriétés mécaniques du matériau et provoquant une accélération de la propagation de fissure.

L'étude de l'oxydation se fait au moyen d'essais sous vide comparés à ceux réalisés sous air. Ils permettent de mettre en évidence l'effet de l'oxydation sur la durée de vie du matériau sous sollicitations cycliques. A 650°C , Fleury [Fleury, 1991] a montré qu'il y a une augmentation de la vitesse de fissuration. Par contre à 950°C sous air, l'oxydation tend plutôt à ralentir la propagation de fissure (cf. Figure 2.20).

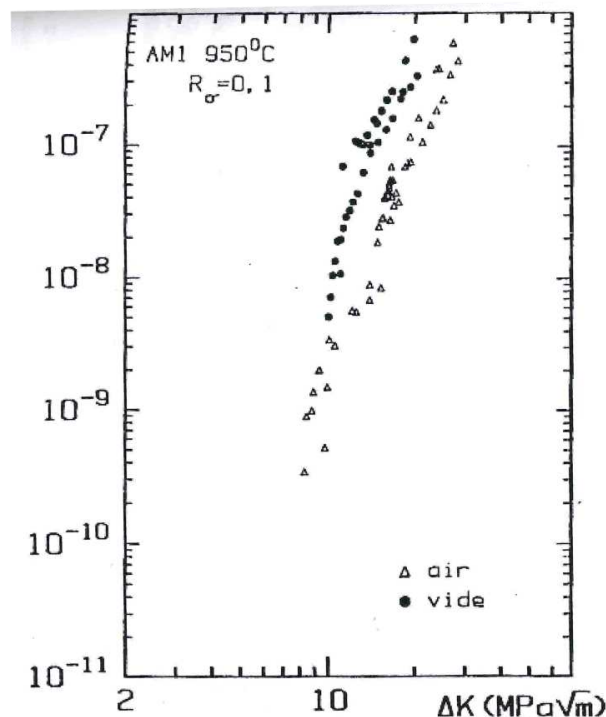


FIGURE 2.20 – Comparaison des courbes de fissuration sous air et sous vide à 950°C [Fleury, 1991]

2.3.4 Lois de comportement

La mise au point de lois de comportement pour les monocristaux est indispensable. Lorsque l'on veut concevoir des essais mécaniques à partir de simulations numériques, il convient de disposer de

lois de comportement réalistes et pertinentes. De nombreux modèles existent pour décrire le comportement élasto-viscoplastique des monocristaux. Le modèle retenu est un modèle cristallographique phénoménologique développé par Méric et al. ([Méric et al., 1991] et [Méric and Cailletaud, 1991]). Le comportement oligocyclique du matériau est traduit par un écrouissage cinématique au niveau des systèmes de glissement. Ce modèle de comportement est un modèle à potentiels multiples utilisant une loi de d'écoulement plastique au niveau de chacun des systèmes de glissement cubiques et octaédriques (un critère par systèmes de glissement). Il applique la loi de schmid pour projeter la contrainte macroscopique sur ces systèmes de glissement.

La déformation totale se décompose en une partie élastique et une partie plastique :

$$\underline{\underline{\epsilon}} = \underline{\underline{\epsilon}}^e + \underline{\underline{\epsilon}}^p \quad (2.7)$$

avec

$$\underline{\underline{\sigma}} = \underline{\underline{L}} : \underline{\underline{\epsilon}}^e \quad (2.8)$$

où $\underline{\underline{L}}$ est le tenseur anisotrope d'élasticité car la structure CFC du monocristal engendre une anisotropie cubique du comportement mécanique. En adoptant la notation de Voigt, on a :

$$\begin{array}{c} \text{---} \\ \text{---} \\ \text{---} \end{array} \quad (2.9)$$

On a alors

$$\sigma_I = \sum_{J=1}^6 L_{IJ} \epsilon^e_J \quad (2.10)$$

avec

$$\underline{\underline{L}} \approx \begin{pmatrix} L_{11} & L_{12} & L_{12} & 0 & 0 & 0 \\ L_{12} & L_{11} & L_{12} & 0 & 0 & 0 \\ L_{12} & L_{12} & L_{11} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & L_{44} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & L_{44} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & L_{44} \end{pmatrix}_{cristal} \quad (2.11)$$

La déformation plastique est la résultante de l'activation des plans de glissement sur les 12 systèmes octaédriques et les 6 systèmes cubiques. Chaque plan de glissement est défini par une direction normale au plan notée \underline{n}^s . Chaque système de glissement est défini par une direction \underline{l}^s . L'activation des plans est fonction du chargement appliqué et de l'orientation cristallographique du matériau. On a alors :

$$\underline{\underline{\dot{\epsilon}}}^p = \sum_{s=1}^{12} \underline{\underline{m}}^s \dot{\gamma}^s + \sum_{s'=1}^6 \underline{\underline{m}}^{s'} \dot{\gamma}^{s'} \quad \text{avec} \quad \underline{\underline{m}}^s = \frac{1}{2} (\underline{l}^s \otimes \underline{n}^s + \underline{n}^s \otimes \underline{l}^s) \quad (2.12)$$

La résultante de la vitesse de glissement $\dot{\gamma}^s$ est donnée par :

$$\dot{\gamma}^s = \left\langle \frac{|\tau^s - x^s| - r^s}{k} \right\rangle^n \text{sign}(\tau^s - x^s) \quad (2.13)$$

où r^s et x^s sont des variables internes qui désignent respectivement l'écrouissage isotrope et l'écrouissage cinématique.

L'écrouissage isotrope est défini par :

$$r^s = r_0 + Q \sum_r H^{sr} \left(1 - e^{-bv^r} \right) \quad \text{avec} \quad \dot{v}^r = |\dot{\gamma}^r| \quad (2.14)$$

où Q définit la valeur asymptotique qui correspond au régime cyclique stabilisé pour le système s , et b indique la rapidité de stabilisation. La limite d'élasticité initiale sur la famille de systèmes de glissement considérée est notée r_0 . La matrice H^{sr} permet de tenir compte des éventuelles interactions entre les systèmes de glissement. Dans le cas des superalliages monocristallins, cette matrice est généralement prise égale à l'identité, le phénomène d'auto-écrouissage étant prépondérant devant l'écrouissage latent ([Méric et al., 1991], [Méric and Cailletaud, 1991]). En effet, l'essentiel de l'écrouissage est lié aux interactions avec les précipités, plutôt qu'avec les dislocations des autres systèmes de glissement.

Par ailleurs, un écrouissage cinématique est introduit afin de traduire le déplacement du centre du domaine d'élasticité dans l'espace des contraintes. Son existence est à relier à des hétérogénéités à l'échelle microscopique qui créent des champs de contraintes locaux non uniformes sur de "grandes" distances (contraintes à longues portées). L'écrouissage cinématique utilisé ici est non linéaire. Il est muni d'un terme de rappel en vitesse de déformation plastique cumulée :

$$x^s = c\alpha^s \text{ avec } \dot{\alpha}^s = \dot{\gamma}^s - d\dot{\nu}^s \alpha^s - \omega(\alpha^s) \quad (2.15)$$

où c et d sont deux paramètres ajustables du modèle. Le terme $d\dot{\nu}^s \alpha^s$ est un terme de rappel classique pour l'écrouissage cinématique non linéaire, basé sur la déformation plastique cumulée. Il permet de décrire les effets d'histoire du chargement, tels que l'effet Bauschinger ou le déplacement du domaine d'élasticité dans l'espace des contraintes.

L'intégration de l'équation (2.15) dépourvue (du terme $\omega(\alpha^s)$) pour un chargement de fatigue symétrique isotherme donne :

$$x^s = \pm \frac{c}{d} \left(1 - e^{\pm d\gamma^s}\right) \quad (2.16)$$

De plus, on observe dans les superalliages monocristallins à haute température une dissymétrie en traction/compression. La prise en compte de cette anisotropie initiale supplémentaire peut être faite en introduisant dans la loi d'écrouissage cinématique des valeurs initiales non nulles. Ce formalisme est décrit par Hanriot [Hanriot, 1993] et Flouriot [Flouriot, 2004] pour mettre en évidence un phénomène de rochet dans la bande de localisation située en avant d'une pointe de fissure (à l'aide d'une loi de plasticité cristalline). Un terme constant est alors introduit, noté \bar{x}^s dans l'écrouissage cinématique non linéaire, ce qui conduit à l'expression suivante :

$$x^s = \left(\bar{x}^s \pm \frac{c}{d}\right) \left(1 - e^{\pm d\gamma^s}\right) \quad (2.17)$$

La déformation élastique se traduit par une déformation réversible du matériau. Lorsque la déformation dépasse le domaine élastique, elle devient plastique. Elle se traduit par un glissement dans une direction associée à un plan de glissement. La projection de la contrainte appliquée à l'éprouvette dans le plan de glissement et la direction de glissement agit à l'échelle des plans de glissement (cf. Figure 2.21). Cette projection est appelée cission résolue τ et s'exprime par :

$$\tau = \frac{F}{S_0} \cos(\chi) \cos(\theta) = \sigma_0 m \quad (2.18)$$

où F est l'effort appliqué à l'échantillon, S_0 la surface de coupe normale à l'axe de traction, χ l'angle entre la normale au plan de glissement et l'axe de traction et θ l'angle entre la direction de glissement et l'axe de traction.

La contrainte appliquée à l'éprouvette est σ_0 et le terme $\cos(\chi) \cos(\theta)$ est noté m et appelé facteur de Schmid. La loi de Schmid et Boas stipule que [Schmid and Boas, 1950] le glissement débute quand la valeur de la cission résolue atteint une valeur critique sur un plan de glissement quelle que soit l'orientation. Plusieurs systèmes de glissement peuvent être activés dans un monocristal, celui qui

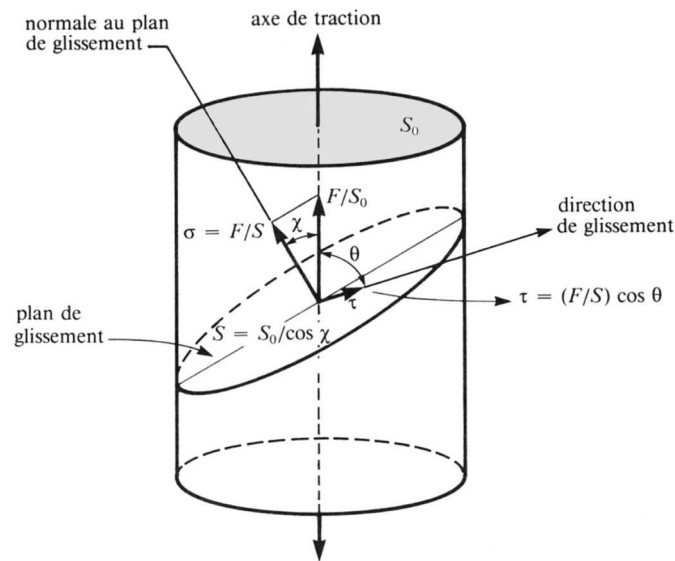


FIGURE 2.21 – Projection de la contrainte appliquée à l'éprouvette dans un plan de glissement et une direction de glissement [Dorlot et al., 2000]

aura atteint le plus rapidement la valeur critique de la cission résolue sera activé le premier. Dans le cas du bicristal qui est soumis à une contrainte donnée, chaque grain voit une contrainte différente de part son orientation différente par rapport à l'axe de déformation. Chaque grain a une valeur de facteur de Schmid distincte et par conséquent, ils ne se déforment pas de la même manière.

L'identification des paramètres de la loi de comportement a été fait par Hanriot [Hanriot, 1993] entre $20^{\circ}C$ et $950^{\circ}C$. Cette identification passe par une analyse de la base de données expérimentales disponible, puis, les différents paramètres à identifier sont identifiés à l'aide d'essais sur élément de volume.

2.4 Le phénomène de fatigue

2.4.1 Définitions et grandeurs générales

La Figure 2.22 illustre les grandeurs qui sont utilisées pour décrire un cycle de chargement :

- σ_{min} et σ_{max} représentent les contraintes minimale et maximale pour un chargement cyclique ;
- σ_a indique l'amplitude de contrainte $\sigma_a = \frac{\sigma_{max} - \sigma_{min}}{2}$;
- $\Delta\sigma$ représente la variation de contrainte sur un cycle, ou l'amplitude crête à crête de la contrainte ;
- $\bar{\sigma}$ est la contrainte moyenne $\bar{\sigma} = \frac{\sigma_{min} + \sigma_{max}}{2}$.

Le rapport de charge en contrainte R_{σ} est également défini comme le rapport $\frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$. De manière similaire, les rapports de charge en déformation ou en force sont le rapport de la valeur minimale sur la valeur maximale.

2.4.2 Modes de fissuration

Il existe trois différents modes de fissuration élémentaires (cf. Figure 2.23) :

- mode I : mode d'ouverture de la fissure s'effectuant perpendiculairement à la direction de propagation ;

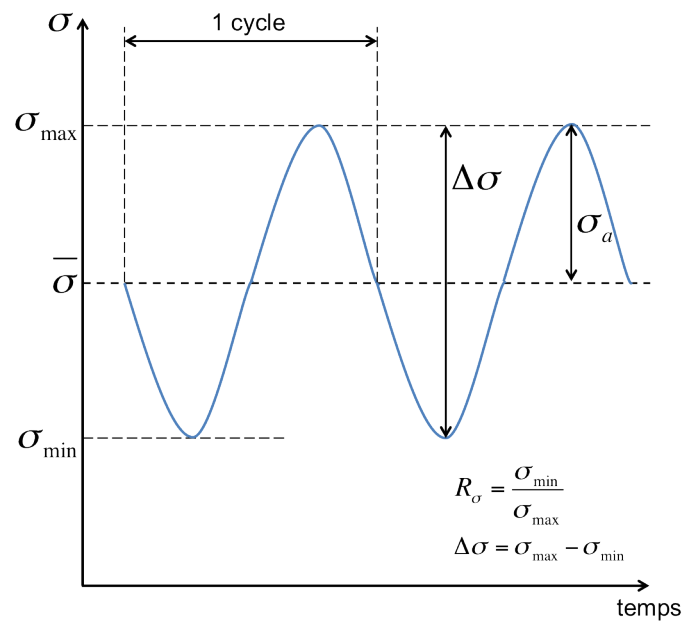
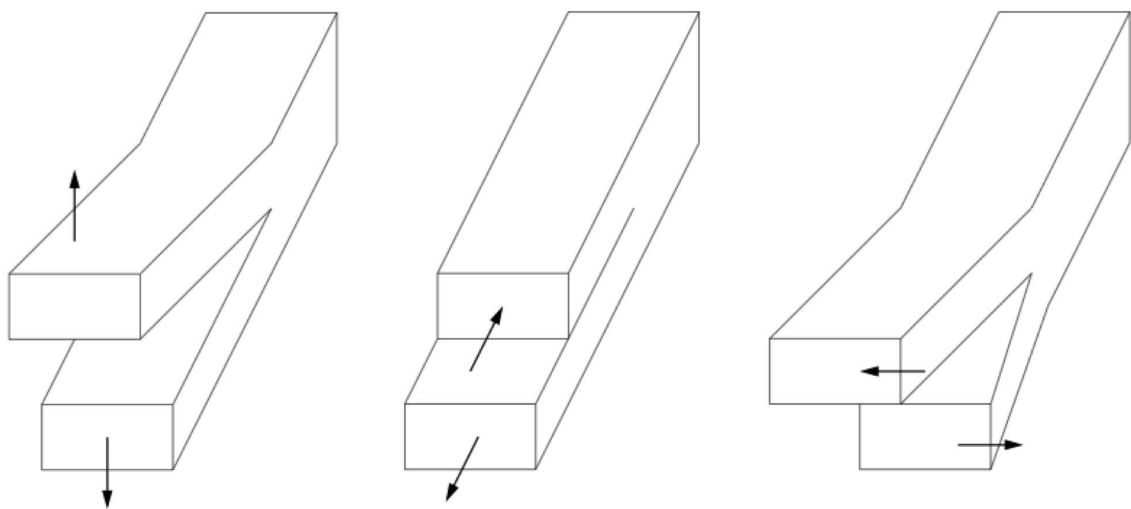


FIGURE 2.22 – Nomenclature pour un chargement de fatigue d’amplitude constante

- mode II : mode de cisaillement dans le plan où la propagation de fissure est parallèle à la direction de propagation ;
- mode III : mode de cisaillement hors du plan où la propagation de fissure est parallèle au fond de la fissure.



(a) Mode I : mode d’ouverture

(b) Mode II : mode de cisaillement

(c) Mode III : mode de cisaillement hors du plan

FIGURE 2.23 – Représentation schématique des trois modes de rupture

2.4.3 Endommagement sur structures

La fatigue des structures est différente de celles des éprouvettes représentée dans un élément de volume de matière par le fait que le chargement est hétérogène (en amplitude et en type de sollicitation). Deux axes de recherche sont alors possibles :

- l'étude de l'amorçage de fissure ;
- l'étude de la propagation.

La propagation de fissures ne correspond qu'à une courte période de la durée de vie lorsque on étudie une éprouvette. Par contre quand on passe au niveau d'une structure réelle, la propagation a une place importante puisque c'est ce qui amène à la rupture finale et le seul phénomène facilement observable sur des pièces en service. Nous avons choisi de nous focaliser sur l'étude de l'amorçage de fissure qui permet d'estimer la durée de vie lors de l'apparition de microfissures.

L'amorçage de fissure est la combinaison entre l'hétérogénéité structurale et intrinsèque du matériau.

2.5 Mécanismes d'endommagement

La rupture d'une pièce ne se limite pas à un phénomène brutal de fissuration mais à la combinaison de plusieurs paramètres conduisant à la détérioration progressive de celle-ci. L'endommagement se traduit donc par la détérioration progressive de la matière avec différents modes comme l'endommagement par fatigue ou l'endommagement par fluage et la fragilisation par l'oxydation dont les mécanismes sont fortement dépendants du temps.

On définit comme critère de ruine, l'apparition d'une fissure de taille critique a_{cr} . L'observation de la fissuration dans les structures soumises à la fatigue montre que le processus de ruine peut être décomposé en plusieurs stades. En premier lieu, dans les zones les plus sollicitées du matériau se forment des microfissures. Puis celles-ci se développent et coalescent les unes avec les autres pour ne former qu'une fissure de taille macroscopique. Enfin la propagation de cette fissure conduit à la ruine de la pièce.

La durée de vie d'une structure est donc divisée en deux phases : la phase d'amorçage et la phase de propagation.

L'évaluation du stade d'amorçage d'une fissure est différente selon les auteurs. Généralement, pour un critère ingénieur, le nombre de cycles à l'amorçage est défini pour une longueur de fissure de l'ordre de $0,3mm$. L'importance relative des stades d'amorçage et de propagation dépend de nombreux paramètres comme l'amplitude de la sollicitation, la géométrie de la pièce, la nature du matériau, la température, le chargement et l'environnement.

2.5.1 Endommagement de fatigue

La répétition de cycles de chargement modifie et dégrade les propriétés du matériau jusqu'à la rupture des pièces sollicitées. Ce phénomène de rupture est appelé rupture par fatigue et cette rupture se produit sous des chargements cycliques dont l'amplitude est bien inférieure à la résistance à la rupture. La durée de vie des pièces dépend de plusieurs facteurs tels que le rapport de charge, la forme des cycles (triangle, carré, sinusoïdal, ...), la température, la présence de défauts, etc... On distingue deux types de fatigue :

- La fatigue à grand nombre de cycles correspondant à une déformation plastique négligeable ;
- La fatigue à faible nombre de cycles (fatigue oligocyclique) correspondant à une plastification substantielle au cours de chaque cycle.

La fatigue sous sollicitation multiaxiale

Les modèles multiaxiaux peuvent être classifiés en deux catégories :

- Les critères en déformations : ils sont issus de la fatigue oligocyclique via des essais en déformation imposée ;
- Les critères en contraintes : ils sont plutôt adaptés pour le cas de la fatigue à grand nombre de cycles sans déformation plastique.

Les courbes de Whöler sont utilisées dans le domaine de la fatigue à grand nombre de cycles. Le critère de Basquin (ref) décrit la relation entre le nombre de cycles à la rupture et l'amplitude de contrainte :

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (2.19)$$

où b et σ'_f sont respectivement le coefficient de Basquin et la contrainte à rupture statique. Cette loi ne prend pas en compte l'effet de contrainte moyenne.

Manson-coffin [Manson, 1953] et [Coffin, 1954] a proposé un modèle basé sur la déformation plastique dans le domaine de la fatigue oligocyclique qui s'écrit :

$$\frac{\Delta\epsilon_p}{2} = \epsilon'_f (2N_f)^c \quad (2.20)$$

où c et ϵ'_f sont des coefficients matériau.

En combinant la relation de Basquin et celle de Manson, on peut couvrir tout le domaine de durée de vie par la relation :

$$\frac{\Delta\epsilon}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} + \frac{\Delta\epsilon_p}{2} \quad (2.21)$$

soit

$$\frac{\Delta\epsilon}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \epsilon'_f (2N_f)^c \quad (2.22)$$

Ce modèle combine un terme élastique et un terme plastique. Ainsi, du côté des faibles durées de vie, la terme plastique est prépondérant et pour les grandes durées de vie, la limite de fatigue n'existe pas.

La correction de Morrow [Morrow, 1965] permet de prendre en compte l'effet de contrainte moyenne de la façon suivante :

$$\frac{\Delta\epsilon}{2} = \frac{\sigma'_f - \sigma_m}{E} (2N_f)^b + C (2N_f)^c \quad (2.23)$$

Critère de Sinès [Sines and Editors, 1959], **critère de Crossland** [Crossland, 1956] : Ce critère est fonction de l'amplitude de la contrainte de cisaillement octaédrique (τ_{oc}) et de la pression hydrostatique moyenne ($\bar{\sigma}_H$) au cours du cycle dans le critère de Sinès, ou de la pression hydrostatique maximum (σ_{max}) dans le critère de Crossland. ces critères sont définis comme suit :

$$\tau_{oct} + \alpha (P^*) \leq b \quad (2.24)$$

avec $P^* = \bar{\sigma}_H$ ou σ_{Hmax}

Critère de Dang Van [Van et al., 1989] : Ce critère est relié par le cisaillement local maximal produit par le chargement qui le mécanisme de base pour l'amorçage des fissures en fatigue : le cisaillement des plans cristallographiques le plus défavorablement orienté. On relève le plan pour lequel le cisaillement est maximal et la valeur de ce cisaillement τ en fonction de la pression hydrostatique. La courbe limite supérieure du critère peut être représentée par cette relation linéaire :

$$\tau + \alpha p_{max} = \beta \quad (2.25)$$

Les coefficients α et β sont déterminés à partir d'essais de fatigue de référence.

Critère de Findley [Findley,], Mataka [Mataka, 1956] : Ces deux auteurs ont proposé un critère faisant intervenir :

- le cisaillement alterné s'exerçant sur le plan τ_a ;
- la contrainte normale s'exerçant sur le plan τ_a .

Ce critère nécessite la recherche du plan sur lequel le cisaillement alterné est maximal et la détermination de la contrainte normale qui s'exerce sur ce plan. Ce critère donne un rôle important à la contrainte normale par rapport au critère de Crossland qui considère que la pression hydrostatique est le facteur déterminant.

Les modèles basés sur l'amplitude de contrainte effective considèrent que la contrainte multiaxiale est réduite à une valeur effective cyclique uniaxiale et la contrainte hydrostatique est introduite pour prendre en compte les effets de contrainte moyenne.

2.5.2 Endommagement par fluage

Le mécanisme de fluage est un phénomène thermiquement activé qui induit la perte de la propriété des matériaux à résister aux efforts appliqués. Le matériau se déforme continûment sous une contrainte appliquée qui ne provoquerait pas de déformation plastique au cours d'un essai de traction ou de compression.

Le fluage des superalliages se décomposent en 3 stades : le stade primaire, le stade secondaire et le stade tertiaire. Le stade primaire est caractérisé par une diminution progressive de la vitesse de fluage attribuée à l'érouissage du matériau. Le stade secondaire est défini par une vitesse de déformation minimale constante. Le dernier stade du fluage consiste en une très forte augmentation de la vitesse et à une localisation importante de la déformation menant rapidement à la rupture.

Le fluage peut être décrit par la formulation de Kachanov développée en 1958 pour modéliser le fluage uniaxial :

$$dD = \left(\frac{\sigma}{A}\right)^r \cdot (1 - D)^{-k} \cdot dt \quad (2.26)$$

A , k et r sont des paramètres dépendants du matériau et de la température. L'intégration de l'équation différentielle à contrainte constante entre $D = 0$ et $D_c = 1$ fournit le temps à rupture en fluage :

$$t_{rc} = \frac{1}{1+k} \left(\frac{\sigma}{A}\right)^{-r} \quad (2.27)$$

Sous chargement multiaxial, la relation 2.27 se généralise en remplaçant la contrainte par une combinaison linéaire d'invariants élémentaires :

$$\chi(\sigma) = \alpha \sigma_{principale} + \beta \cdot 3\sigma_H + (1 - \alpha - \beta) \sigma_{eq} \text{ avec } \sigma_{eq} = \sqrt{\frac{2}{3} \sigma^D : \sigma^D} \quad (2.28)$$

La loi tridimensionnelle d'évolution de l'endommagement par fluage devient alors :

$$\dot{D} = \left\langle \frac{\chi(\sigma)}{A} \right\rangle^r (1 - D)^{-k} \quad (2.29)$$

Ainsi, les paramètres A , r , k , α et β sont dépendants du matériau et de la température et sont à identifier.

2.5.3 Endommagement par oxydation

L'endommagement par oxydation peut être décelé en comparant des essais sous vide avec des essais sous air. Diverses études ont été réalisées sur des superalliages à base de nickel ([Rémy et al., 2013], [Geuffrard,], [Fleury, 1991]) montrant l'influence de l'oxydation sur la durée de vie. L'effet est d'autant plus marqué que la fréquence de chargement est faible. Il en est de même pour le rapport de charge.

Plus la température est élevée et plus la dégradation du matériau est importante. Les couches d'oxydes formées peuvent être rompues par cyclage. Ces ruptures successives mettent le matériau à nu, ce qui a pour effet d'accélérer les cinétiques de réaction chimiques. On a un couplage entre le chargement et la vitesse de fissuration en présence d'oxydation. Sous air, $\frac{da}{dN}$ augmente lorsque le chargement augmente.

2.5.4 Durée de vie de l'AM1

En fonction de la température

Fleury [Fleury, 1991] a effectué des essais de durée de vie à différentes températures pour l'orientation cristallographique [001] avec un rapport de déformation de -1 ($R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}$). Les courbes de durées de vie (cf. Figure 2.24) sont montrées dans des diagrammes bilogarithmiques donnant le nombre de cycles à la rupture N_f en fonction respectivement de la variation de contrainte et de déformation. On remarque que l'élévation de la température d'essai a pour effet de diminuer la résistance à la fatigue oligocyclique isotherme. Lorsque la variation de déformation imposée est la même, l'effet de la température est d'autant plus marqué que le niveau de déformation totale est faible.

L'évolution du nombre de cycles à la rupture avec l'amplitude de contrainte illustre l'effet de la température sur les lois de rupture. Dans le domaine de durée de vie étudié par Fleury [Fleury, 1991], les points obtenus tendent à s'aligner sur des droites avec des pentes de plus en plus prononcées lorsque la température s'élève. L'élévation de la température diminue la durée de vie pour une même amplitude de contrainte.

En fonction de l'orientation cristallographique

Defresne ([Defresne, 1989]) et Fleury [Fleury, 1991] ont montré l'influence de l'orientation cristallographique aux températures de $650^\circ C$ et de $950^\circ C$. Pour ces deux températures, lorsqu'on impose une même amplitude de déformation sur les éprouvettes de différentes orientations (cf. Figure 2.25), l'orientation [111] possède la plus faible durée de vie alors que l'orientation [001] la plus grande, et les orientations [101] et [123] possèdent une durée de vie intermédiaire. Ceci s'explique du fait que le module d'élasticité est le plus faible pour l'orientation [001] et le plus élevé pour l'orientation [111]. Les résultats des essais de fatigue oligocyclique isotherme à $950^\circ C$ se superposent dans une faible bande de dispersion lorsque la courbe de durée de vie est représentée dans le diagramme de Basquin en $\Delta\sigma = f(N_f)$.

En fonction de la fréquence, de la contrainte moyenne

Gallerneau [Gallerneau, 1995] a mené des essais à différentes fréquences. Il a montré, cf. Figure 2.26, que plus la fréquence de sollicitation est élevée, plus la durée de vie est élevée.

La présence d'une contrainte moyenne non nulle positive affecte la courbe de fatigue en réduisant la limite d'endurance du matériau. L'effet de contrainte moyenne apparaît dans le régime élastique, c'est à dire dans le régime des grands nombre de cycles. La courbe de fatigue doit alors être ajustée, là où il n'y a pas la possibilité de relaxation plastique qui permet de relaxer cette contrainte moyenne.

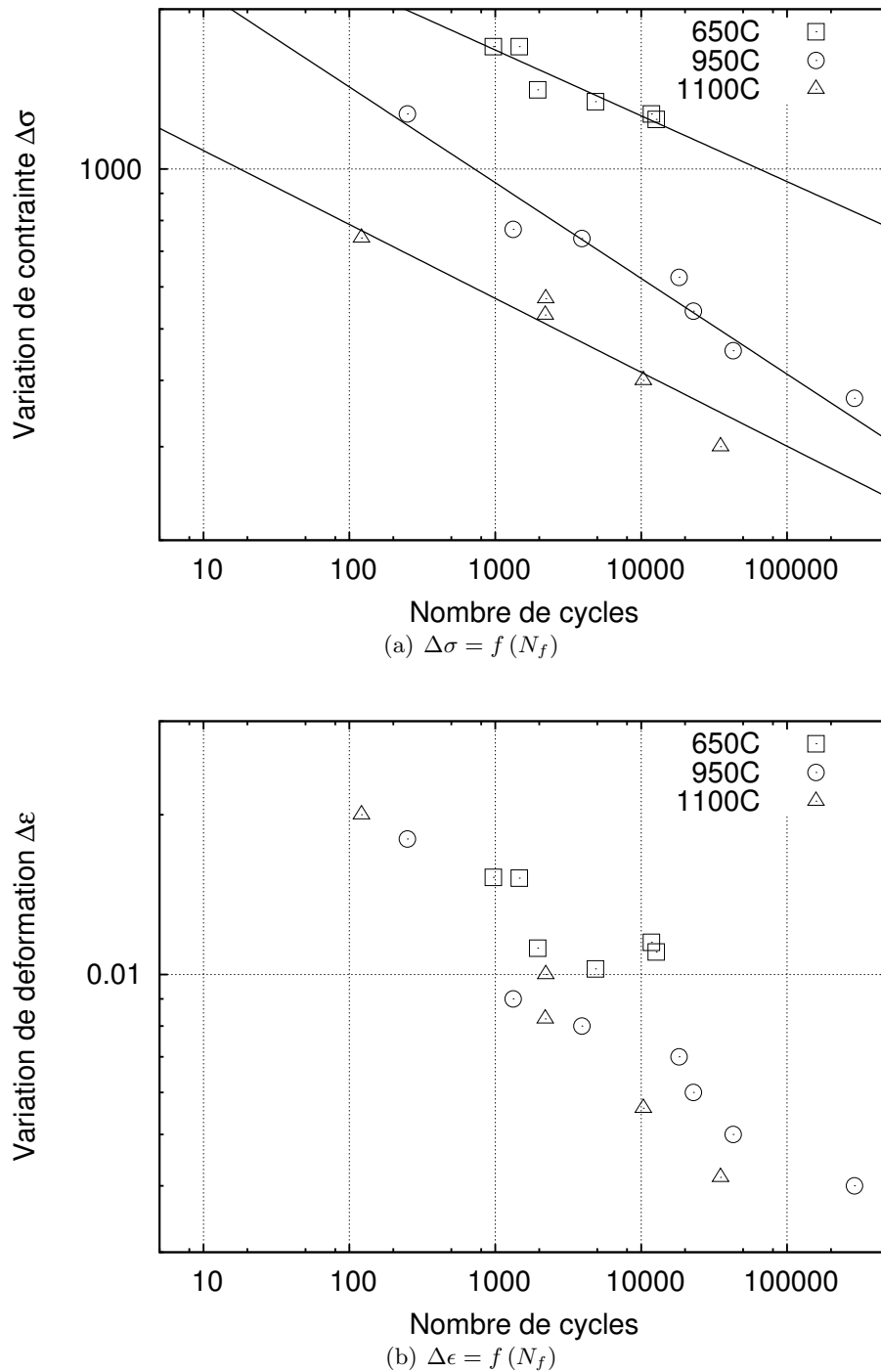


FIGURE 2.24 – Comparaison des courbes de durée de vie en fonction de différentes températures pour l'orientation [001] [Fleury, 1991]

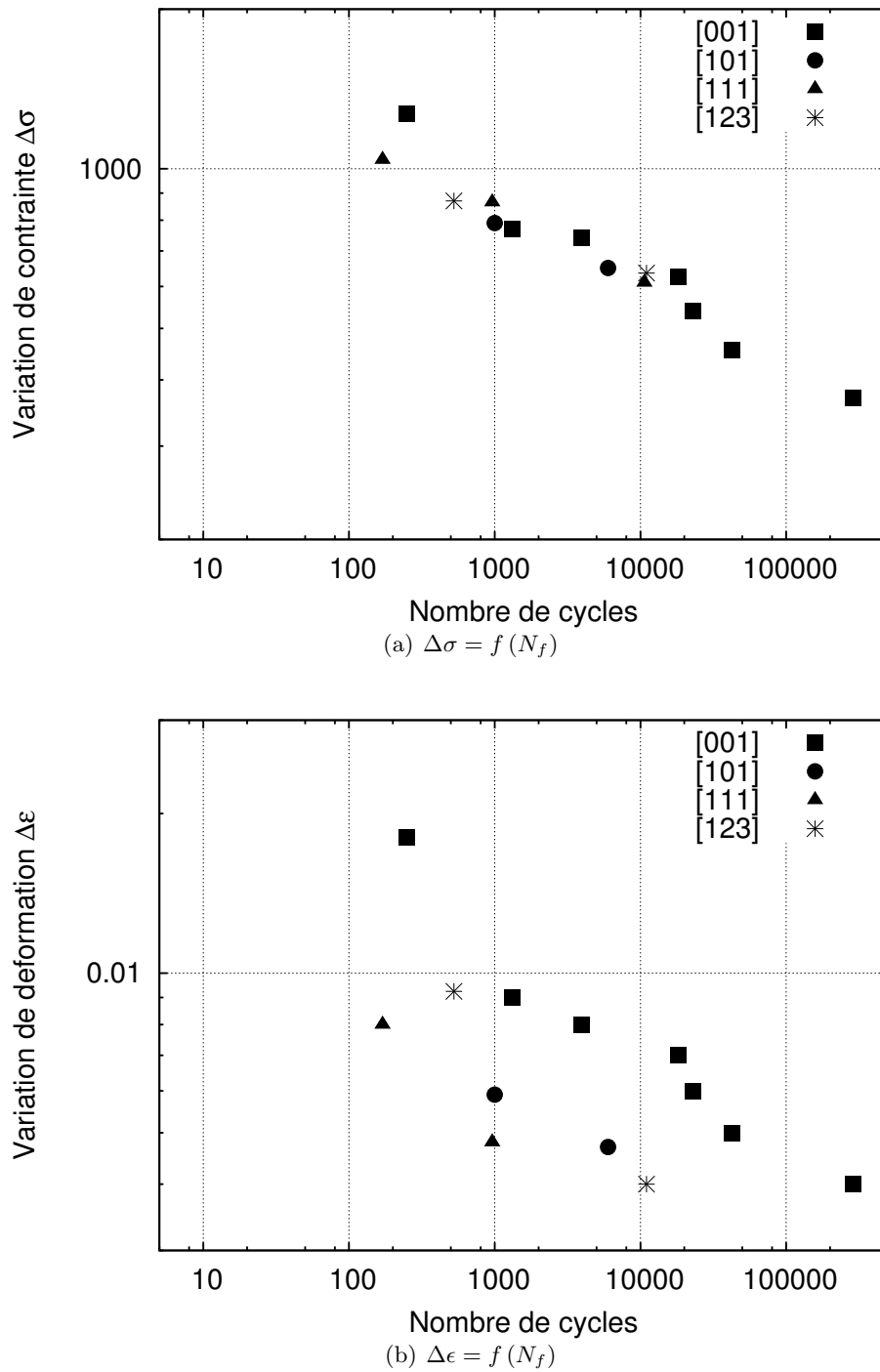


FIGURE 2.25 – Comparaison des courbes de durée de vie en fonction de différentes orientations cristallographiques pour une température de 950°C [Defresne, 1989], [Fleury, 1991]

Les effets de contrainte moyenne montrent que plus la contrainte moyenne est élevée et plus la durée de vie diminue en fonction de la contrainte appliquée (cf. Figure 2.27).

Ces effets rejoignent les effets d'oxydation. Moins il y a d'oxydation et plus $\frac{da}{dN}$ diminue.

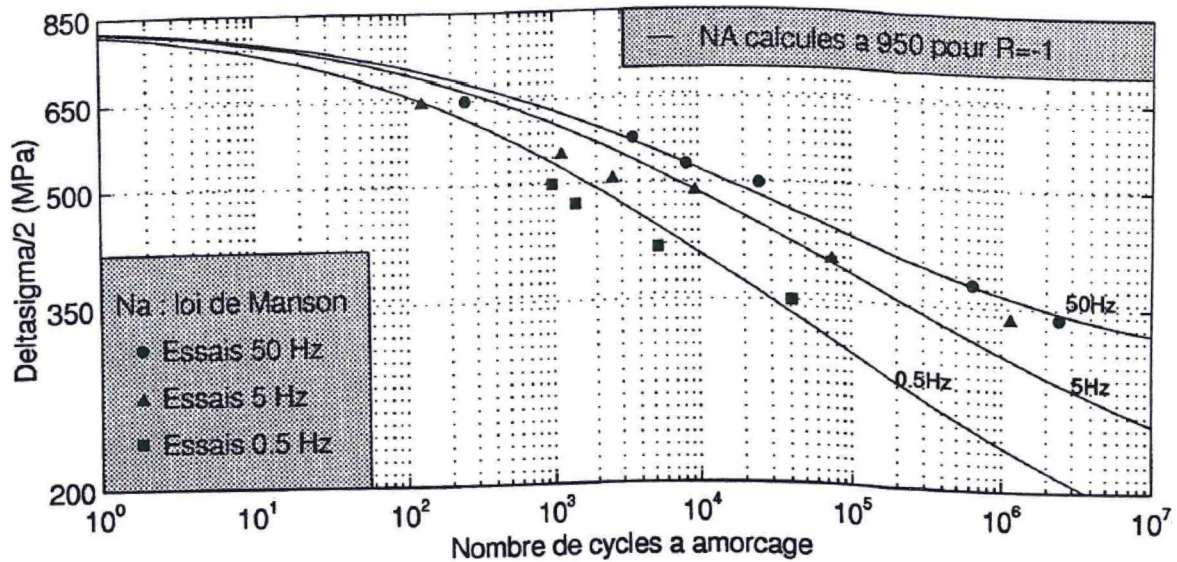


FIGURE 2.26 – Diagramme de durée de vie de l'AM1 à 950°C pour différentes fréquences $f = 50Hz, 5Hz, 0.5Hz$ [Gallerneau, 1995]

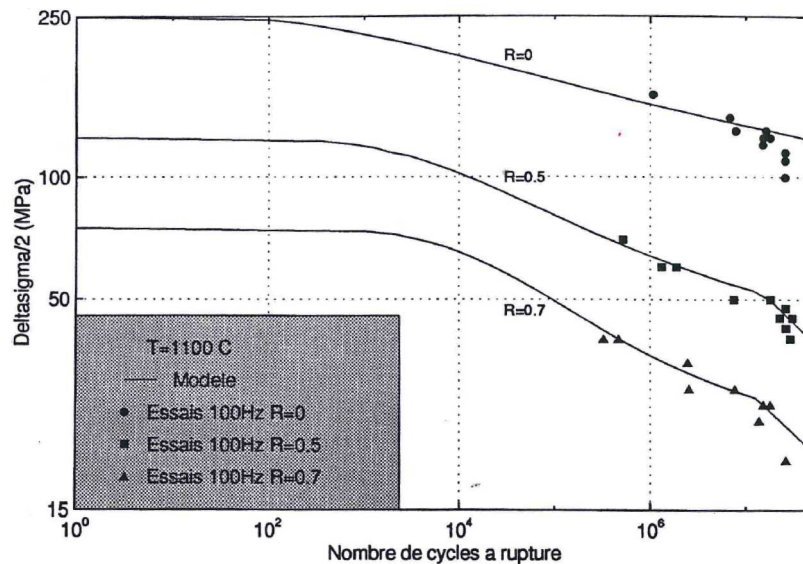


FIGURE 2.27 – Diagramme de durée de vie de l'AM1 à 1100°C pour différents rapports de charge $R_\sigma = 0, 0.5$ et 0.7 [Gallerneau, 1995]

2.5.5 Effet du joint de grains sur l'endommagement

Hu et al. [Hu and Wang, 1998] ont déduit que le joint de grains avait un fort effet sur la résistance à la fissuration par fatigue puisque les microfissures s'amorcent et se propagent préférentiellement le long du joint de grains.

Li et al. [Li et al., 2013] ont montré que les fissures lors des essais de fatigue ne s'amorçaient pas obligatoirement le long du joint de grains, mais pouvaient s'amorcer le long des PSB. De plus, la rupture intergranulaire est dépendante de l'orientation de chacun des grains mais également de l'orientation relative entre le joint de grains et les systèmes de glissement primaire.

2.5.6 Modèle de prédiction de durée de vie Fat-Flu

Dans le cas de l'AM1 revêtu C1A, Gallerneau [Gallerneau, 1995] a développé un modèle de prédiction de durée de vie formulé en contrainte. Ce modèle, repris par Bonnard [Bonnard, 2006] et Kaminski [Kaminski, 2007], utilise deux variables d'endommagement :

- D_I est la variable d'endommagement correspondant à la phase de micro-amorçage de fissures ayant traversé la protection et la zone de diffusion,
- D_p est la variable de micro-propagation de fissures qui correspond à la progression de ces fissures dans le substrat.

Gallerneau prend en compte les effets néfastes du temps provoqués par les chargements lents appliqués à haute température. De manière expérimentale, Gallerneau a montré qu'il existe une interaction entre la fatigue et l'oxydation au cours de la phase de microamorçage de fissures et une interaction entre la fatigue et le fluage au cours de la propagation de microfissures. Deux variables de dommage sont alors introduites D_{ox} et D_c traduisant l'effet d'oxydation sur le microamorçage et l'effet de fluage sur la micropropagation.

La ruine du matériau s'effectue en deux étapes successives :

- L'élément de volume se situe initialement dans la phase de micro-amorçage avec D_a nul. Pour décrire l'interaction Fatigue-Oxydation, la loi de micro-amorçage fait apparaître D_{ox} à travers la notion de contrainte effective. Lorsque la phase de micro-amorçage est consommée ($D_a=1$), on obtient le nombre de cycles à micro-amorçage N_a .
- La phase de micro-propagation peut alors débuter. Elle est décrite par l'évolution de D_p en interaction avec la variable D_c . L'hypothèse est faite que l'interaction Fatigue-Fluage a une forme additive, c'est à dire que même si les défauts dus au fluage et à la fatigue ne sont pas additifs, leurs effets mécaniques le seront. Le nombre de cycles à rupture en micro-propagation noté N_p est donné lorsque D_p atteint 1.

Enfin, le nombre de cycle à l'amorçage d'une fissure macroscopique (N_R) est alors obtenu par la sommation suivante :

$$N_R = N_a + N_p \tag{2.30}$$

Equations du modèle

L'écriture de ce modèle fait appel à la notion de contraintes équivalentes, notées χ_c pour le fluage et χ_{Ox} pour l'oxydation. Pour décrire l'évolution de l'endommagement par fluage et par oxydation, les contraintes retardées sont introduites notées respectivement X_C et X_{Ox} . Ces contraintes retardées sont introduites dans le modèle pour régler en fonction de la fréquence les interactions Fatigue-Oxydation et Fatigue-Fluage. Elles utilisent deux constantes de temps τ_c et τ_{Ox} . Chaque contrainte retardée X_i

est solution de l'équation différentielle :

$$\frac{dX_p}{dt} = \frac{\chi_p - X_p}{\tau_p} \text{ avec } p = c \text{ ou } Ox \text{ et } \chi_p(t = 0) = 0 \quad (2.31)$$

Les constantes de temps définissent des fréquences seuils au delà desquelles les effets du temps sur l'endommagement de fatigue sont inactifs. On peut supposer pour l'oxydation que lorsque la fréquence est suffisamment importante, la microfissuration par fatigue est tellement rapide que le processus d'oxydation n'a pas le temps d'accélérer l'endommagement. Il en est de même pour le fluage mais à une fréquence différente de celle de la fatigue.

Endommagement par fluage

La contrainte équivalente $\chi_c(X_{ij}^c)$ est définie comme étant la généralisation aux matériaux anisotropes du critère de Hayhurst pour décrire l'endommagement de fluage des matériaux isotropes :

$$\chi_c(X) = \alpha \text{sup}_i(X) + \beta N_c : X + (1 - \alpha - \beta) \sqrt{X : M_c : X} \quad (2.32)$$

où N_c et M_c sont respectivement des tenseurs d'ordre 2 et 4.

Dans χ_c :

- le premier terme fait intervenir la contrainte principale maximale
- le second terme fait intervenir la trace du tenseur des contraintes, ce qui permet de différencier les effets entre la traction et la compression
- le troisième et dernier terme fait intervenir une contrainte équivalente de Hill puisque l'effet de la contrainte hydrostatique est pris en compte dans le second terme, l'hypothèse d'isovolume est alors justifiée.

Les tenseurs N_c et M_c obéissent à la symétrie cubique du cristal et s'expriment de cette façon après simplification selon les axes cristallographiques :

$$M_c = \begin{pmatrix} m_{11} & m_{12} & m_{12} & & & \\ m_{12} & m_{11} & m_{12} & & & \\ m_{12} & m_{12} & m_{11} & & & \\ & & & m_{44} & & \\ & & & & m_{44} & \\ & & & & & m_{44} \end{pmatrix} \text{ et } N_c = \begin{pmatrix} n_{11} & & & & & \\ & n_{11} & & & & \\ & & & & & \\ & & & & & \\ & & & & & \\ & & & & & n_{11} \end{pmatrix} \quad (2.33)$$

Le tenseur N_c d'ordre 2 se réduit à un seul coefficient qui peut pris égal à 1 puisque qu'il est facteur de β . Le tenseur M_c d'ordre 4 se réduit à trois coefficients indépendants caractéristiques de l'anisotropie cubique. L'un d'eux est arbitraire puisqu'il y a le facteur $(1 - \alpha - \beta)$, par exemple $m_{11} = 1$. On peut alors montrer que pour avoir $Tr[MX] = 0$:

$$m_{12} = -\frac{1}{2}m_{11} = -\frac{1}{2} \quad (2.34)$$

Il reste donc le coefficient m_{44} à déterminer par un essai faisant intervenir du cisaillement dans le repère cristallographique.

Endommagement par fatigue

L'évolution de l'endommagement par fatigue est décrit pour deux lois, l'une relative à la phase de microamorçage et l'autre à celle de micro-propagation. La phase de micro-amorçage est décrite par l'équation suivante :

$$dD_I = f_I(A_{II}, \overline{\sigma}_H, \sigma_{eqMax}) dN \quad (2.35)$$

Et la phase de micro-propagation par cette équation :

$$dD_p = H(D_a - 1) f_2(A_{II}, \overline{\sigma_H}, \sigma_{eqMax}, D_p) dN \quad (2.36)$$

avec $H(D_a - 1) = 0$ si $D_a < 1$
 $H(D_a - 1) = 1$ si $D_a \geq 1$

Loi de micro-amorçage

La loi de micro-amorçage, qui donne l'évolution de la variable d'endommagement D_a , obéit à une règle de cumul linéaire. Le mécanisme de micro-amorçage ayant un caractère diffus, les effets d'oxydation sont introduits par la variable macroscopique D_{Ox} qui intervient dans la loi de micro-amorçage au travers de concept de contrainte effective :

$$dD_a = \frac{1}{C} \left\langle \frac{\left(\frac{A_{II}}{1-D_{Ox}} \right) - \sigma_{IA}(\overline{\sigma_H})}{\sigma_{uA} - \left(\frac{\max(\sup(\sigma_i))}{1-D_{Ox}} \right)} \right\rangle^b dN \quad (2.37)$$

où le matériau est supposé obéir au critère de limite de fatigue de Sinès défini par

$$A_{II} = \sigma_{l0} (1 - 3b\overline{\sigma_H}) \quad (2.38)$$

où A_{II} représente l'amplitude de cisaillement octaédrique.

Les coefficients C et b de l'équation 2.37 sont deux paramètres du matériau supposés indépendants de la température. σ_{lA} représente la limite de fatigue à l'amorçage qui dépend de la pression hydrostatique moyenne par la relation :

$$\sigma_{lA} = \sigma_{lA0} (1 - 3h_2\overline{\sigma_H}) \quad (2.39)$$

où σ_{lA0} est la limite de fatigue à l'amorçage déterminée à pression hydrostatique nulle.

σ_{uA} est la contrainte ultime à l'amorçage qui peut être différente de la contrainte ultime de traction de l'AM1. A basse température, dans le domaine de fragilité de la protection C1A, la contrainte seuil au-delà de laquelle on crée une multifissuration de la protection est inférieure à la contrainte ultime de traction du substrat AM1. C'est de cette manière que l'on prend en compte l'effet néfaste de la protection C1A lorsqu'on sollicite le matériau dans un domaine de température inférieur à sa température de transition fragile-ductile.

L'équation se simplifie sous la forme suivante :

$$dD_A = \frac{1}{C} \left\langle \frac{A_{II} - \sigma_{lA}(\overline{\sigma_H}) (1 - D_{Ox})}{\sigma_{uA} (1 - D_{Ox}) - \max(\sup(\sigma_i))} \right\rangle^b dN \quad (2.40)$$

Il apparaît alors que les effets de l'oxydation se traduisent, au travers de la variable globale D_{Ox} , par une diminution de la contrainte ultime et de la limite de fatigue en amorçage du matériau, au sens de la ténacité qui serait réduite par la formation d'oxydes fragiles.

Loi de micro-propagation

La loi de micro-propagation repose sur une interaction de type fatigue-fluage prise en compte moyennant l'hypothèse que les effets mécaniques liés aux endommagements de fatigue et de fluage soient additifs. Lorsque les fissures ont atteint le substrat, l'endommagement D_p se développe. Gallerneau [Gallerneau, 1995] choisit de décrire l'évolution de cette variable par la relation suivante :

$$dD_p = [1 - (1 - D_p)^{\beta+1}]^{1-a} \left\langle \frac{A_{II} - \sigma_{IP}(\overline{\sigma_H})}{\sigma_u - \sigma_{epMax}} \right\rangle \left(\frac{A_{II}}{M(\overline{\sigma_H})(1 - D_p)} \right)^\beta dN \quad (2.41)$$

L'exposant a est indépendant du chargement pour avoir une loi de fatigue à cumul linéaire. Le second facteur traduit les critères de limite de fatigue et de rupture statique. La contrainte ultime de traction est notée σ_u .

L'effet de la pression hydrostatique moyenne sur la limite de fatigue en micro-propagation σ_{IP} et sur le coefficient M est inscrit au travers des deux relations suivantes :

$$\sigma_{IP} = \sigma_{IPo} (1 - 3h_3\overline{\sigma_H}) \quad (2.42)$$

et

$$M = M_0 (1 - 3h_4\overline{\sigma_H}) \quad (2.43)$$

où σ_{Lpo} et M_0 sont déterminés par les essais réalisés à pression hydrostatique moyenne nulle. Les coefficients β et a sont supposés être indépendants de la température.

La prise en compte de l'interaction fatigue-fluage se fait de la façon suivante :

– Pour un cycle, la contribution du fluage est donnée par l'intégrale C :

$$C = (1 - D_0)^{k+1} - (1 - D_1)^{k+1} = (k+1) \int_{cycle} \left(\frac{X_c(\chi_c)}{A} \right)^r dt \quad (2.44)$$

dont on peut exprimer D_1 en fonction de la variable du dommage D_0 en début de cycle.

– pour ce même cycle, la contribution de la fatigue provoque une variation du dommage total qui passe de D_1 à D_2 que l'on peut calculer à partir de la relation suivante :

$$F = [1 - (1 - D_2)^{\beta+1}]^a - [1 - (1 - D_1)^{\beta+1}]^a \quad (2.45)$$

$$= a(\beta+1) \frac{A_{II} - \sigma_{IP}(\overline{\sigma_H})}{\sigma_u - \max_i(\sigma_i)} w \left(\frac{A_{II}}{M(\overline{\sigma_H})} \right)^\beta \quad (2.46)$$

$$(2.47)$$

dont on tire aisément D_2 en fonction de D_1 après application du dommage de fluage.

La variation totale du dommage au cours d'un cycle est alors $D_2 - D_1$ dont le calcul nécessite l'évaluation de F et de l'intégrale C qui ne dépendent que du chargement imposé. En partant de la valeur de dommage initiale D_{co} , correspondant au dommage de fluage qui s'est développé pendant la phase de micro-amorçage, on calcule de cycle en cycle les valeurs successives du dommage. Le nombre de cycles en micro-propagation est donné lorsque $D_P = 1$.

2.6 Endommagement sur aubes de turbines

Pour mener des essais sur structures réelles qui soient réellement représentatifs des sollicitations en fonctionnement, il est important de savoir quels sont les différents endommagements que les aubes peuvent subir mais aussi quelles sont les zones les plus propices à la rupture lors de leur fonctionnement.

TABLE 2.3 – Expressions des différentes contraintes équivalentes

	Variable	Expression multiaxiale
Fatigue	S_{II}	$\frac{1}{2}\sqrt{(S_{ij}^M - S_{ij}^m) M_{ijkl}^{F_1} (S_{kl}^M - S_{kl}^m)}$
	S_{max}	$max \left(\sup_i (S_i) \right)$
	S_H	$\frac{1}{3} M_{oy}(trS)$
Fluage	χ_C	$\alpha\sigma_0 + \beta_h\sigma_h + (1 - \alpha - \beta_h)\sigma_{eq}$
	σ_0	$sup(\sigma_i)$
	σ_h	$N_{ij}^C \sigma_{ij}$
	σ_{eq}	$\sqrt{\sigma_{ij} M_{ijkl}^C \sigma_{kl}}$
Oxydation	χ_{OX}	$\sqrt{S_{P_{ij}} M_{ijkl}^{OX} S_{P_{kl}}}$

T. J. Carter [Carter, 2005] a présenté les différents endommagements que peuvent subir les aubes de turbines basse pression en service. L'endommagement peut être de nature mécanique (fluage, fatigue, corrosion) ou thermique. H. Kim [Kim, 2009] a étudié la rupture d'une aube en superalliage à base de nickel, le MAR 200Hf, dans un moteur après 718h. Cette aube a été fabriquée par solidification dirigée, ce qui a induit une ségrégation de Hf et Ti ainsi qu'une présence de porosité. Il a conclu que la rupture a été causée par le mécanisme d'initiation de fissure par fatigue et la fissure s'est propagée à partir du défaut de fonderie au niveau du bord de fuite de l'aube. Quant aux aubes de turbines haute pression, peu de références bibliographiques traitent du type d'endommagement qu'elles peuvent subir. Il semble qu'elles soient plus fragiles au niveau du pied de sapin, du bord de fuite ou du bord d'attaque.

Chapitre 3

Méthodologie générale pour les essais technologiques

Ce chapitre traite de la méthodologie mise en place pour caractériser l'influence d'un défaut sur une structure réelle. La difficulté réside dans la définition de l'influence du joint de grains sur une pièce réelle sollicitée. Il ne s'agit pas d'étudier l'influence de sollicitations de type mission correspondant aux conditions d'utilisation des aubes mais de quantifier la nocivité du joint de grains sous sollicitation simplifiée.

Ainsi, nous expliquons la méthodologie générale mise en oeuvre pour établir des essais sur structures réelles, puis nous détaillons la conception du dispositif expérimental afin de pouvoir mener ces essais.

Ensuite, les conditions aux limites appliquées sur les aubes (chargement, entailles) lors des essais sont analysées par simulation numérique. Le chargement est calculé afin de rester dans le domaine élastique, les entailles sont introduites afin de concentrer l'endommagement au niveau du joint de grains.

Enfin, les résultats expérimentaux obtenus sur les éprouvettes de structure sont détaillés et permettent de mettre en évidence les paramètres influant sur le rôle du joint de grains sur la durée de vie des éprouvettes structurales.

Sommaire

3.1	Méthodologie générale fondée sur les essais technologiques	55
3.2	Sélection des aubes pour les essais	58
3.3	Nomenclature des éprouvettes de structure testées	58
3.4	Conception du dispositif expérimental	59
3.4.1	Sollicitation mécanique	59
3.4.2	Suivi de l'endommagement	59
3.4.3	Système de chauffage	61
3.4.4	Caméra infrarouge	63
3.5	Détermination des conditions d'essais par simulations numériques	65
3.5.1	Conditions de chargement (retour élastique)	65
3.5.2	Optimisation de l'entaille par rapport au type de chargement	66
3.5.3	Maillage de l'éprouvette de structure avec grignotage ou remaillage	72
3.5.4	Gradient thermique simplifié ou reconstruction du gradient thermique par la méthode Gappy POD	72
3.6	Résultats expérimentaux	74
3.6.1	Méthodologie expérimentale sur éprouvettes de structure	75
3.6.2	Entaille large	75

3.6.3	Entailles multiples	79
3.6.4	Entaille fine	94
3.6.5	Essais de cisaillement	97
3.6.6	Bilan de l'étude expérimentale sur éprouvettes de structures	104
3.7	Conclusions	105

3.1 Méthodologie générale fondée sur les essais technologiques

Le but de ce projet est d'étudier un défaut réel dans la pièce telle qu'elle est fabriquée. Nous avons choisi de travailler sur une pièce réelle plutôt que sur une éprouvette afin de prendre en compte l'aspect **essai technologique** du problème. L'étude sur pièce industrielle demande de mettre en place une méthodologie spécifique. La question qui se pose est de savoir comment transformer une pièce industrielle en structure simplifiée pour mettre en avant la nocivité du défaut plutôt que les points critiques de la structure (cf. Chapitre 1.5). La difficulté d'étudier une structure avec un défaut est que chacune est unique de part la position du défaut étudié et ses propriétés mécaniques engendrées par la présence du défaut.

La méthodologie mise en place consiste à étudier le défaut de fonderie tel qu'il existe au sein de la structure en sollicitant la structure même, c'est à dire l'aube. Le but n'étant pas de recréer les conditions aux limites (chargement, température, environnement,...) telles que les aubes peuvent les subir en fonctionnement mais de connaître l'influence du joint de grains sur la tenue en fatigue des aubes sous une sollicitation connue et contrôlée. D'une part l'application du chargement thermomécanique subit par l'aube en service, notamment les forces centrifuges et le gradient thermique, n'est pas reproductible avec les moyens disponibles au Centre Des Matériaux et d'autre part il s'agit plutôt de développer un modèle de compréhension.

Les aubes mises en place dans les moteurs aéronautiques sont des aubes monocristallines constituées d'AM1 un superalliage monocristallin dont les propriétés mécaniques ont été présentées aux chapitres 1.2 et 1.4. Parmi les défauts de fonderie présents sur les aubes, celui de la bicristallinité a été retenu pour l'étude car c'est le défaut le plus fréquemment rencontré et conduisant au rebut systématique.

L'objectif est de tester l'influence du joint de grains selon différents paramètres :

- **l'orientation cristalline** ;
- **les modes de sollicitations** : flexion et cisaillement ;
- **les températures** : $20^{\circ}C$, $650^{\circ}C$ et $950^{\circ}C$;
- **la position du joint de grains** ;
- **les entailles ajoutées**.

Orientation cristalline

Les deux grains constituant l'aube bicristalline se caractérisent par des orientations cristallographiques différentes. Cette différence se traduit par un changement de comportement mécanique sous les sollicitations thermomécaniques imposées comme montré dans le Chapitre 1.2.1.

Modes de sollicitation

La résistance du joint de grains est analysée selon deux modes de chargement différents : le mode I dans le cas de la flexion et une combinaison des modes I et III pour le cas du cisaillement pour l'aube. Nous avons choisi le mode de flexion car il permet de solliciter le joint de grains en traction sur la peau de l'intrados comme sur un essai sur éprouvette de type LCF sur éprouvette standard. Nous avons également choisi de solliciter le joint de grains selon un autre mode de chargement que la traction pour analyser sa résistance vis à vis à d'un chargement de cisaillement.

Température

Comme indiqué dans le Chapitre II, la température possède une forte influence sur le comportement mécanique du matériau. Nous avons donc voulu tester l'influence de la température sur la durée de vie du joint de grains à $20^{\circ}C$, $650^{\circ}C$ et $950^{\circ}C$. Les températures de $650^{\circ}C$ et $950^{\circ}C$ ont été choisies :

- en raison de la richesse des données disponibles dans la littérature sur l'AM1 à ces températures ;
- pour mettre en évidence le rôle de l'oxydation sur la résistance du joint de grains, et donc la

durée de vie de l'aube bicristalline ;

- car le gradient thermique estimé sur l'aube lors des phases de décollage et d'atterrissage est compris entre 600°C et 1100°C .

Position et morphologie du joint de grains

Le choix des aubes pour chaque essai est motivé par la position du joint de grains en son sein qui est un paramètre à prendre en compte pour l'étude. Le joint de grains peut être positionné n'importe où sur l'aube. Nous avons choisi d'éviter des positions difficiles à étudier comme :

- La zone du BA qui est la partie la plus massive de l'aube. D'une part car cette partie est difficile à solliciter de part une rigidité importante et d'autre part car elle est également difficile à usiner lors de l'introduction des entailles. Il est difficile d'étudier l'influence du joint de grains sur la durée de vie la pièce dans ce type de configuration ;
- Les zones contenant des parois internes apparaissent comme des sites préférentiels pour l'amorçage de fissure. Nous ne souhaitons pas ajouter de 'défaut supplémentaire', c'est pourquoi nous évitons de tester des aubes dont le joint de grains traverse ou est positionné sur une paroi.

La morphologie du joint de grains est également un facteur à prendre en compte dans la réponse mécanique de l'aube. En effet, le joint de grains présente une morphologie sinueuse dont la rugosité peut être un facteur de concentration de contrainte pouvant mener à la ruine de la structure.

Entailles

Pour les différents types de sollicitation envisagés, les aubes ont été usinées par électroérosion afin de maximiser l'endommagement par fatigue dans la zone du joint de grains. La géométrie des entailles a été optimisée à l'aide de simulations numériques. Ces entailles ont pour but d'accentuer le côté défaut présent sur une structure réelle avec le type de chargement choisi.

Ainsi nous voulons mettre en évidence les différents effets présentés ci-dessous :

- un effet de structure : les concentrations de contrainte sont dues à la géométrie complexe de l'aube plutôt qu'à la présence du joint de grains. La structure est plus nocive que le défaut de fonderie sur la durée de vie de l'éprouvette bicristalline de structure ;
- un effet de joint de grains : l'effet de la différence de module d'élasticité entre les deux grains entraîne une concentration de l'endommagement au niveau du joint de grains ;
- un effet combiné : suivant la propagation de la fissure (propagation selon le joint de grains ou selon les plans de glissement), on peut déceler si c'est plutôt la géométrie de l'aube ou le joint de grain qui a eu une influence prédominante.

La figure 3.1 résume la méthodologie mise en oeuvre pour tester le joint de grains sur une structure réelle.

Des aubes monocristallines fabriquées par Snecma contiennent un défaut de fonderie les rendant bicristallines. La désorientation relative principale des grains est supérieure à 6° et inférieure à 48° pour chaque aube testée.

Ensuite, des essais sur structures réelles sont menés. Ces essais ne sont pas des essais de type mission comme explicité précédemment mais des essais qui sollicitent le joint de grains soit en flexion, soit en cisaillement. Pour les sollicitations choisies, différents paramètres entrent en vigueur (position du joint de grains, température d'essais, orientation cristallographique, ...).

A l'issue des différents essais effectués, on peut mettre en évidence l'effet du joint de grains ou non sur la durée de vie de la structure. Ces essais permettent de rendre compte des effets des paramètres mis en jeu sur la durée de vie du joint de grains.

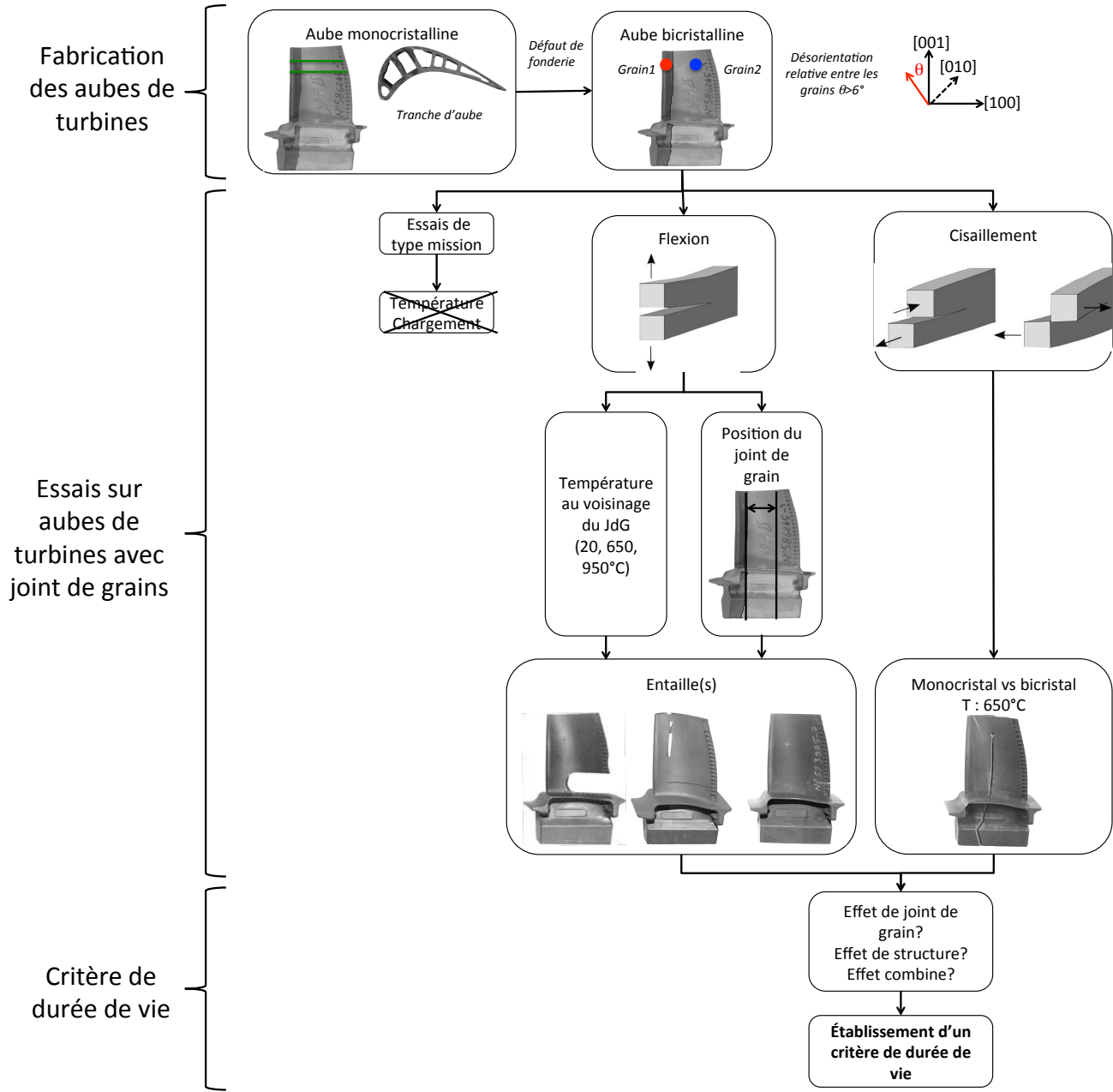


FIGURE 3.1 – Méthodologie d'étude d'un défaut de fonderie sur pièce réelle

3.2 Sélection des aubes pour les essais

Les aubes de turbines fournies par la fonderie Snecma de Gennevilliers sont brutes de fonderie. C'est à dire que le pied de sapin et les trous de refroidissement n'ont pas été usinés. Par contre, la gamme complète des traitements thermiques appliqués sur les aubes destinées au montage sur les moteurs M88 a été appliquée sur les aubes de turbines à tester afin d'avoir le même comportement mécanique. Les aubes testées n'ont pas été revêtues (cf. Figure 3.2).

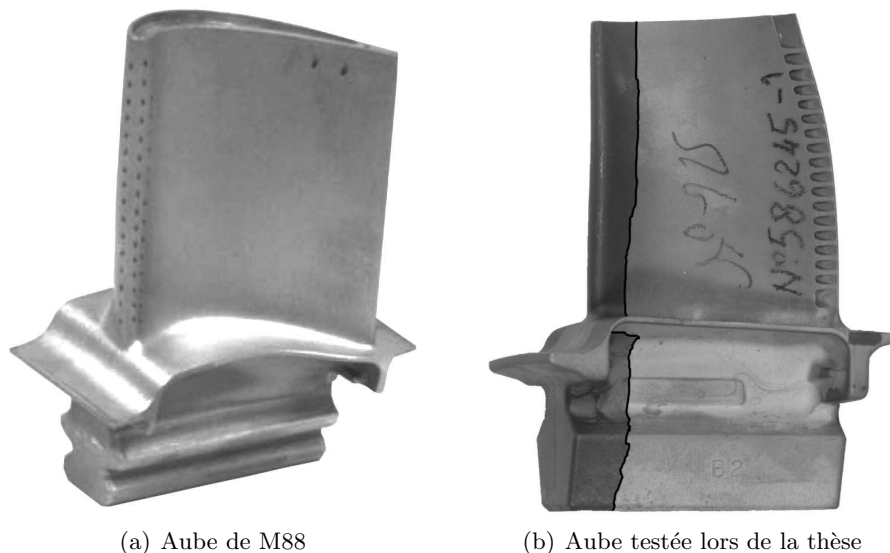


FIGURE 3.2 – Aubes de turbine haute pression

La difficulté d'effectuer des essais sur structures réelles contenant un défaut repose sur le fait que les aubes fournies possèdent un défaut non maîtrisé par le processus de fabrication. C'est à dire que l'orientation du grain parasite n'est pas contrôlée par la fonderie **Snecma** de **Gennevilliers** et que le grain se situe dans une position aléatoire au sein de l'aube. Il est alors difficile de comparer les essais entre eux si le joint de grains se retrouve trop éloigné d'une aube à l'autre ou si la désorientation relative entre les grains est trop différente d'une aube à l'autre.

Nous avons choisi un joint de grains pas trop proche du bord d'attaque, région assez massive et difficile à usiner, ni trop proche du bord de fuite, trop difficile à chauffer sans monter l'aube à trop haute température côté bord d'attaque.

3.3 Nomenclature des éprouvettes de structure testées

Les éprouvettes de structure testées ont été nomenclaturées suivant la température du joint de grains durant l'essai et suivant le type d'entailles usiné.

Pour les essais de type flexion, nous avons deux aubes A20/F/EL (Aube20°C/Flexion/EntailleLarge) et A650/F/EL (Aube650°C/Flexion/EntailleLarge) possédant une entaille de large diamètre, trois aubes A650/F/EM/1 (Aube650°C/Flexion/EntaillesMultiples/1), A650/F/EM/2 (Aube650°C/Flexion/EntaillesMultiples/2) et A950/F/EM (Aube950°C/Flexion/EntaillesMultiples) avec des entailles multiples et une aube A950/F/EF (Aube950°C/Flexion/EntailleFine) avec une entaille fine.

Pour les essais de type cisaillement, nous avons deux aubes, une bicristalline, A650/C (Aube650°C/Cisaillement) et une monocristalline A650/C/mono (Aube650°C/Cisaillement/Monocristalline).

3.4 Conception du dispositif expérimental

3.4.1 Sollicitation mécanique

La réalisation d'essais directement sur structures réelles qui permet de solliciter de façon réaliste le joint de grains a nécessité la conception d'un montage expérimental adapté d'une part à la structure à tester et d'autre part à la machine d'essai choisie. La machine sur laquelle les essais de type flexion et cisaillement sont effectués est une machine servo-hydraulique de marque Schenck équipée d'une cellule de charge de $63kN$ et pilotée par une électronique Instron de type 8800. Le cycle programmé est de type sinusoïdal de fréquence $1Hz$ et pilote l'essai en charge.

Ce montage a été entièrement conçu et réalisé au Centre Des Matériaux. Son cahier des charges doit respecter les conditions suivantes :

- être adaptable sur une machine de fatigue afin que la partie intrados de l'aube puisse être sollicitée par le piston de la machine ;
- maintenir l'aube par son pied afin de solliciter la partie intrados de l'éprouvette de structure ;
- permettre d'introduire un système de chauffage de manière à conduire des essais à température ambiante et à haute température (jusqu'à $950^{\circ}C$) ;
- permettre de changer le positionnement du chargement à appliquer sur l'aube par un système de translation et rotation.

Les plans constituant le montage sont détaillés en Annexe B.

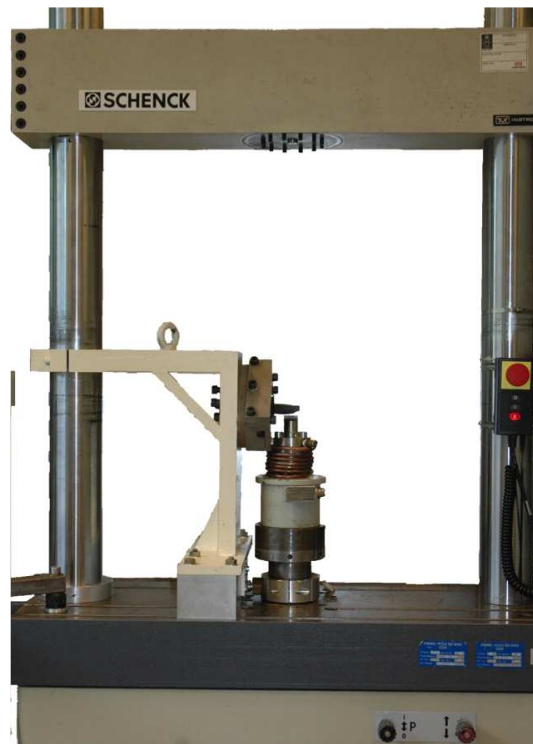
Le montage (cf. Figure 3.3(a)) est constitué de plusieurs matériaux et les diverses pièces constituant le montage ont été usinées par électroérosion et/ou fraisage. Le support fixé à la machine de traction est constitué de pièces en acier soudées entre elles. La partie maintenant le pied d'aube (en épousant sa morphologie) est réalisée en Inconel 718, matériau résistant aux hautes températures puisque nous menons des essais sur structure à haute température. Ainsi, le système de bridage de la structure conserve de bonnes propriétés mécaniques malgré une augmentation de sa température.

Le montage sur la Figure 3.3(b) est maintenu au niveau d'une colonne de la machine de fatigue par une bague de serrage et au niveau du bâti à l'aide de lardons introduit dans les rails. Le porte aube est incliné de 50° par rapport à l'horizontale grâce aux trous oblong effectués et les vis assurant le maintien de l'aube sont serrées avec un couple de $48kN/m$. Afin de pouvoir solliciter l'éprouvette de structure sans rotation du piston, celui-ci a été bloqué en rotation par un système de bridage avec une bague de serrage autour du piston. Puis, la cellule de charge est placée au dessus du piston suivi du poinçon, pièce servant à solliciter l'éprouvette de structure. Le poinçon est entouré d'un circuit de refroidissement. Ce circuit de refroidissement est nécessaire pour que la cellule de charge ne soit pas en surchauffe à cause du chauffage par induction. En effet, le chauffage par induction chauffe l'éprouvette de structure, elle même en contact avec le poinçon qui diffuse la chaleur vers la cellule de charge. En refroidissant le poinçon, on limite la diffusion de la chaleur vers la cellule de charge. Il est important de protéger la cellule de charge car c'est elle qui pilote l'essai. Une surchauffe de la cellule entraînerait une modification de la charge appliquée et donc des essais faussés.

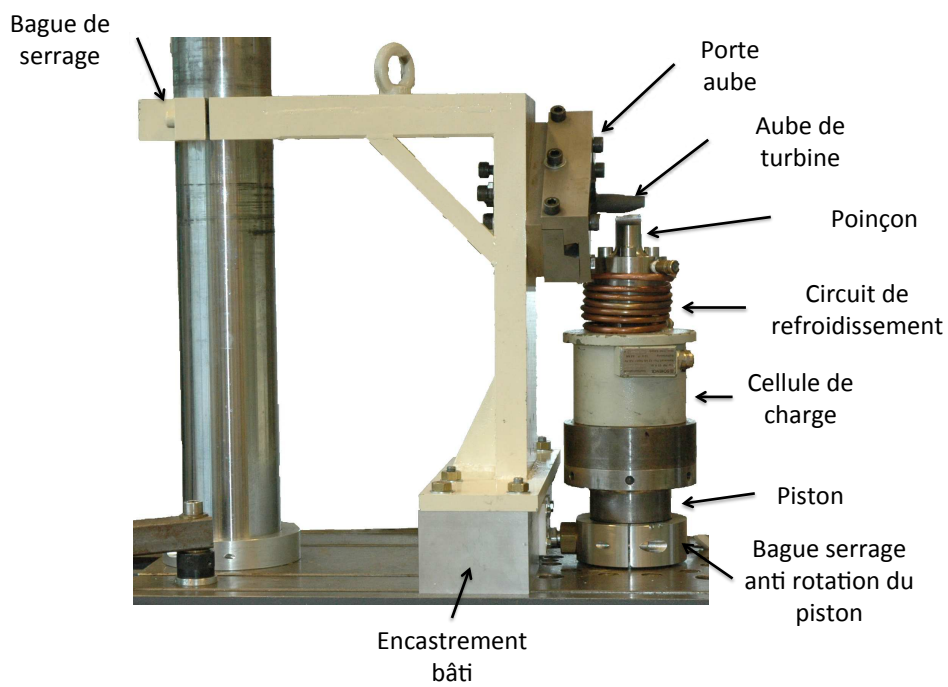
3.4.2 Suivi de l'endommagement

Le suivi de l'endommagement de l'éprouvette de structure durant l'essai est assuré par deux caméras CCD et un capteur de déplacement de type LVDT (Linear Variable Differential Transformer) (cf. Figure 3.4).

La résolution de ces caméras est de 1624×1236 pixels avec une taille du capteur CCD de $1/1.8''$, et les optiques sont un objectif de grand angle et un zoom Navitar. Les images sont codées sur 12 bits (4096 niveaux de gris) mais sont enregistrées en 16 bits (65536 niveaux de gris) avec une vitesse d'acquisition pouvant aller jusqu'à 20 images/secondes. Une caméra CCD est positionnée pour



(a) Montage



(b) Détail du montage

FIGURE 3.3 – Montage expérimental

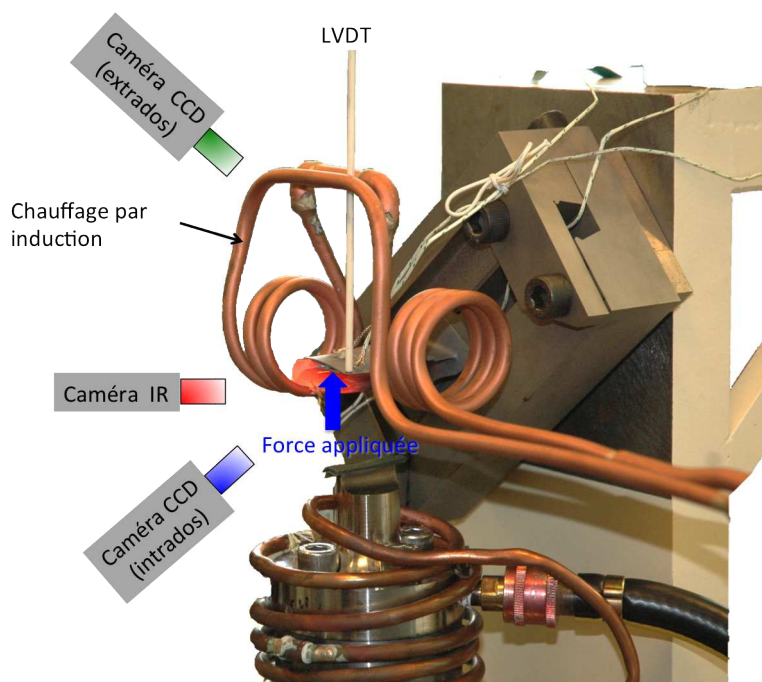


FIGURE 3.4 – Schéma synoptique des essais sur éprouvettes de structure

observer la face intrados de l'aube et l'autre la face extrados de l'aube. Ces caméras enregistrent une image à intervalle de cycles régulier variable en cours d'essai. La Figure 3.5 montre le suivi de l'endommagement de l'intrados d'une aube lors d'un essai. On peut y voir clairement le joint de grains grâce à la différence de luminosité dû au chauffage de l'éprouvette notamment dans la région la plus chaude qui est le bord d'attaque.

Des simulations numériques de l'essai à effectuer ont permis d'identifier les zones à fortes concentrations de contrainte qui ont définies le positionnement des caméras. Les caméras sont donc placées pour observer ces zones, car ce sont les lieux les plus propices à l'amorçage de fissure. Il n'est pas toujours évident d'observer l'endommagement dans la zone souhaitée en raison de l'encombrement lié aux dimensions de l'éprouvette et des différents éléments du montage. Le poinçon servant à appliquer la force, la machine de traction, sont des obstacles au bon positionnement des différentes caméras.

En parallèle, le déplacement de l'aube au cours de l'essai est suivi par le déplacement du piston d'une part et par un LVDT positionné au niveau du bord de fuite d'autre part. Lors des essais à haute température, afin de maintenir le LVDT en dehors de la zone de chauffage, une tige en céramique est insérée entre le capteur et l'aube. Le LVDT permet également le suivi de l'endommagement de l'aube puisque lorsque celle-ci commence à se fissurer, l'amplitude de déplacement enregistré augmente.

Nous aurions pu également suivre la fissure par une méthode de chute de potentiel, mais cette méthode requiert de connaître la zone prochainement fissurée, ce que nous ne maîtrisons pas. D'autre part, le chauffage par induction entraîne des courts-circuits au voisinage de la zone fissurée, ce qui altère la valeur mesurée aux prises de potentiels.

3.4.3 Système de chauffage

Un des points importants dans la mise en place d'essais sur structure est le chauffage de l'échantillon. L'éprouvette de structure est encastrée dans un montage, il est alors difficile d'utiliser les moyens de chauffage conventionnels, tels que les fours à lampes. Les éprouvettes de structures sont chauffées à

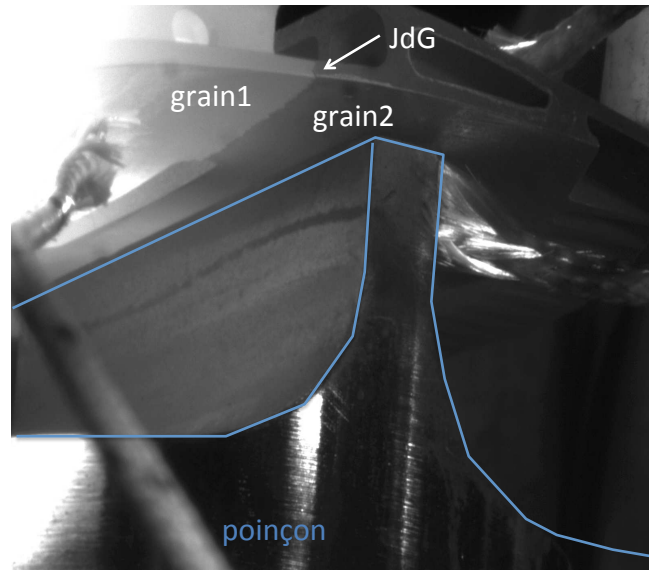


FIGURE 3.5 – Vue de l'intrados par une caméra CCD

l'aide d'un dispositif de chauffage par induction (cf. Figure 3.4). L'induction est classiquement employée pour les essais thermo-mécaniques car ce type de chauffage permet de réduire le temps de réponse aussi bien en montée de température qu'en descente en comparaison avec un four à lampes qui présente une inertie thermique plus importante.

Le choix de la géométrie de l'inducteur s'est porté sur un inducteur de type solénoïde. Ce type de géométrie, facilement réalisable permet d'optimiser le chauffage de la pièce tout en conservant une accessibilité raisonnable pour les moyens d'observation tels que les caméras CCD et les capteurs de déplacement. Notre inducteur est réalisé en tube de cuivre de 5mm de diamètre et comprend deux groupes de spires situées de part et d'autre de l'aube testée. Le champ magnétique créé par le solénoïde induit un courant électrique dans l'éprouvette de structure qui s'échauffe par effet Joule. Compte tenu de la position de l'aube dans le montage et du positionnement du chauffage par induction, celui-ci permet de générer un gradient thermique croissant du pied vers la baignoire de l'aube lors des essais à haute température.

L'éprouvette de structure est positionnée au milieu des deux spires du système de chauffage. La Figure 3.6 illustre le gradient thermique induit par le chauffage par induction. On voit que la partie rougie est la partie BA de l'aube, la plus massive et par conséquent la plus chaude. Lorsque l'éprouvette de structure commence à se fissurer, on remarque que sous l'effet de la décharge, les lèvres de la fissure entrent en contact et donne une sorte de 'court-circuit'.

Ce dispositif d'induction permet de chauffer l'aube tout en laissant un accès à celle-ci pour les différents types de moyens d'observation.

La température à la surface des éprouvettes de structure est mesurée par des thermocouples de type K (Chromel/Alumel) réalisés avec des fils de $0,2\text{mm}$ de diamètre. Ces thermocouples permettent une mesure de température dans une large gamme allant de 20°C à 1370°C . Les températures mesurées sont mémorisées à l'aide d'un enregistreur multivoies (Hioki LR8431-20) qui permet de numériser l'ensemble des voies à des fréquences variables tout en les visualisant en temps réel.

Les thermocouples sont placés sur différentes zones au niveau de l'éprouvette de structure comme indiqué sur la Figure 3.7. Un thermocouple est placé au niveau du montage supportant le pied d'aube

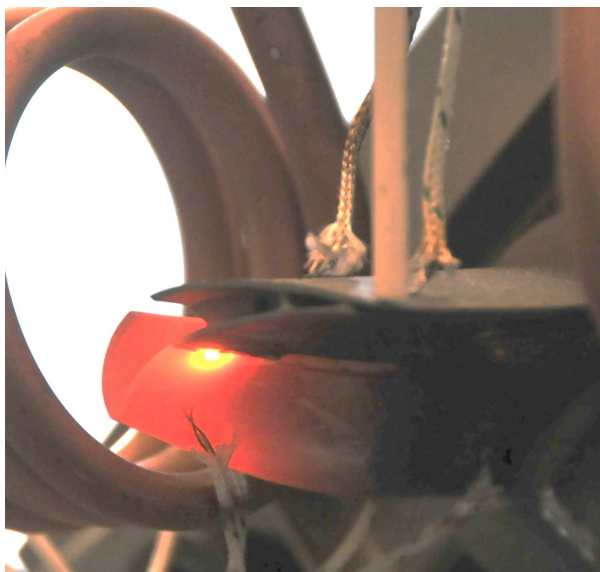


FIGURE 3.6 – Chauffage par induction sur éprouvette de structure

afin de vérifier que sa température ne soit pas trop élevée. Les autres thermocouples sont positionnés côté intrados et extrados de l'éprouvette de structure proche du joint de grains tout en restant à une distance suffisante pour ne pas influencer ou gêner l'amorçage et/ou la propagation de fissure lors de l'essai de fatigue. Le thermocouple de pilotage de la température est placé à 5mm du joint de grains et au milieu de la zone utile vers le côté extrados de la pièce. Les autres thermocouples sont positionnés afin d'avoir une indication sur la valeur de la température de l'aube.

3.4.4 Caméra infrarouge

En complément des mesures discrètes par thermocouples, une caméra de thermographie infrarouge (Cedip Titanium) est utilisée. La thermographie infrarouge ne permet pas de mesurer directement une valeur de température mais un rayonnement incident capté par le détecteur. Ce rayonnement est composé de trois parties :

- le rayonnement émis par la scène thermique observée ;
- le rayonnement émis par l'environnement et reflété à la surface de la scène ;
- le rayonnement absorbé et émis par l'atmosphère entre l'atmosphère de la scène et l'optique de la caméra.

Pour qu'un rayonnement soit détecté par la caméra, il faut que le matériau étudié émette de l'énergie. Cette capacité s'appelle l'émissivité ϵ , c'est une propriété de surface qui traduit la capacité des matériaux à émettre de l'énergie. Elle est définie par le rapport entre l'énergie rayonnée par un matériau à la température T et l'énergie rayonnée par un corps noir à la même température. Les valeurs d'émissivité varient entre 0 (réflecteur parfait/miroir) et 1 (émetteur parfait/corps noir). L'émissivité prend des valeurs variables selon le matériau et varie pour un même matériau en fonction de :

- l'état de surface du matériau : une surface rugueuse ou oxydée aura une émissivité plus importante qu'une surface lisse ;
- l'angle d'incidence de la caméra : l'émissivité est maximale pour une incidence normale (0°) et diminue très fortement pour une incidence supérieure à 55° pour les matériaux polis (cf. Figure 3.8) ;

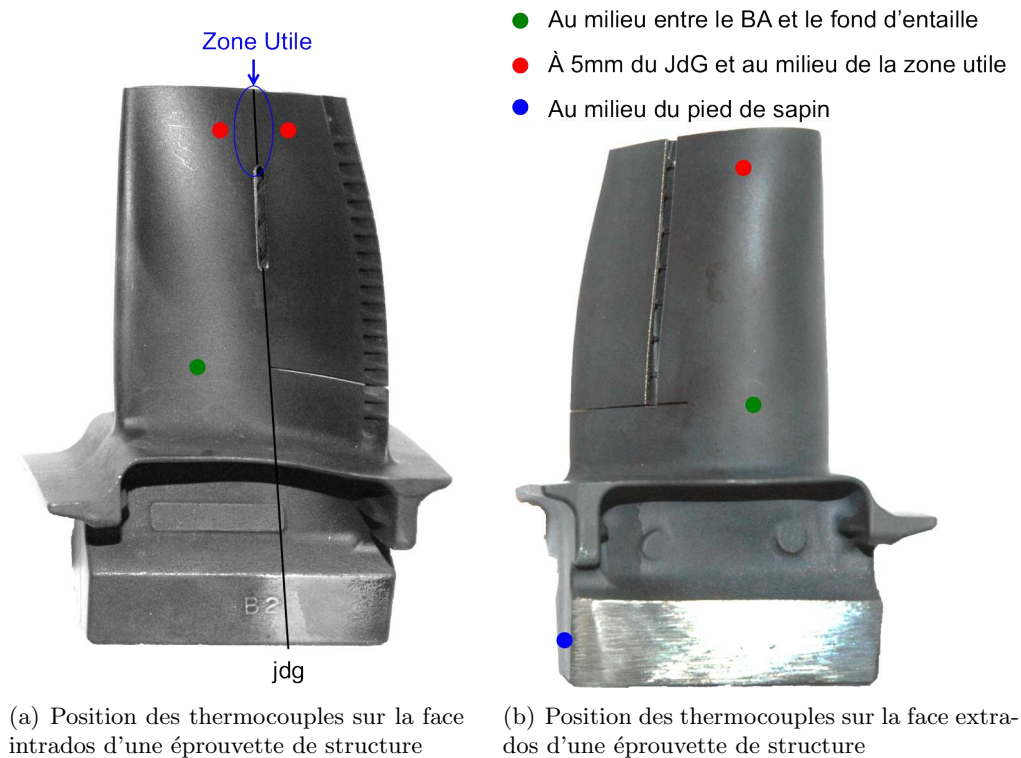


FIGURE 3.7 – Position des thermocouples lors d'un essai sur structure

- la température du matériau : l'émissivité varie lentement en fonction de la température. Cette variation est due aux modifications d'état de surface induites par les changements de température.

Il est montré que de nombreuses incertitudes sur la température de l'environnement et sur l'émissivité de la surface entraînent une dégradation du signal reçu et par conséquent des difficultés à remonter aux valeurs de température vraie de la surface observée du matériau.

Or, l'aube possède une courbure et d'autre part, le chauffage par induction induit un gradient thermique. Ces deux paramètres induisent une émissivité non constante et par conséquent faussent les valeurs de température indiquées par la caméra. La valeur de l'émissivité est donc calée par rapport aux valeurs de température mesurées par les thermocouples positionnés sur la surface de l'aube.

Une fois que les paramètres de la caméra thermique sont réglés, la caméra thermique a deux fonctions :

- Elle permet de mesurer le gradient thermique subi par l'aube lors de la montée en température par chauffage par induction.
- Elle permet d'analyser des contraintes par thermoélasticité. Cette technique non destructive est basée sur le fait que sous sollicitations cycliques, le matériau est soumis à un delta de température suivant s'il est en traction ou en compression. Les hypothèses mises en jeu pour faire ce type d'analyse est la réversibilité, c'est à dire que le matériau se déforme dans le domaine élastique et qu'il soit de nature isotrope. Il est alors supposé que le comportement est élastique et que la variation de température est proportionnelle à la variation de contrainte subit par le matériau. Ce type d'analyse n'a pas été possible d'une part à cause de l'encombrement du montage qui ne permet pas un bon positionnement de la caméra, et d'autre part en raison du bruit thermique trop important dans l'environnement d'essai.

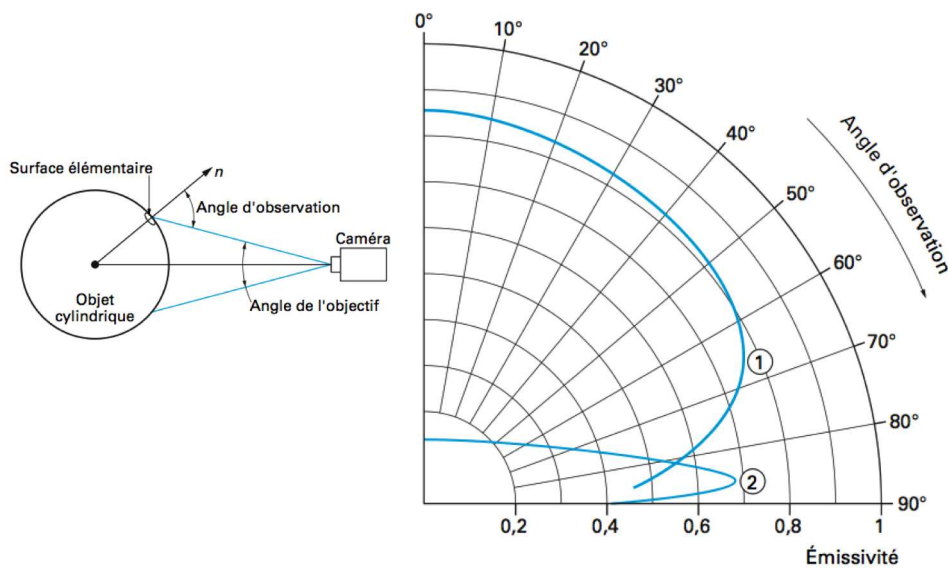


FIGURE 3.8 – Relation entre l'angle d'observation et l'émissivité d'un caoutchouc (1) et d'un acier inox (2) (mesure à 80°C) [Pajani, 2001]

3.5 Détermination des conditions d'essais par simulations numériques

La conception du montage nous a conduits à préparer des essais de flexion, or le comportement de la structure (zone de concentration de contrainte, force à appliquer, ...) face à ce type de sollicitation n'est pas connu. C'est pourquoi, la simulation numérique a servi à préparer les essais afin de connaître le comportement de l'aube et l'influence de la présence du joint de grains sur la concentration de contrainte.

Les essais de flexion sollicitent l'intrados de l'aube. On s'intéresse donc uniquement à ce qu'il se passe au niveau de l'intrados.

- Lors de cette préparation par simulation numérique, plusieurs points ont été développés :
- appliquer les conditions de chargement subies par l'aube lors d'un essai de type flexion ;
 - appliquer le gradient thermique vu par l'aube lors des essais à haute température ;
 - positionner et optimiser les entailles de façon à avoir une concentration de contrainte ;
 - remailler l'éprouvette ou supprimer des éléments suite à l'introduction d'entaille.

Afin de préparer au mieux les essais, les conditions de chargement doivent être respectées. De même, le gradient thermique subi par l'aube doit être reproduit afin d'obtenir les bons déplacements via la loi de comportement.

Les simulations numériques sur structures nous ont conduit à effectuer un certain nombre d'approximations.

3.5.1 Conditions de chargement (retour élastique)

Loi de comportement :

Lors des essais sur éprouvettes de structures, nous voulons un 'retour élastique' de l'aube. C'est à dire que la structure ne doit pas perdre sa géométrie pendant le cycle de chargement. Les éprouvettes de structure sont sollicitée dans le régime élastique, ce qui permet d'avoir des durées de vie dans la gamme de 1000 cycles à 100000 cycles. Lors de cette étude, la loi de comportement de l'AM1 a subi

des améliorations, notamment avec une meilleure prise en compte du fluage (bien que le fluage ne soit pas un mode de sollicitation étudié dans ce travail). Les calculs numériques ont été effectués avec cette nouvelle loi.

La comparaison du déplacement mesuré expérimentalement et calculé numériquement sera abordée dans le Chapitre V.

Introduction du joint de grains :

La position et la morphologie du joint de grains sont connues de manière surfacique sur les aubes. Elles sont révélées par un polissage et une attaque chimique si la différence de coloration entre les deux grains n'est pas assez visible. Pour connaître la morphologie du joint de grains en 3D, plusieurs méthodes sont possibles :

- la tomographie qui est une technique non destructive permettant de reproduire la morphologie du joint de grains ;
- la profilométrie qui est une technique destructive qui permet de reproduire la morphologie du joint de grains à partir d'un faciès de rupture intergranulaire.

Une fois le profil identifié, il suffit de l'insérer dans le maillage élément finis de l'aube.

La solution pour reproduire la morphologie du joint de grains le plus fidèlement possible est d'introduire la morphologie en 2D d'un joint de grains dans le maillage de l'aube puis de l'extruder dans toute l'épaisseur. Or insérer un maillage raffiné (les aspérités sont de l'ordre de la centaine de micromètres) dans un maillage existant demande des outils de remaillage poussés, et la structure de l'aube comporte des cavités, ce qui induit de nouveaux problèmes de remaillage.

Le joint de grains a été introduit à la même position que sur l'aube réelle mais pas avec la même morphologie. Nous avons donc choisi de faire passer le joint de grains le long des arêtes des éléments afin de simplifier la mise en oeuvre des maillages pour chaque aube testée.

Chargement :

Le maillage de l'aube est fourni par Snecma. Il est constitué d'éléments tétraédriques 3D quadratique à 10 noeuds. On cherche à reproduire un chargement identique à celui de l'analyse expérimentale. L'axe géométrique Z passant par l'aube correspond à l'orientation cristallographique principale [001]. Comme chaque aube subit des changements de géométrie singuliers, chaque maillage possède un nombre de noeuds, d'éléments et de degrés de liberté qui lui sont propres.

Le maillage comporte un pied de sapin tandis que les aubes fournies par Snecma n'en possède pas. Cette différence n'a pas de répercussions sur les calculs puisque le pied de sapin est encastré dans le montage et n'a pas d'influence sur la durée de vie de l'aube.

Par contre les conditions aux limites et l'application du chargement sont identiques. Les noeuds situés sur le pied d'aube sont encastrés comme dans l'analyse expérimentale (cf. Figure 3.9(a)). Et le chargement est appliqué sur une zone définie dans le maillage comme le montre la Figure 3.9(b). La zone du chargement correspond à la morphologie du poinçon appuyant sur l'éprouvette de structure. On suppose que le chargement est uniforme sur toute la zone correspondante à l'appui du poinçon sur la structure. Le chargement appliqué est une pression sur la surface intrados de l'aube. Les conditions thermiques sont appliquées aux noeuds.

3.5.2 Optimisation de l'entaille par rapport au type de chargement

Nous voulons mener des essais de flexion sur éprouvettes bicristallines de structure. Nous avons simulés trois essais de flexion sur éprouvette bicristalline de structure ayant la même orientation cristallographique (grain1 : $\phi_1 = 9$, $\phi = 4$, $\phi_2 = 9$ et grain2 : $\phi_1 = 64$, $\phi = 15$, $\phi_2 = 55$) mais une

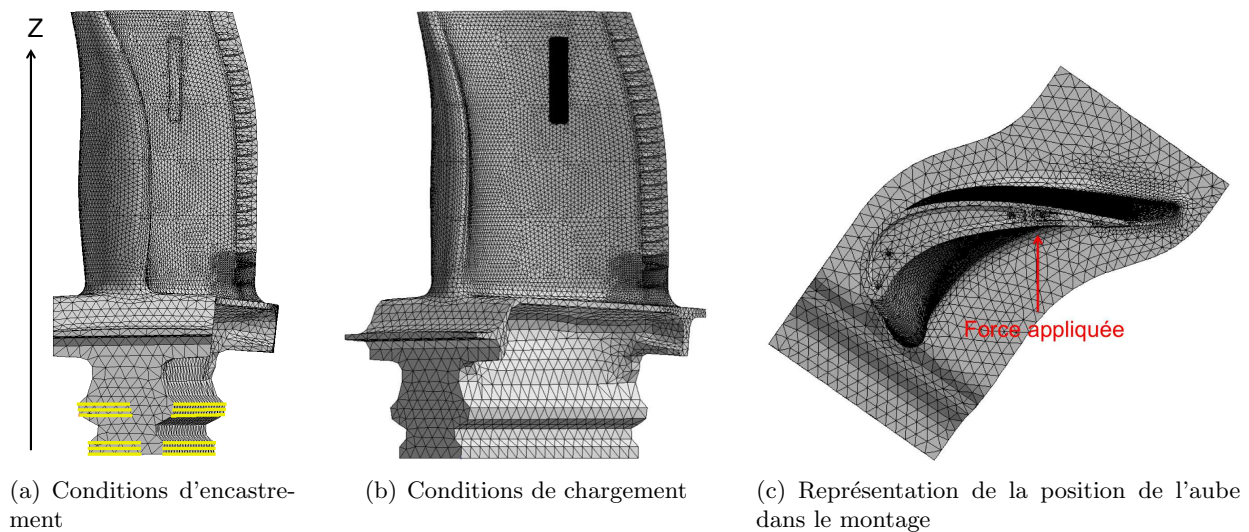


FIGURE 3.9 – Conditions aux limites de l'aube

position de joint de grains différente. Les conditions de la simulation sont : un rapport de charge de 0,2 avec $F_{max} = 5kN$, une température de $650^{\circ}C$ et une fréquence de $1Hz$.

La Figure 3.10 illustre les 3 cas de calculs effectués suivant la position du joint de grains. Nous nous sommes intéressés à la contrainte normale au plan moyen du joint de grains ainsi qu'aux glissements octaédriques cumulés. Quelle que soit la position du joint de grains, les zones de fortes concentrations de contraintes se situent au niveau du centre de l'intrados et au niveau du bord d'attaque vers la plate forme. Etant donné que la position du joint de grains peut se situer n'importe où sur l'aube, il est important de pouvoir solliciter le joint de grains quelle que soit sa position au sein de l'éprouvette de structure. Or avec l'essai de flexion envisagé, la simulation numérique montre bien que la présence du joint de grains n'a aucune influence sur les concentrations de contrainte. C'est la géométrie de la structure qui gouverne les zones de surconcentration de contrainte.

C'est pourquoi nous avons décidé d'entailler les différentes aubes sélectionnées pour les essais de manière à maximiser l'endommagement au niveau du joint de grains. Afin de préparer les essais mécaniques, les aubes ont été entaillées virtuellement afin de connaître la zone de concentration de contrainte induite par la présence de ces entailles sur le joint de grains. Les entailles ont été introduites dans le maillage à l'aide du logiciel YAMS. La position des entailles est régie par la position du joint de grains au sein de l'éprouvette de structure. Elles ne sont donc pas positionnées dans la même zone pour toutes les éprouvettes de structure.

Ces optimisations d'entailles ont conduit à des géométries d'entailles différentes afin de solliciter le joint de grains. Ainsi, l'aube de turbine testée devient une éprouvette de structure.

Le premier type est une **entaille large**, illustré par la Figure 3.11. C'est une entaille de $12mm$ de diamètre dont le fond d'entaille est tangent avec le joint de grains du côté intrados de l'aube. Nous voulions éviter d'introduire une forte concentration de contrainte en fond d'entaille et provoquer une ruine prématurée de l'aube sans mettre en évidence l'effet néfaste du joint de grains.

Dans le second cas, nous avons réalisés des **entailles multiples**, comme le montre la Figure 3.12, dont le but est de permettre à l'intrados de l'aube de se comporter comme une plaque en flexion. Une entaille de $0,3mm$ de diamètre est usinée à $10mm$ de la plate-forme du bord de fuite jusqu'au joint

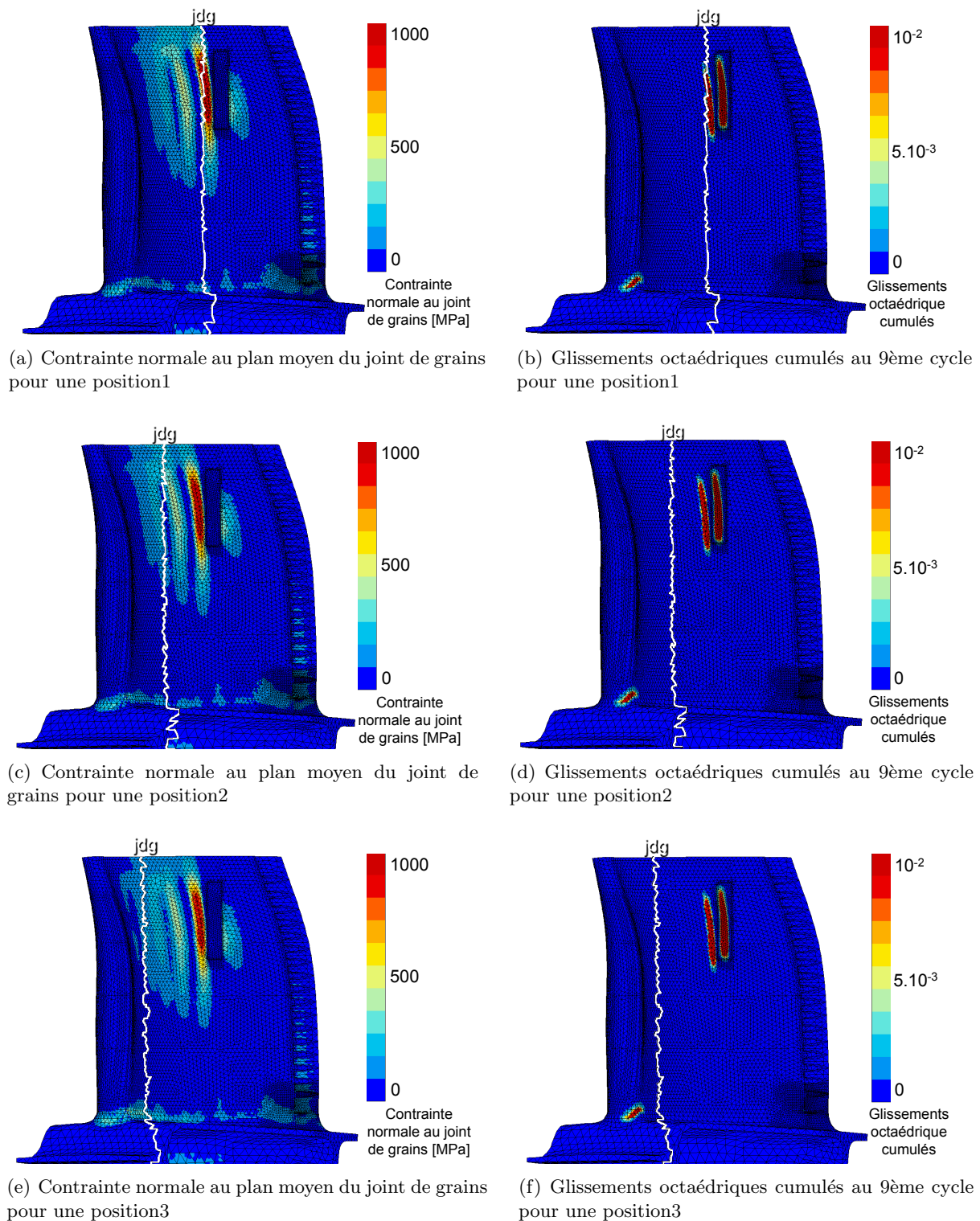


FIGURE 3.10 – Comparaison des concentrations de contrainte normale au plan moyen du joint de grains et des glissements octaédriques cumulés au 9ème cycle pour différentes position du joint de grains au sein de l'éprouvette de structure

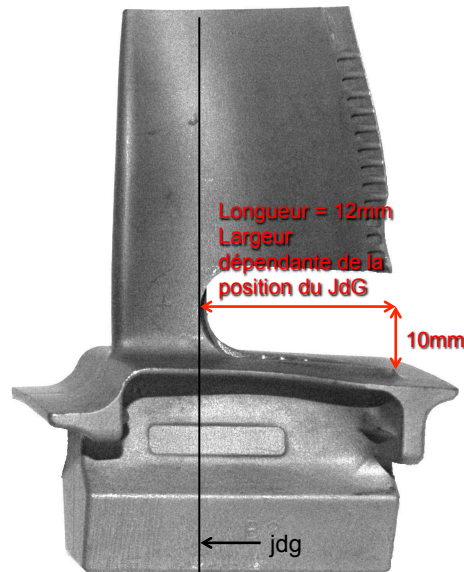


FIGURE 3.11 – Schématisation des entailles effectuées sur les éprouvettes de structure à entaille large

de grains. Une seconde entaille est effectuée au niveau du joint de grains de 10mm de longueur et de $1,5\text{mm}$ de largeur située à 10mm de la baignoire pour les éprouvettes de structure A650/F/EM/2 et A950/F/EM, et de 15mm de longueur, $1,5\text{mm}$ de largeur et situé à 5mm de la baignoire pour l'éprouvette de structure A650/F/EM/1. Ensuite, pour désolidariser l'intrados de l'extrados, on réalise une entaille au niveau de l'extrados de 2mm de largeur et d'une longueur partant de la baignoire jusqu'à l'entaille horizontale. L'ajout de ces entailles permet de rendre l'éprouvette de structure moins rigide : le joint de grains peut alors travailler en flexion.

Le troisième type d'entaille consiste en une **entaille fine** de $0,3\text{mm}$ de diamètre avec les mêmes conditions que l'entaille large, le fond d'entaille est tangent au joint de grains (cf. Figure 3.13). La différence avec l'entaille large est la position de la force qui a changé en raison de la position du joint de grains très proche du bord de fuite.

La quatrième type est une **entaille de cisaillement** visant à faire travailler le joint de grains selon un autre mode de sollicitation qu'en flexion comme dans les trois cas précédents. Cette nouvelle géométrie d'entaille présentée par la Figure 3.42 est constituée d'une entaille de 1mm de largeur et se terminant par un perçage de $2,5\text{mm}$ de diamètre à 10mm de la baignoire au niveau de l'intrados (cf. Figure 3.14(a)). Cette éprouvette de structure possède une zone utile de 10mm . L'extrados est également entaillé par une entaille de 5mm de largeur et 11mm de longueur.

Les simulations montrant les concentrations de contraintes induites par le changement de géométrie de l'aube sont représentées sur la Figure 3.15. On remarque que la zone où se situe le joint de grains n'est pas la zone la plus sollicitée suivant le type d'entaille effectué.

- le type **entaille large** conduit à une concentration de contrainte au niveau du bord d'attaque pour la contrainte normale au joint de grains ;
- le type **entailles multiples** montre bien une concentration de contrainte au niveau de l'entaille effectuée et au niveau du joint de grains ;
- le type **entaille fine** indique une zone de concentration de contrainte au niveau du joint de

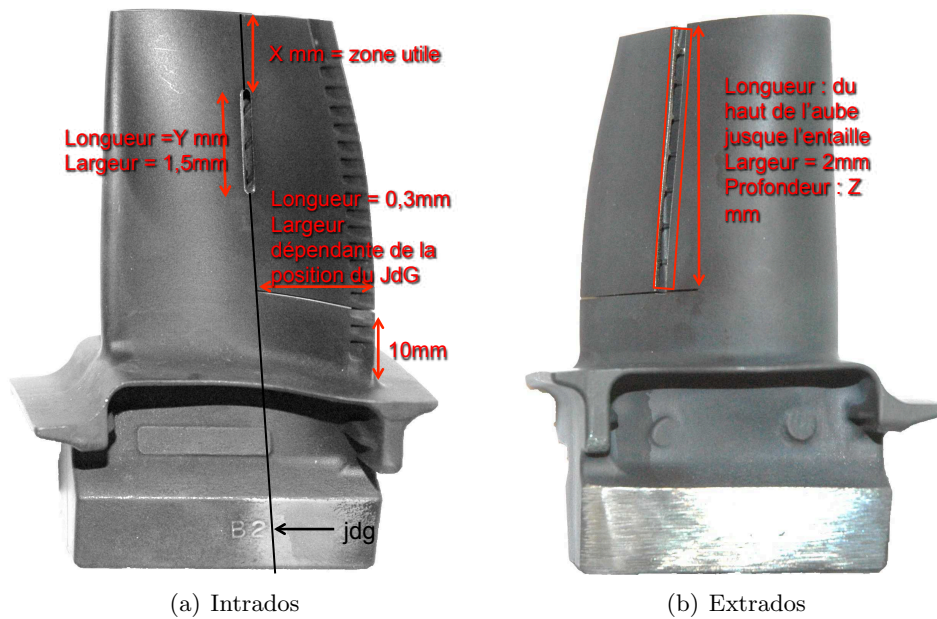


FIGURE 3.12 – Schématisation des entailles effectuées sur les éprouvettes de structure à entailles multiples

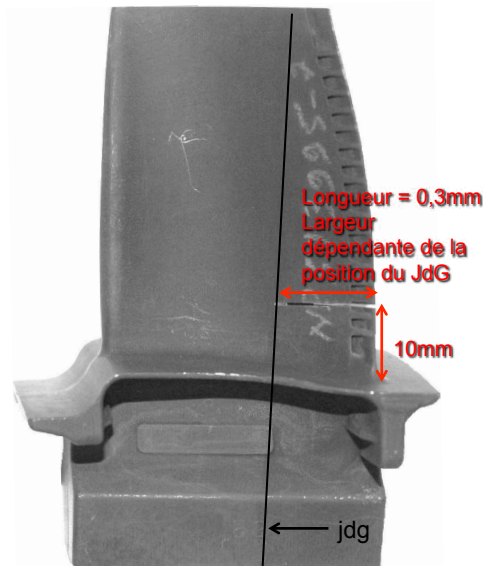


FIGURE 3.13 – Schématisation des entailles effectuées sur les éprouvettes de structure à entaille fine

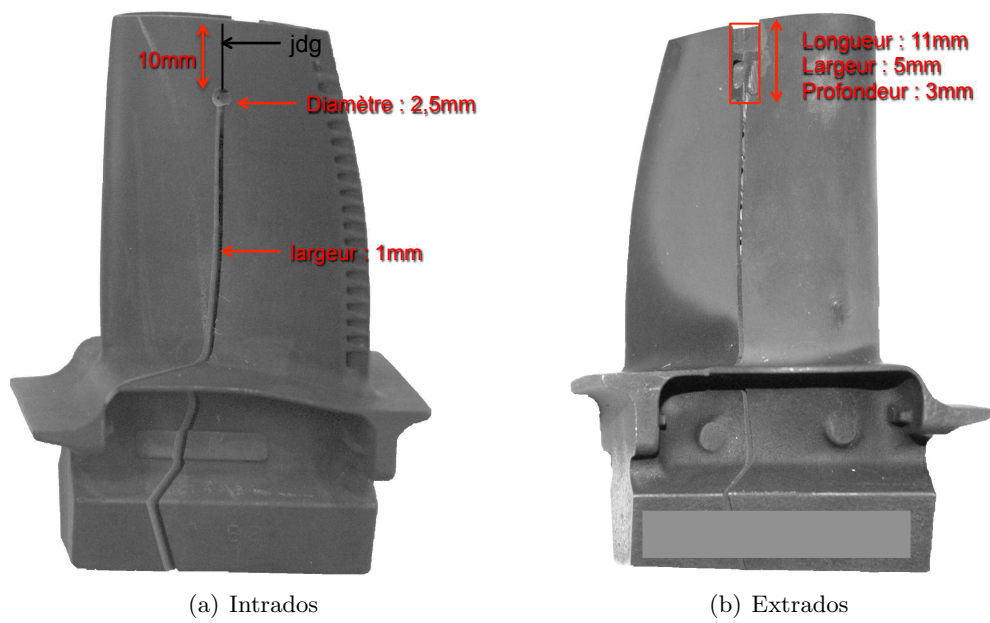


FIGURE 3.14 – Schématisation des entailles effectuées sur les éprouvettes de structure de cisaillement

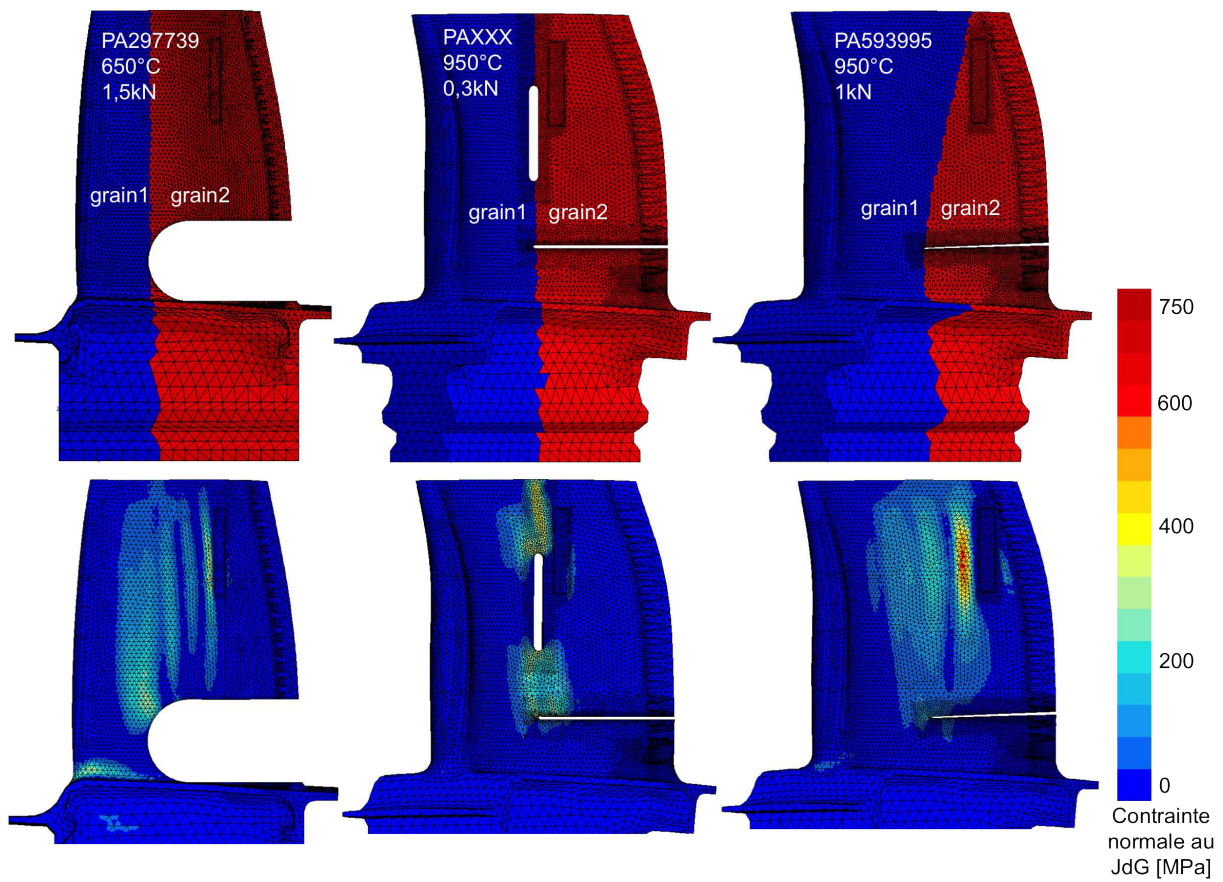


FIGURE 3.15 – Optimisation des entailles effectuées dans les éprouvettes de structure

grains mais aussi une autre éloignée de celui-ci.

Le type d'entaille influe sur la zone de concentration de contrainte. Plus l'entaille est large et moins l'effet de joint de grains est visible. Si l'entaille coupe le joint de grains, alors les concentrations de contraintes sont déportées vers la zone contenant l'entaille et donc le joint de grains. Enfin si l'entaille large devient fine, l'effet de joint de grains reste présent mais avec un effet de structure combiné.

3.5.3 Maillage de l'éprouvette de structure avec grignotage ou remaillage

Le maillage de l'éprouvette de structure fourni par Snecma est constitué d'éléments tétraédriques. Cette géométrie a été modifiée par l'ajout d'entailles. Cet ajout est fait soit par morcellement, soit par remaillage de la zone découpée. On a alors soit un maillage lisse, soit un maillage contenant des irrégularités.

Le **maillage contenant des irrégularités** est un maillage dont les éléments ont été retirés afin de simuler les entailles dans le maillage initial.

Le **maillage découpé** est un maillage qui a été tout d'abord raffiné puis découpé suivant l'entaille désirée. Il a donc fallu avoir recours à un logiciel de remaillage, le logiciel YAMS. Pour introduire les entailles dans le maillage, nous utilisons un outil de découpe correspondant à la géométrie de l'entaille à introduire. Ensuite nous utilisons le logiciel de remaillage afin d'adapter le maillage de l'aube à l'entaille que l'on vient d'effectuer. Les entailles ont été positionnées de façon à ce que, du côté intrados, elles coupent le joint de grains.

Nous avons choisi d'illustrer l'influence du maillage sur l'éprouvette de structure A20/F/EL. La Figure 3.16 montre les trois types de maillage considéré. Le premier est un maillage contenant des irrégularités avec une entaille fine. Le second présente un maillage irrégulier mais avec un diamètre d'entaille plus élevé. Enfin le dernier présente un maillage plus régulier avec une entaille remaillée.

La Figure 3.17 montre les zones de concentrations de contrainte. On remarque que le maillage irrégulier contenant une entaille de faible diamètre induit une concentration de contrainte due à cette forte irrégularité du maillage. L'éprouvette de structure avec l'entaille de fort diamètre maillée irrégulièrement et celle avec l'entaille remaillée présentent des résultats numériques très similaires en terme de valeurs et de zone de contraintes. Ainsi, l'utilisation d'un maillage morcelé est utile lorsque les entailles effectuées ont un fort diamètre. Par contre, pour des diamètres d'entailles induisant de fortes irrégularités dans le maillage, l'utilisation d'un maillage morcelé conduit à des erreurs sur les contraintes calculées dans la structure.

Le remaillage et donc le raffinement de l'éprouvette de structure est également important puisque nous souhaitons la solliciter en flexion. Or le maillage initial fourni ne contient qu'un élément dans l'épaisseur. Pour évaluer la nocivité de la flexion, nous avons donc remaillé l'éprouvette de structure dans l'épaisseur de façon à ce que la taille des éléments correspondent à la taille des dendrites présentes dans les aubes.

3.5.4 Gradient thermique simplifié ou reconstruction du gradient thermique par la méthode Gappy POD

Le chauffage par induction induit volontairement un gradient thermique sur l'éprouvette de structure. La répartition de la température est fonction du type d'entaille effectuée au sein de l'éprouvette de structure. Ainsi, l'unicité de chaque aube testée entraîne une répartition de la température propre à chaque aube. La question qui se pose est de savoir si :

- l'on reproduit le plus fidèlement possible le gradient thermique appliquée sur les éprouvettes de structures ?
- l'on applique une température uniforme sur toute l'aube ?
- l'on applique un gradient linéaire ?

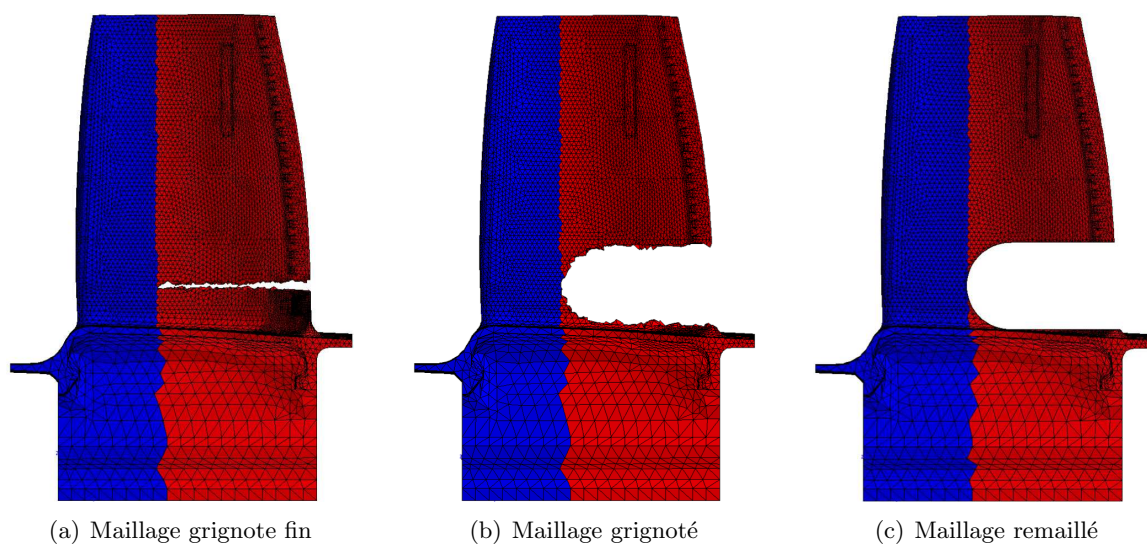


FIGURE 3.16 – Modification du maillage par l'addition d'entaille sur l'éprouvette de structure A20/F/EL

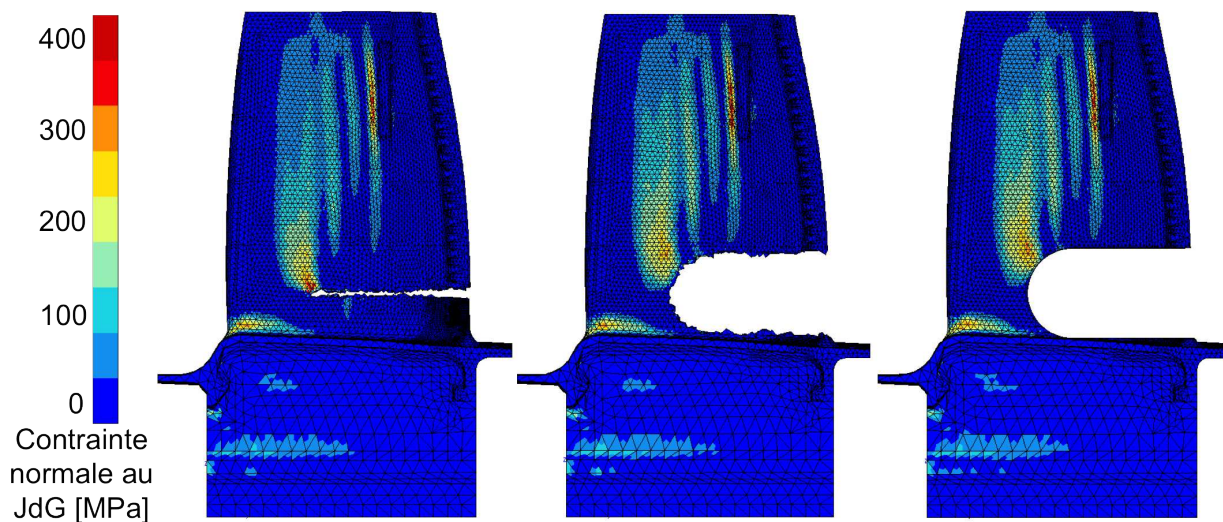


FIGURE 3.17 – Effet du maillage sur la concentration de contrainte sur l'éprouvette de structure A20/F/EL ($F_{max}=1,5kN$, $R_{\sigma}=0,067$)

Nous avons choisi d'illustrer ce problème avec le calcul sur l'éprouvette de structure A650/F/EL ($F_{max}=1,5kN$, $R_{force}=0,067$). Les résultats obtenus dans le cas de l'entaille large avec les trois hypothèses de répartition de température précédentes sont reportés sur la figure 3.18. Pour toutes les simulations avec un gradient de température différent, la zone où se situe le maximum de glissements octaédriques cumulés est toujours la même. Seule la valeur et l'étendue de la zone de concentration des glissements diffèrent.

La simulation avec une température uniforme de $650^{\circ}C$ sur toute l'aube conduit à une concentration de système de glissement la plus élevée. Ceci est normal puisque la zone surcontrainte est à plus haute température. Dans cet exemple, les gradient linéaire et POD n'ont pas un grand effet puisque la localisation des glissements se situe sur une zone sujette à un effet purement structural et non dépendant de la température.

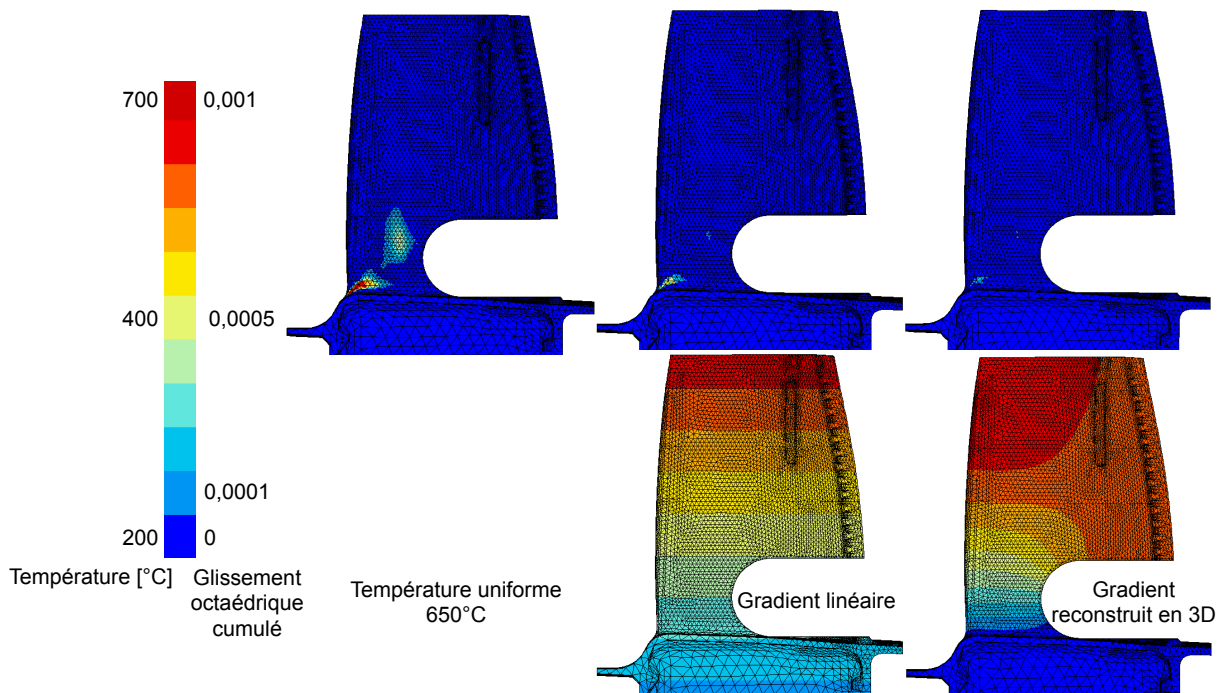


FIGURE 3.18 – Effet de la répartition du gradient de température sur la répartition des glissements cubiques pour l'éprouvette de structure A650/F/EL ($F_{max} = 1,5kN$, $R=0,067$)

La méthode de reconstruction en 3D du champ thermique à partir des données des thermocouples et de la caméra infrarouge lors de l'essai est explicitée en Annexe D.

3.6 Résultats expérimentaux

Les essais conduits sur éprouvettes de structure permettent de mettre en évidence le rôle du joint de grains selon différents paramètres tels que la température, les différentes géométries d'entailles, le chargement et la désorientation relative entre les grains.

3.6.1 Méthodologie expérimentale sur éprouvettes de structure

Les éprouvettes de structure sont mises en place sur le montage. Les différentes caméras sont positionnées afin d'observer une zone d'endommagement.

Après fissuration de l'aube, plusieurs techniques plus ou moins complémentaires sont utilisées pour déterminer l'influence du joint de grains sur l'amorçage et la propagation de fissure. Les caméras CCD renseignent sur le chemin de propagation de la fissure. Les fractographies des faciès de rupture renseignent sur le type de propagation (inter ou intra-granulaire). Et enfin, une analyse EBSD permet de suivre la propagation de fissure dans l'épaisseur de l'aube par rapport au joint de grains par polissages successifs du faciès.

Les différentes entailles effectuées ont mis en évidence différents effets :

- l'effet de structure : rupture éloignée du joint de grains donc intragranulaire due à une concentration de l'endommagement à cause de la géométrie complexe de la structure. La géométrie est alors plus nocive que le joint de grains sur la durée de vie ;
- l'effet de joint de grains : rupture partiellement ou totalement intergranulaire restant proche du joint de grains montrant l'effet néfaste du joint de grains sur la durée de vie ;
- l'effet combiné : rupture partiellement intergranulaire et s'éloignant fortement du joint de grains lorsque qu'on a une combinaison de l'effet de structure et de l'effet de joint de grains.

La matrice d'essais présentée sur la Figure 3.19 montre les différents essais effectués sur les éprouvettes bicristallines de structure suivant les températures et le types d'entailles usinés. Pour les essais de type flexion, nous avons deux aubes A20/F/EL et A650/F/EL possédant une entaille de large diamètre, trois aubes A650/F/EM/1, A650/F/EM/2 et A950/F/EM avec des entailles multiples et une aube A950/F/EF avec une entaille fine.

Pour les essais de type cisaillement, nous avons deux aubes, une bicristalline, A650/C et une monocristalline A650/C/Mono.

Les éprouvettes à entaille large sont testées à deux températures différentes ($20^{\circ}C$ et $650^{\circ}C$) afin d'observer l'influence de la température sur la résistance du joint de grains. Les entailles multiples sont également testées à deux températures différentes ($650^{\circ}C$ et $950^{\circ}C$) avec une longueur de la zone utile variant de $5mm$ à $10mm$. Le rôle de la température sur ce type d'éprouvettes à multiples entailles est plus axé sur la zone contenant le joint de grains puisque les contraintes sont concentrés dans cette zone grâce aux entailles effectuées. L'entaille fine quand à elle est le complémentaire de l'entaille large mais à plus haute température ($950^{\circ}C$).

Les éprouvettes de cisaillement quand à elles permettent de tester le comportement du joint de grains face à un autre type de sollicitation couplant deux modes d'ouverture, le mode I et le mode III.

Les durées de vie indiquées pour les différentes éprouvettes testées sont définies à partir du changement de pente de la courbe de déplacement du piston en fonction du nombre de cycles.

3.6.2 Entaille large

Deux éprouvettes de structure ont été sélectionnées pour les essais à entaille large. Ces éprouvettes de structure ont la particularité de contenir le joint de grains dans la même zone et une désorientation relative entre les grains assez similaire comme le montre la Figure 3.20. Ainsi, les résultats peuvent être comparés. La zone utile, c'est à dire la zone entre l'entaille et le haut de l'éprouvette de structure est de $37mm$ (pour les deux éprouvette A20/F/EL et A650/F/EL). Le détail de la découpe des aubes est présenté dans l'annexe D.

Nous avons voulu tester l'influence de la température sur le joint de grains avec deux essais, l'un à température ambiante et l'autre à $650^{\circ}C$.

Les essais avec une éprouvette de structure contenant une entaille large ont été préparés par simulation numérique. La simulation a montré que les zones de concentrations de contrainte se situent

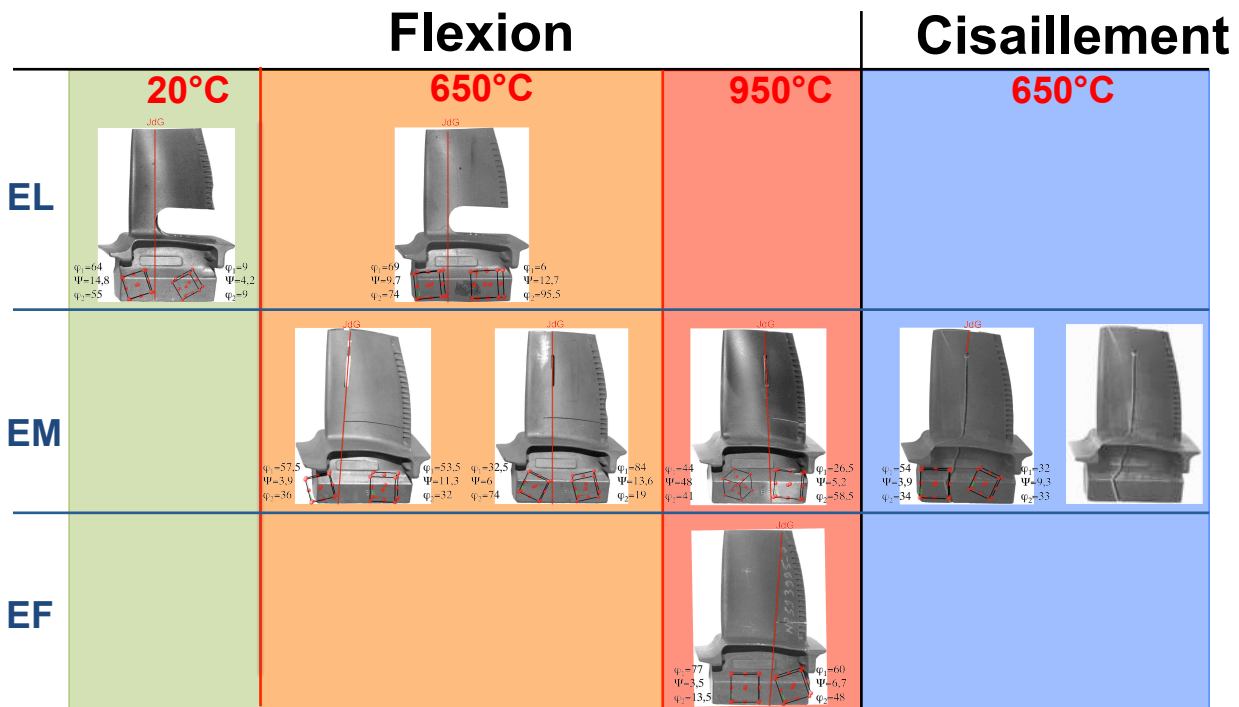


FIGURE 3.19 – Matrice d’essais sur éprouvettes bicristallines de structure

au niveau du joint de grains d’une part mais aussi au niveau du bord d’attaque d’autre part. Ainsi, même si le bord d’attaque est surcontraint, le joint de grains a une chance de céder plus vite vis à vis des essais de fatigue. Les résultats de simulation ont été présentés par la Figure 3.15.

Conditions d’essais

Les conditions d’essais sont les mêmes pour les deux éprouvettes de structure :

- le rapport de force : $R_{force} = 0,067$ avec $F_{max} = 1,5kN$;
- la fréquence est de $1Hz$;
- la température est de $20°C$ pour l’éprouvette A20/F/EL et de $650°C$ (au niveau du joint de grains) pour l’éprouvette A650/F/EL

Le gradient thermique subi par l’aube est représenté dans le Tableau 3.5 avec les points de mesure de température correspondants à la position des thermocouples durant l’essai.

Les essais ont été menés dans le domaine élastique comme le montre la Figure 3.21 au 100ème cycle pour les deux températures testées. Si l’on compare le déplacement du piston pour l’aube A20/F/EL et A650/F/EL testées respectivement à $20°C$ et $650°C$, pour un chargement faible ($\leq 0.4kN$), l’amplitude de déplacement est la même pour les deux éprouvettes de structure. Par contre, plus le chargement augmente et plus l’écart d’amplitude de déplacement est prononcé en raison d’une rigidité plus faible et à une viscosité plus importante du matériau à haute température.

Durée De Vie et fissuration

Lors de l’essai à haute température, la cellule a surchauffé à de multiples reprises, ce qui a contraint à l’arrêt répété de l’essai. Ces arrêts sont visibles sur la courbe retraçant l’évolution du déplacement

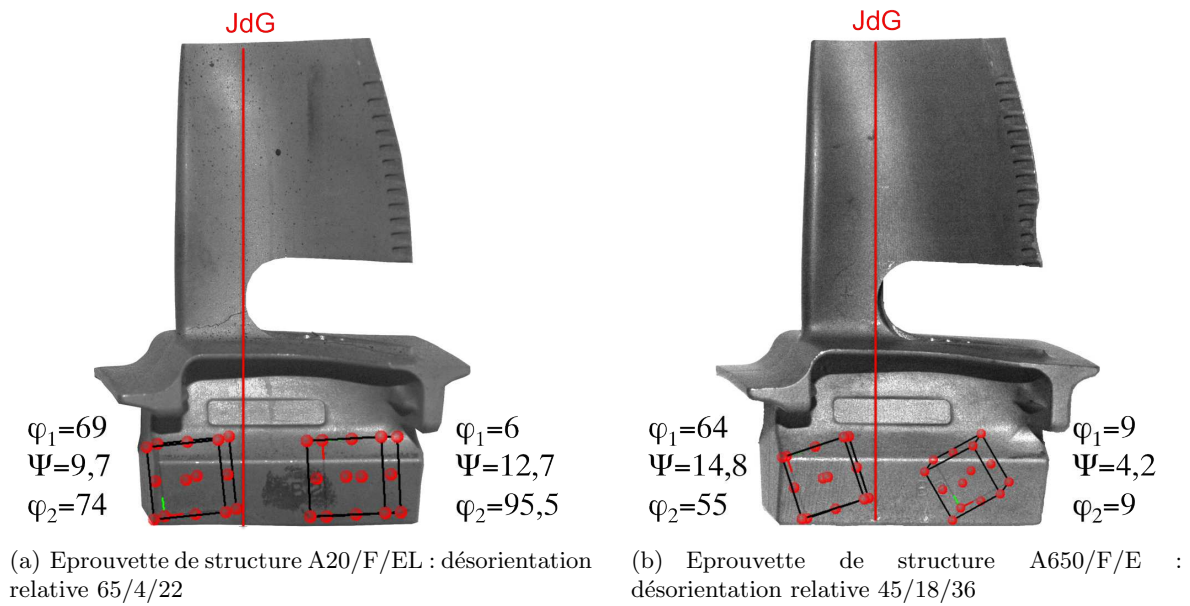


FIGURE 3.20 – Modification du maillage par l’addition d’entaille sur l’épreuve de structure A20/F/EL

TABLE 3.1 – Gradient thermique subi par l’épreuve de structure A650/F/EL

Réf. aube	Conditions	Gradient thermique côté intrados	Gradient thermique côté extrados
A650/F/EL	$T. : 650^{\circ}\text{C}$ $F_{max} : 1,5\text{kN}$ $f. : 1\text{Hz}$ $R_{force} : 0,067$		

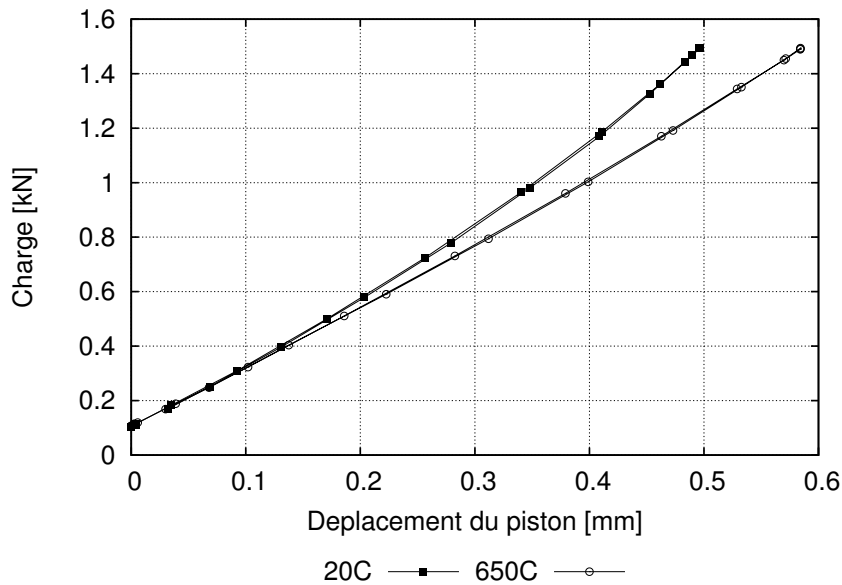


FIGURE 3.21 – Évolution de la charge en fonction du déplacement du piston pour une éprouvette de structure à large entaille à 20°C (A20/F/EL) et 650°C (A650/F/EL)

du piston par rapport au nombre de cycles (cf. Figure 3.22) de par les irrégularités au niveau de la valeur du déplacement du piston.

Le déplacement et la position du piston sont dépendants de plusieurs paramètres :

- les températures de l’huile du piston, de la table et de la machine ;
- la température de la salle qui peut fluctuer de 2°C à 3°C.

La dilatation du piston, dépendante de la température de l’huile ou de la salle, fait varier l’enregistrement de sa position mais le chargement appliqué reste identique. Ainsi à chaque arrêt d’essai dû à une surchauffe de la cellule (température $\geq 60^\circ\text{C}$) et à chaque début d’une séquence, l’enregistrement de la position du piston est différent puisque les conditions expérimentales ne sont pas les mêmes.

Au niveau de la comparaison de la durée de vie pour un même rapport de force ($R_{force} = 0,067$) (cf. Figure 3.22), on remarque que :

- l’éprouvette de structure testée à 20°C a une durée de vie inférieure (80000 cycles) à celle testée à 650°C (820000 cycles) en raison du comportement plus fragile de l’AM1 à 20°C qu’à 650°C ;
- l’éprouvette de structure testée à 650°C s’est fissurée plus rapidement que celle à 20°C.

Analyses micrographiques

Les analyses micrographiques des faciès de rupture des éprouvettes bicristallines de structure à entaille large à température ambiante et à 650°C montrent un faciès de nature cristallographique ([Bhaumik et al., 2006]). La fissure suit les différents plans de glissement.

Le faciès de l’aube testée à 20°C (A20/F/EL) (cf. Figure 3.23) présente deux zones d’amorçage situées toutes deux sur le bord d’attaque. Quant au faciès de l’aube testée à 650°C (A650/F/EL) (cf. Figure 3.24), la zone d’amorçage se situe au niveau du fond d’entaille sur la face intrados. Un zoom sur le faciès de rupture de l’éprouvette de structure A20/F/EL (cf. Figure 3.25) révèle une fissuration selon les plans de glissements ainsi que la présence de porosités.

Pour ces deux essais sur structure :

- le joint de grains n’a eu aucune influence sur l’amorçage et la propagation de fissure ;

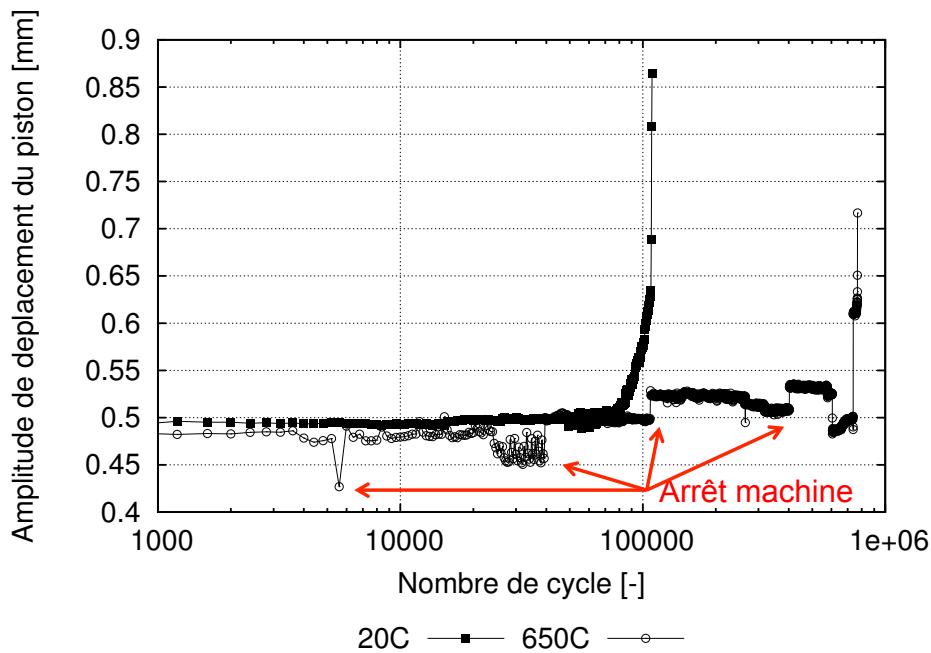


FIGURE 3.22 – Évolution de l’amplitude de déplacement du piston en fonction du nombre de cycles pour une éprouvette de structure à large entaille à 20°C (A20/F/EL) et 650°C (A650/F/EL)

- le chemin de fissuration se situe au niveau du BA proche de la plate-forme ;
- le chemin de fissuration est de nature cristallographique avec différents types de systèmes de glissements activés.

Les deux essais présentés ont montré l’effet de structure sur l’amorçage et la propagation de fissure. Cet effet de structure est mis en avant par une rupture cristallographique sans influence du joint de grains, et ce, quelle que soit la température de l’essai. Ainsi malgré la présence du défaut de fonderie, c’est la géométrie de la structure qui induit une concentration de contrainte et qui conditionne la durée de vie. C’est pourquoi une nouvelle géométrie d’entailles a été envisagée afin de concentrer l’endommagement au niveau de la zone du joint de grains.

3.6.3 Entailles multiples

L’entaille large étudiée précédemment a montré l’effet de structure. Nous avons donc décidé d’amplifier l’effet du joint de grains par l’addition d’entaille réduisant l’effet de structure décrit précédemment. Ainsi l’endommagement sera maximisé dans la zone d’intérêt qu’est le joint de grains.

Les éprouvettes de structure choisies pour ces essais à entailles multiples ont une position de joint de grains qui diffère les unes des autres avec une désorientation relative entre les grains parfois très éloignée (cf. Tableau 3.3). L’éprouvette de structure A650/F/EM/1 a une zone utile de 5mm , tandis que celle de la A650/F/EM/2 et A950/F/EM est de 10mm . Le détail des différentes entailles effectuées sur les trois éprouvettes de structures à entailles multiples est décrit dans l’annexe D.

Conditions d’essais

Les conditions d’essais choisies sont reportées dans le Tableau 3.3. Trois essais ont été effectués. Deux essais à 650°C et un à 950°C avec différentes valeurs de chargements. L’étude de deux températures a pour but de montrer l’influence de la température sur la résistance du joint de grains.

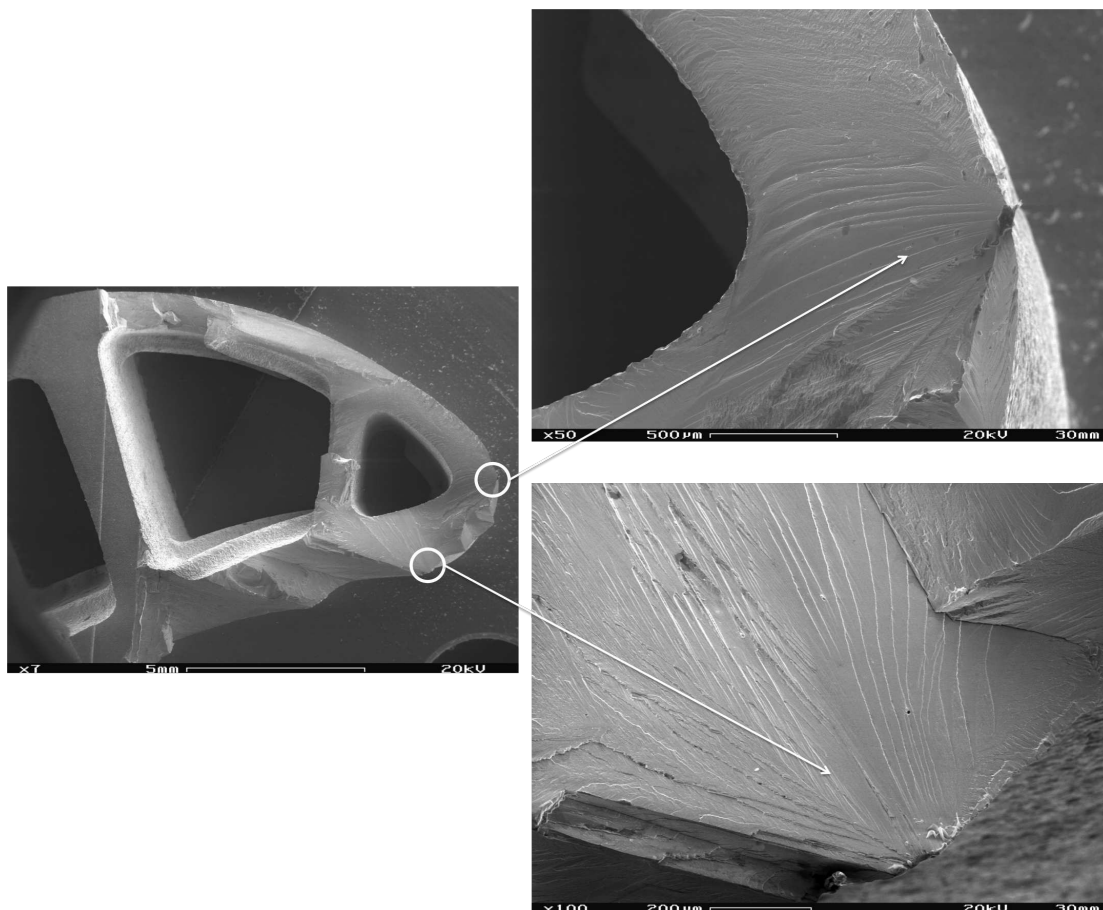


FIGURE 3.23 – Zone d’amorçage de fissure pour l’aube A20/F/LE testée à $20^{\circ}C$, $F_{max}=1,5kN$, $R_{force}=0,067$, $f=1Hz$

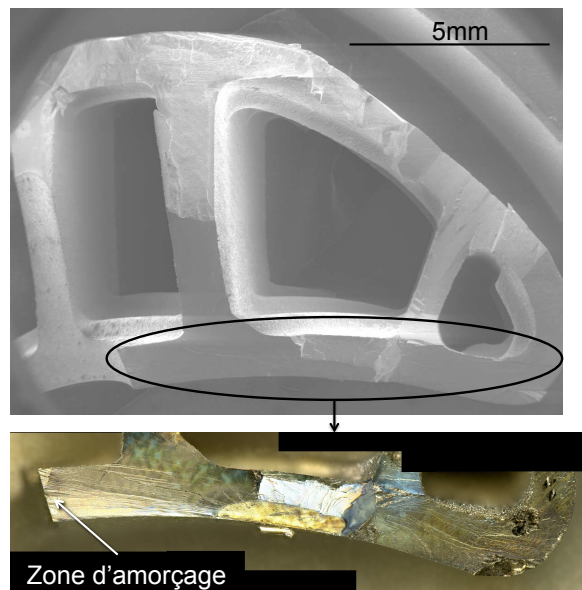


FIGURE 3.24 – Zone d'amorçage de fissure pour l'aube A650/F/LE testée à 650°C , $F_{max}=1,5\text{kN}$, $R_{force}=0,067$, $f=1\text{Hz}$

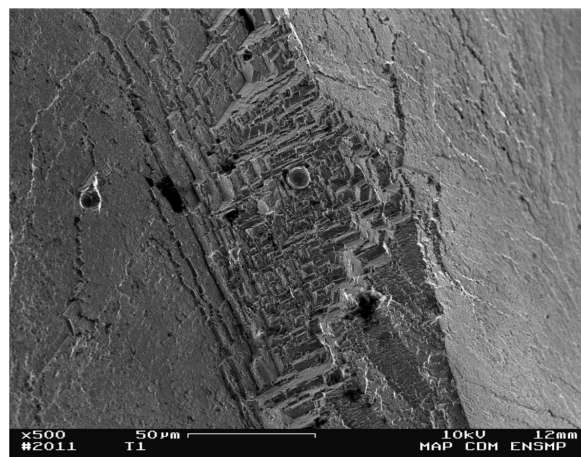
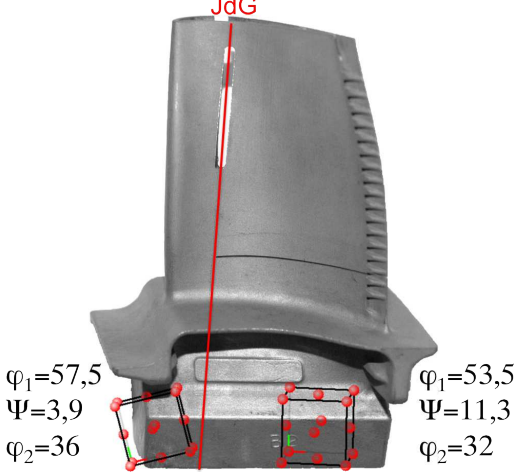
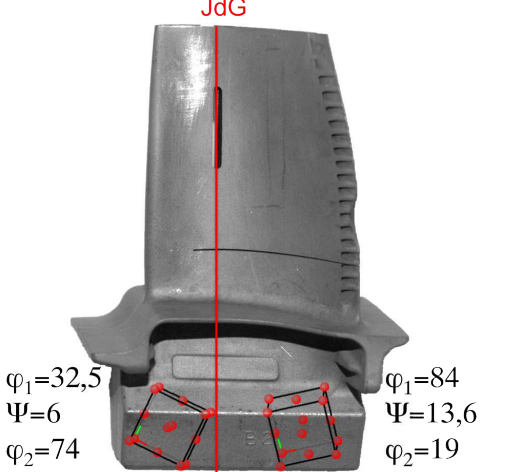
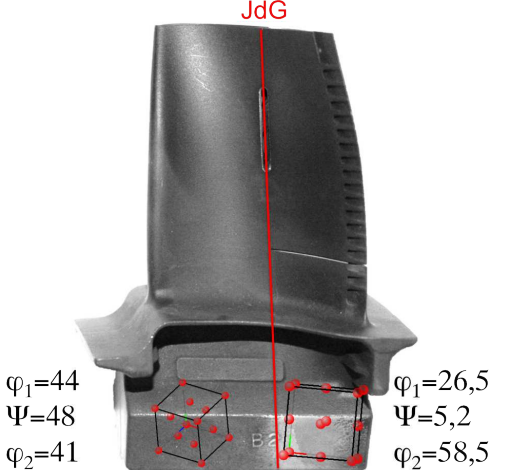


FIGURE 3.25 – Zoom sur le faciès de rupture de l'aube A20/F/LE testées à 20°C , $F_{max}=1,5\text{kN}$, $R_{force}=0,067$, $f=1\text{Hz}$

TABLE 3.3 – Chargements appliqués pour les essais sur éprouvettes de structures

<p>Référence de l'aube : A650/F/EM/1 Désorientation relative : 72/12/10 Température (au niveau du jdG) : 650°C $Force_{max} : 0,35kN$ Fréquence : 1Hz $R_{force} = \frac{0,05}{0,35} = 0,14$</p>	 <p>$\varphi_1=57,5$ $\Psi=3,9$ $\varphi_2=36$</p> <p>$\varphi_1=53,5$ $\Psi=11,3$ $\varphi_2=32$</p>
<p>Référence de l'aube : A650/F/EM/2 Désorientation relative : 20/12/63 Température (au niveau du jdG) : 650°C $Force_{max} : 0,4kN$ Fréquence : 1Hz $R_{force} = \frac{0,05}{0,4} = 0,125$</p>	 <p>$\varphi_1=32,5$ $\Psi=6$ $\varphi_2=74$</p> <p>$\varphi_1=84$ $\Psi=13,6$ $\varphi_2=19$</p>
<p>Référence de l'aube : A950/F/EM Désorientation relative : 42/43/44 Température (au niveau du jdG) : 950°C $Force_{max} : 0,3kN$ Fréquence : 1Hz $R_{force} = \frac{0,1}{0,3} = 0,33$</p>	 <p>$\varphi_1=44$ $\Psi=48$ $\varphi_2=41$</p> <p>$\varphi_1=26,5$ $\Psi=5,2$ $\varphi_2=58,5$</p>

Le chargement appliqué n'est pas le même pour chaque éprouvette bicristalline de structure testée. En effet, à l'aide des simulations numériques effectuées, nous avons choisi de solliciter les éprouvettes dans leur domaine élastique. La comparaison des courbes de déplacement en fonction de la charge appliquée pour chacune des éprouvettes de structure (cf. Tableau 3.4) n'a pas de sens puisque :

- les entailles ne sont pas situées au même endroit ;
- la valeur de chargement n'est pas la même.

Chaque courbe est donc représentée à part.

Le gradient de température mesuré à l'aide de thermocouples pour chacune des éprouvettes de structure est présenté par le Tableau 3.5.

On remarque que la zone la plus massive (celle du bord d'attaque) est plus chaude que la zone du bord de fuite. Le fait d'introduire une ou des entaille(s) dans l'éprouvette de structure induit une discontinuité au niveau de la répartition du chauffage. Ainsi, plus le joint de grains se situe loin du bord d'attaque, plus la puissance de l'inducteur devra être augmentée.

Durée de Vie et fissuration

Les durées de vie obtenues pour les trois essais sont reportées sur une courbe de la Figure 3.26 représentant l'amplitude de déplacement du piston en fonction du nombre de cycles.

L'analyse des durées de vie montre que l'essai mené à 950°C conduit à la plus faible durée de vie (3000 cycles) et présente une rupture finale quasi instantanée en moins de 15 cycles. Les essais menés à 650°C montrent l'influence de la taille de la zone utile. Plus la zone utile est grande et plus la durée de vie est petite.

Les deux essais à 650°C présentent des durées de vie assez éloignées. La durée de vie de l'éprouvette de structure A650/F/EM/1 sollicitée avec un rapport de force de 0,14 est de 180000 cycles alors que celle de l'éprouvette de structure A650/F/EM/2, sollicitée avec un rapport de force de 0,125 est de 11000 cycles. Nous pouvons supposer que le second paramètre entrant en jeu est alors la position de l'entaille au sein de l'éprouvette de structure. Plus elle est proche du bord d'attaque (partie la plus massive de l'aube), plus l'éprouvette de structure semble avoir une durée de vie élevée.

Les éprouvettes de structure à entailles multiples présentent différents types de propagation. La propagation en surface ne se produit pas forcément le long du joint de grains sur toute la zone utile (cf. Tableau 3.6) pour les deux essais à 650°C . Malgré le repérage et la révélation par attaque chimique du joint de grains avant l'essai et après une oxydation due au chauffage de l'éprouvette de structure en surface, il est impossible de localiser le joint de grains par rapport à l'amorçage et/ou la propagation de fissure. De plus, la morphologie du joint de grains dans la paroi de l'aube est totalement inconnue.

Une méthodologie d'analyse micrographique a donc été mise au point pour déterminer si la fissuration a eu lieu selon le joint de grains ou en dehors du joint de grains dans l'épaisseur de la paroi des aubes, et plus généralement pour juger de l'influence du joint de grains dans la ruine de l'éprouvette.

Méthodologie de suivi de la fissuration par rapport au joint de grains par analyse micrographique :

La question est de savoir comment la fissure s'est propagée par rapport au joint de grains dans l'épaisseur ?

Le principe de la méthodologie est de polir successivement d'une épaisseur de quelques centaines de microns, et d'observer la position du joint de grains par rapport au chemin de fissuration par cartographie EBSD entre chaque polissage.

Pour ce faire, la zone fissurée de l'éprouvette de structure a été découpée et placée dans une résine transparente. La difficulté fût de placer face à face les deux parties fissurées de l'aube qui se retrouvent décalées en raison de la déformation plastique subie par l'aube. L'échantillon est poli jusqu'à une granulométrie de $1\mu\text{m}$ puis fini à l'OPS. Une cartographie EBSD au niveau de la zone

TABLE 3.4 – Courbes du déplacement du piston en fonction de la charge appliquée au 100ème cycle et au dernier cycle de chargement

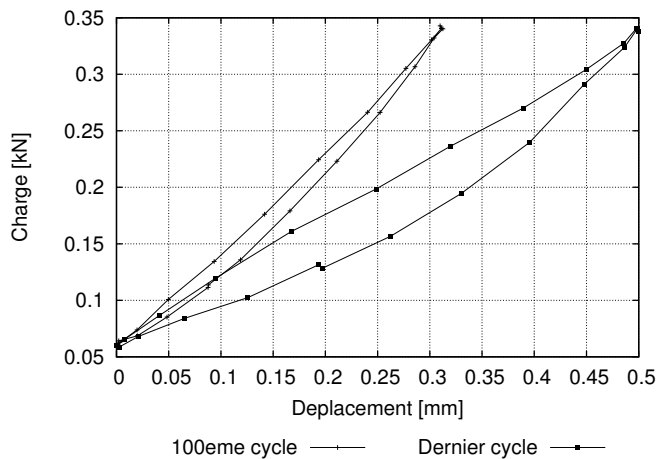
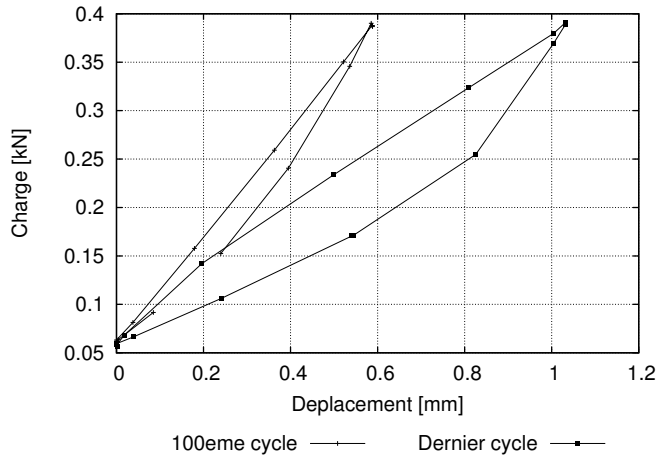
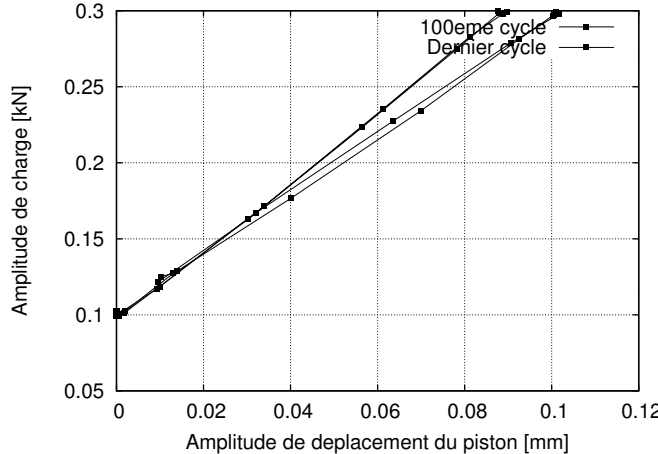
Réf. aube	Conditions	Courbes
A650/F/EM/1	$650^{\circ}C$ $0,35kN$ $1Hz$ $0,14$	
A650/F/EM/2	$650^{\circ}C$ $0,4kN$ $1Hz$ $0,125$	
A950/F/ME	$950^{\circ}C$ $0,3kN$ $1Hz$ $0,33$	

TABLE 3.5 – Gradients thermiques subis par les éprouvettes de structure A650/F/EM/1, A650/F/EM/2 et A950/F/EM

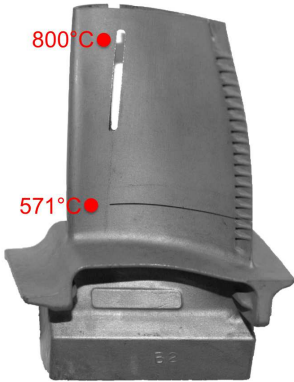
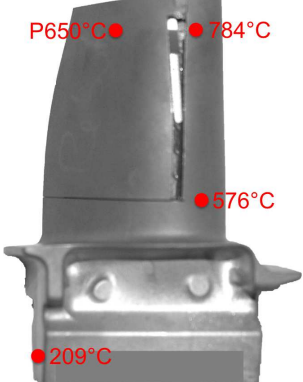
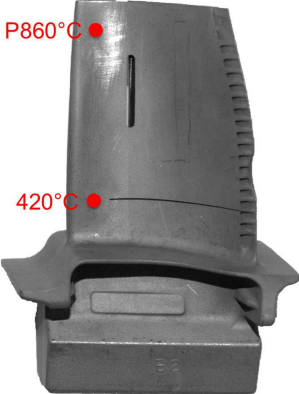
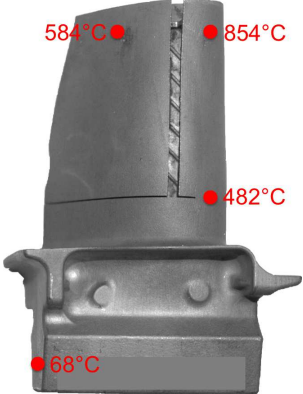


Réf. aube	Conditions	Gradient thermique côté intrados	Gradient thermique côté extrados
A650/F/EM/1	$T : 650^{\circ}\text{C}$ $F_{max} : 0,35\text{kN}$ $f : 1\text{Hz}$ $R_{force} : 0,14$		
A650/F/EM/2	$T : 650^{\circ}\text{C}$ $F_{max} : 0,4\text{kN}$ $f : 1\text{Hz}$ $R_{force} : 0,125$		
A950/F/EM	$T : 950^{\circ}\text{C}$ $F_{max} : 0,3\text{kN}$ $f : 1\text{Hz}$ $R_{force} : 0,33$		

TABLE 3.6 – Description de la propagation de fissure par rapport au joint de grains pour les éprouvettes de structures à entailles multiples

Réf. aube	Nb. de cycles	Fissuration	Analyse
A650/F/EM/1	180000		Propagation de fissure au niveau de la zone du joint de grains
A650/F/EM/2	11000	<p>● Amorçage - -> Propagation</p>	Propagation de fissure au niveau de la zone du joint de grains
A950/F/EM	3000		Amorçage et propagation de fissure totalement intergranulaire

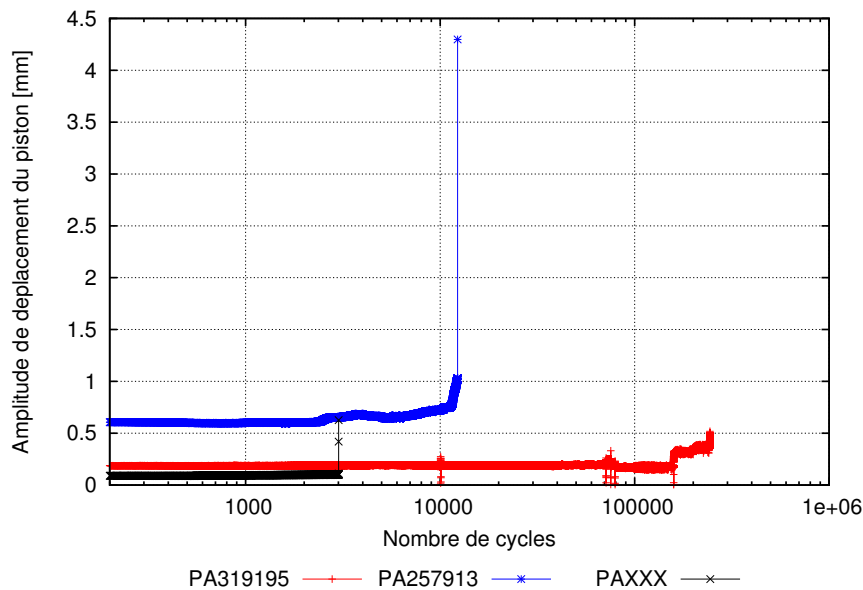


FIGURE 3.26 – Évolution de l’amplitude de déplacement du piston en fonction du nombre de cycles à la rupture pour une éprouvette de structure à multiples entailles à $650^{\circ}C$ et $950^{\circ}C$

fissurée a été faite tous les 100 à $200\mu m$. On peut alors suivre la propagation de la fissure par rapport à la position du joint de grains dans l’épaisseur.

Le microscope utilisé pour les cartographies EBSD est un MEB Zeiss DSM982 Gemini. Les cartographies d’orientation sont obtenues avec une tension d’accélération de $15kV$ et un grossissement de 200 . Le grossissement choisi est la valeur minimum tolérée pour obtenir une cartographie. La taille des cartographies effectuées est de $240*240\mu m$.

L’aube A650/F/EM/1 a été fissurée côté intrados de part et d’autre de l’entaille (cf. Tableau 3.6) et la zone fissurée a été cartographiée à l’EBSD selon deux coupes. Sur la première coupe (cf. Figure 3.27), les deux grains se retrouvent de part et d’autre de la fissure, on a bien une fissuration qui s’est produite le long du joint de grains. Sur la seconde coupe (polissage au bout de $800\mu m$) (cf. Figure 3.28), les deux grains sont toujours de part et d’autre de la fissure mais on remarque la présence du grain 2 dans la région du grain 1.

On a donc un joint de grains qui a un aspect très sinueux au niveau de la seconde coupe EBSD. On peut supposer que le joint de grains était fortement rugueux au niveau d’une zone et que la fissure a choisi de prendre le chemin le plus court plutôt que de suivre la morphologie du joint de grains trop sinueuse.

L’aube A650/F/EM/2 a été tout d’abord ouverte et le faciès a été observé au MEB puis, la partie fissurée a été enrobé pour polissages successifs. L’avantage est de pouvoir comparer conjointement la cartographie EBSD avec le faciès de rupture. On peut alors associer la propagation de la fissure selon le joint de grains à un type de faciès. La Figure 3.29 illustre cette comparaison. Une cartographie EBSD faite au niveau du fond d’entaille a été comparée au faciès de rupture. La cartographie EBSD obtenue montre que les grains 1 et 2 se retrouvent du même côté de la fissure. On est donc face à une rupture intragranulaire. Si on se reporte au faciès de rupture correspondant à cette zone, on remarque que l’on a deux types de faciès, un lisse et un strié. La cartographie EBSD obtenue se trouve sur le faciès strié qui montre bien l’aspect intragranulaire de la fissuration. Le faciès lisse quand à lui correspond à une

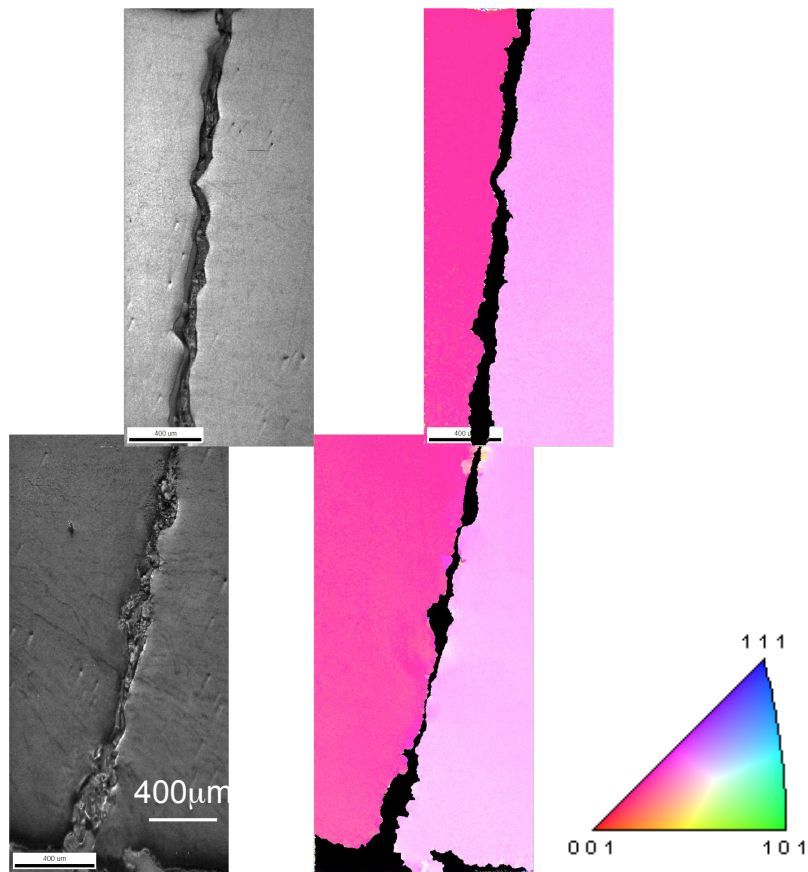


FIGURE 3.27 – Cartographie EBSD de la zone fissurée de l’aube A650/F/EM/1 à $200\mu m$ (F_{max} : $0,35kN$, f : $1Hz$ et R_{force} : $0,14$)

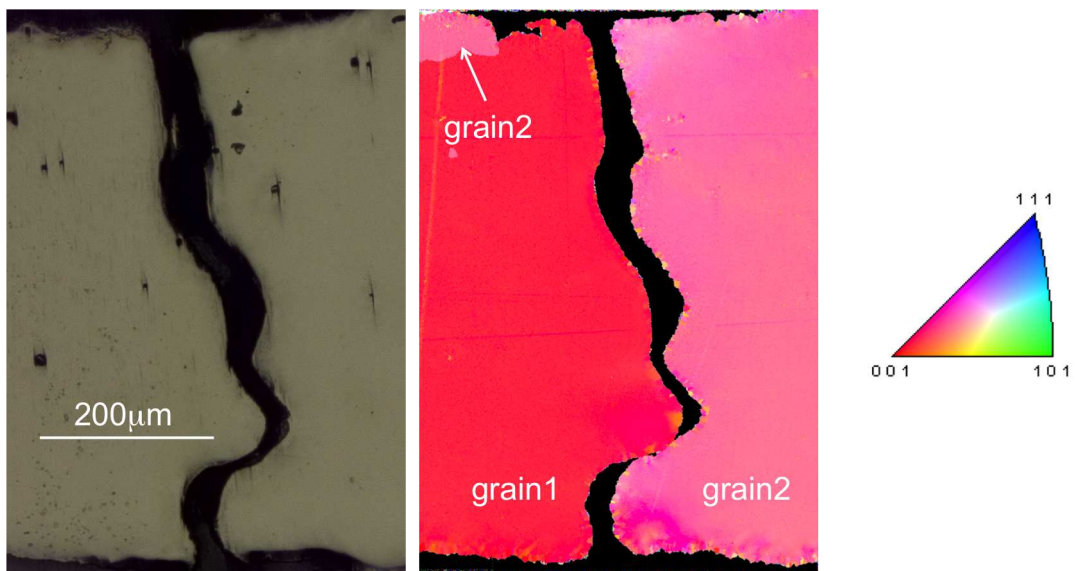


FIGURE 3.28 – Cartographie EBSD de la zone fissurée de l’aube A650/F/EM/1 à $800\mu m$ (F_{max} : $0,35kN$, f : $1Hz$ et R_{force} : $0,125$)

rupture intergranulaire.

Lorsque le faciès présente des facettes cristallographiques, alors la fissure ne s'est pas propagée selon le joint de grains. On peut supposer que lorsque le joint de grains n'a pas eu d'influence sur la propagation, l'énergie libérée pour que la fissure se propage selon le joint est trop importante en raison de la forme du joint de grains qui est peut être trop sinueuse dans l'épaisseur.

Les polissages successifs ont montré également que l'amorçage et la propagation de fissure ne se sont pas déroulés selon le joint de grains tout le long de la zone de fissuration. Il y a des zones où l'un des grains se situe dans la région de l'autre et vice versa. On peut voir également des zones de multigrains (cf. Figure 3.30), qui correspondent soit à des grains recristallisés, soit à des grains préexistants.

He et al. [He et al., 2011], Zhang et al. [Zhang et al., 2004] et Moverare et al. [Moverare et al., 2009] expliquent que la recristallisation a lieu sous deux conditions : une déformation plastique et un traitement thermique à haute température. Les grains recristallisés en service sont localisés en surface de la couche de γ' avec une profondeur de $20\mu m$. Il est donc admis que les grains recristallisés ne peuvent être causés par une recristallisation dynamique en service liée au processus de fissuration. Ainsi, les phénomènes de recristallisation ont lieu selon He et al. [He et al., 2011] pendant le traitement thermique, donc pendant le processus de fabrication de la pièce. Le mécanisme de recristallisation dans les monocristaux est lié à l'abondance de la déformation plastique induite en priorité par le traitement thermique subi par le matériau. Soit la température de solvus de la phase γ' a été atteinte, soit la déformation plastique introduite par le chargement est localement trop sévère et la recristallisation peu apparaît même si le matériau présente une microstructure de type γ/γ' .

Johansson et al. [Johansson et al., 2010] ont proposé que le commencement du phénomène de recristallisation est dû à l'interférence entre les lignes de glissement avec les faciès de la microstructure comme les carbures ou autres irrégularités.

Miura et al. [Miura et al., 2006] ont montré que le processus de nucléation se situe préférentiellement au niveau du joint de grains.

Nous avons également l'hypothèse de la refonte des grains due au chauffage par induction lorsque la fissuration de l'aube se produit. Lorsque les lèvres de la fissure se mettent en contact lors du chargement-déchargement, il se crée un court circuit qui entraîne une fusion locale du matériau. Cette fusion localisée du matériau crée une multitude de grains recristallisés au voisinage de la fissure comme le montre la Figure 3.30.

L'essai sur éprouvette de structure A950/F/EM a montré que l'oxydation affaiblit le joint de grains. La fissure s'est propagée tout le long du joint de grains en suivant parfaitement son profil en surface comme le montre la Figure 3.32. Au niveau de la vitesse d'endommagement de l'éprouvette de structure, on constate sur la Figure 3.26 que l'éprouvette de structure s'est rompue en 15 cycles, c'est à dire très rapidement. On peut expliquer la rapidité de ce phénomène par la désorientation relative principale très importante entre les deux grains.

Analyses micrographiques

Deux faciès de rupture ont été observés au microscope électronique à balayage, celui de l'éprouvette A650/F/EM/2 et celui de l'éprouvette A950/F/EM. Celui de l'éprouvette A650/F/EM/1 n'a pas pu être observé au MEB puisqu'il a directement été mis dans une résine pour les polissages successifs pour l'étude EBSD.

Le faciès de l'éprouvette de structure A650/F/EM/2 testée à $650^{\circ}C$ montre un faciès (cf. Figure 3.33) avec la présence de stries de fatigue, ainsi que des parties lisses. Le faciès présente également des parties avec la présence d'oxydation comme le montre la Figure 3.34 résultant vraisemblablement de la surchauffe de la zone fissurée en fin d'essai sous l'effet du chauffage par induction dont le thermocouple de régulation se trouve en dehors de la zone endommagée.

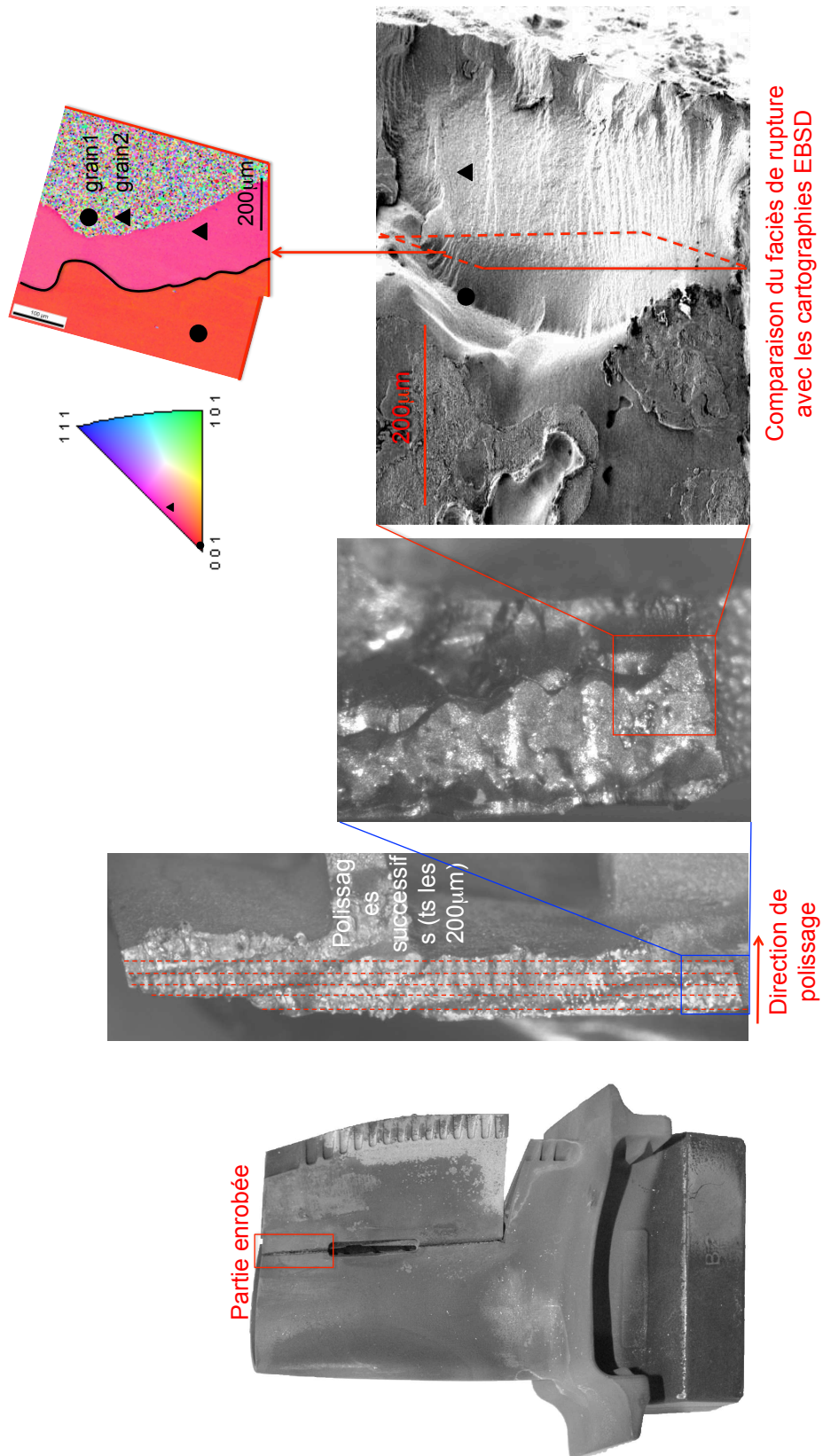


FIGURE 3.29 – Méthodologie de l’analyse EBSD de la propagation de la fissure selon le joint de grains pour l’éprouvette à A650/F/EM/2 ($F_{max} : 0,4kN$, $F : 1Hz$ et $R_{force} : 0,125$)

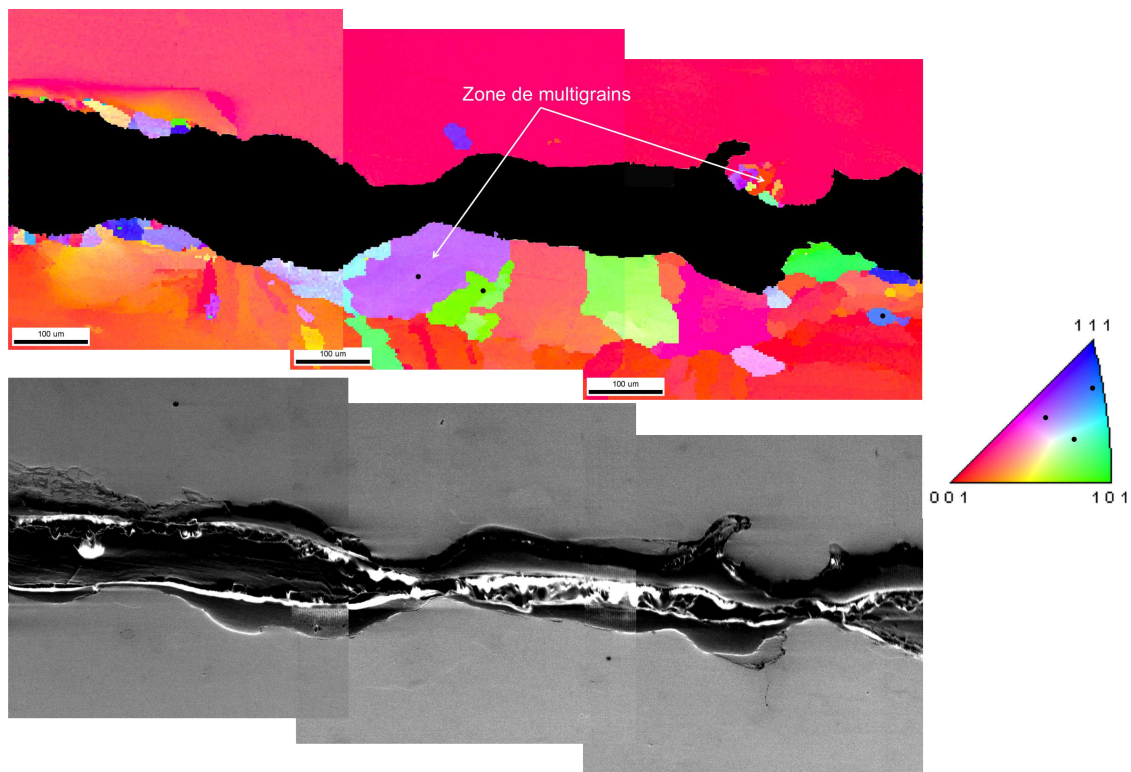


FIGURE 3.30 – Zoom de la zone fissurée de l'éprouvette de structure A650/F/EM/2 ($F_{max} : 0,4kN$, $f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,125$)

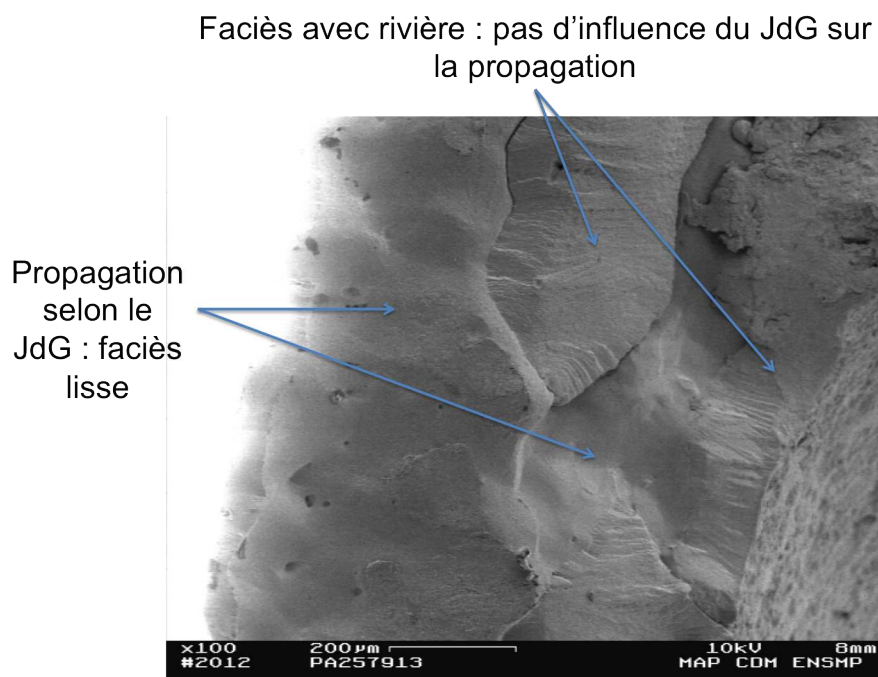


FIGURE 3.31 – Faciès de rupture de l'éprouvette A650/F/EM/2 ($F_{max} : 0,4kN$, $f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,125$)

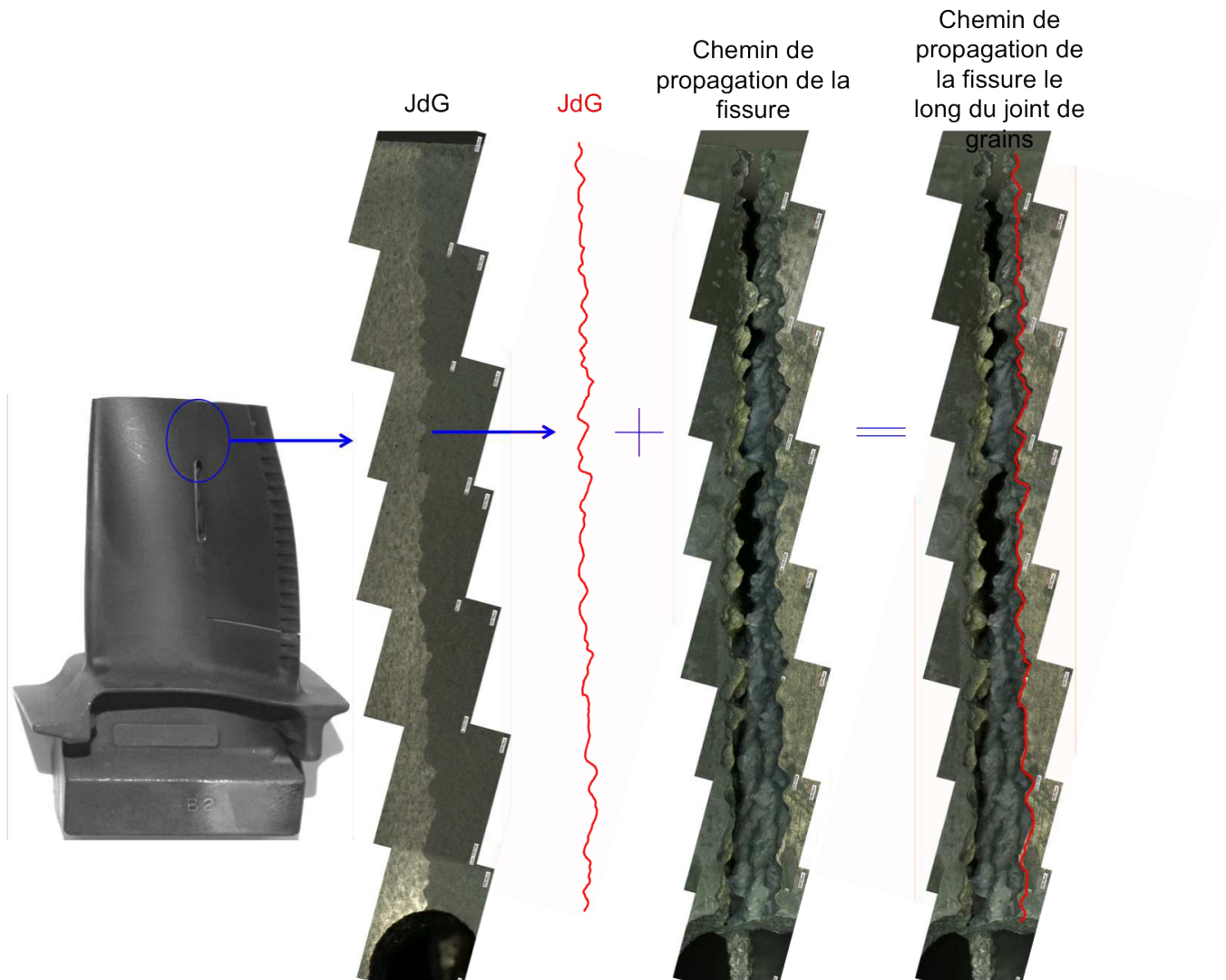


FIGURE 3.32 – Chemin de propagation de la fissure au niveau de la partie supérieure de l’entaille pour l’éprouvette de structure A950/F/EM ($F_{max} : 0,3kN$, $f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,33$)

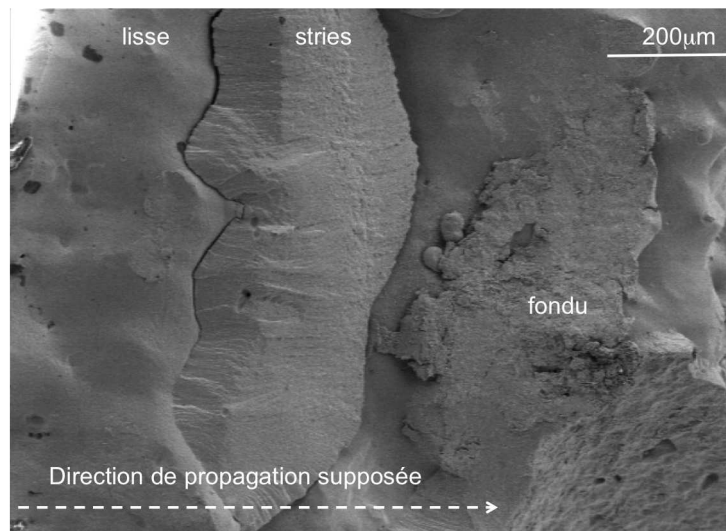


FIGURE 3.33 – Faciès de rupture de l'éprouvette de structure A650/F/EM/2 ($F_{max} : 0,4kN$, $f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,125$)

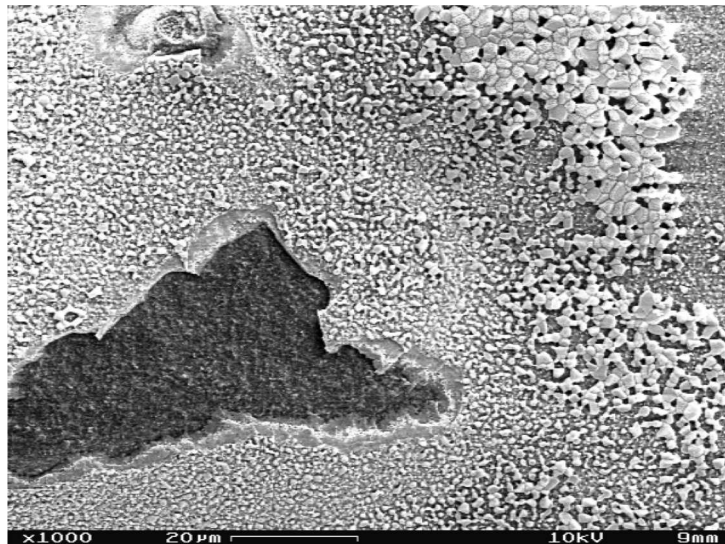


FIGURE 3.34 – Présence d'oxydation sur le faciès de rupture de l'éprouvette de structure A650/F/EM/2 ($F_{max} : 0,4kN$, $f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,125$)

Le faciès de rupture de l'aube A950/F/EM indique une rupture totalement intergranulaire tant sur la hauteur que dans l'épaisseur de l'aube. Cette rupture intergranulaire se traduit par un faciès de rupture lisse (cf. Figure 3.35). On remarque une présence non négligeable de porosités au niveau du joint de grains. Le site d'amorçage de fissure n'a pas été détecté sur ce faciès, il n'y a aucun front de fissure plat, ni de stries révélatrices de la propagation de fissure. L'oxydation a certainement eu une influence sur la fragilité du joint de grains et sur la propagation selon celui-ci en surface et en profondeur.

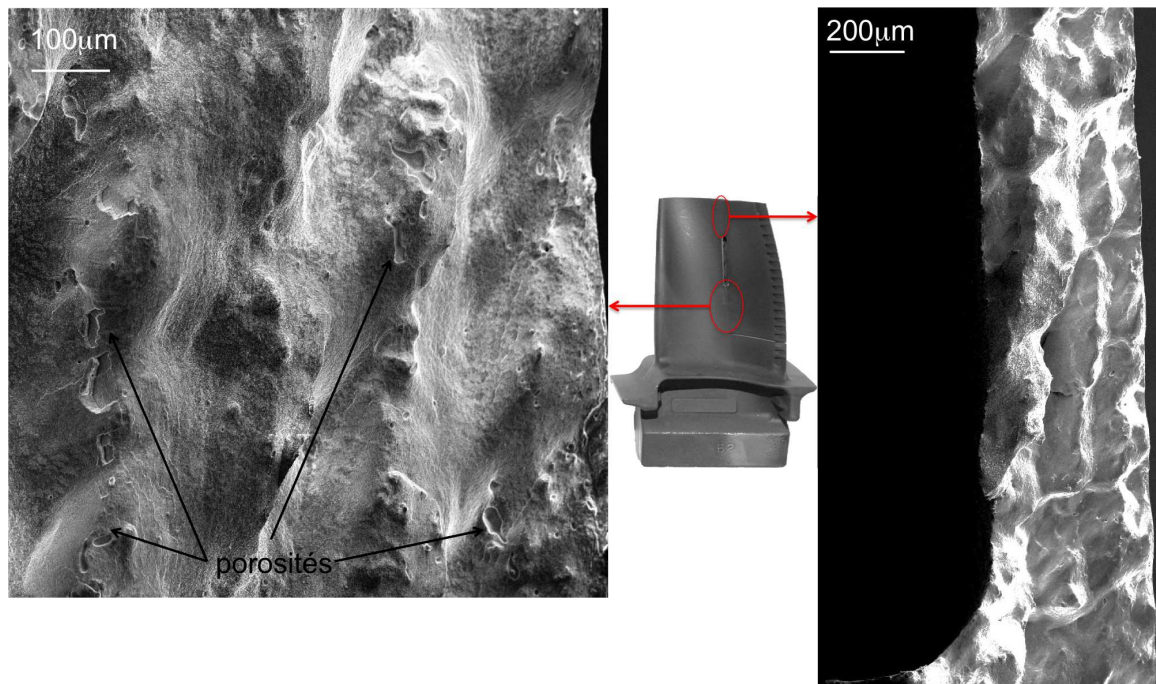


FIGURE 3.35 – Faciès de rupture de l'éprouvette A950/F/EM ($F_{max} : 0,3kN$, $f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,33$)

3.6.4 Entaille fine

Conditions d'essais

Les deux types d'entailles effectuées précédemment ont mis en évidence deux phénomènes : l'effet de structure et l'effet de joint de grains. Afin de corréliser les deux phénomènes, nous avons combiné les paramètres nécessaires, c'est à dire une seule entaille pour l'effet de structure et une température de $950^{\circ}C$ pour l'effet de joint de grains (cf. Figure 3.36). L'éprouvette de structure A950/F/EF comporte une seule entaille, d'épaisseur beaucoup plus fine $d = 0.3mm$) tangente au joint de grains (cf. Figure 3.36). Le détail de la découpe est présenté dans l'annexe D.

Pour cet essai, la position du joint de grains se trouve près du bord de fuite. La forme de l'inducteur a donc dû être changée pour pouvoir chauffer le bord de fuite sans surchauffer excessivement le bord d'attaque. On remarque tout de même que le bord d'attaque est plus chaud que le bord de fuite.

Les conditions d'essai sont une fréquence $1Hz$, une force maximum de $1kN$ et un rapport de force $R_{force} = 0,1$. La Figure 3.38 montre l'évolution des boucles déplacement-charge en début et en fin d'essai. On remarque que pour le dernier cycle, la charge et la décharge de l'éprouvette de structure ne passent pas par un même état de déformation. On a donc un comportement qui devient beaucoup plus viscoplastique qu'élastique avec une amplitude de déplacement plus faible.

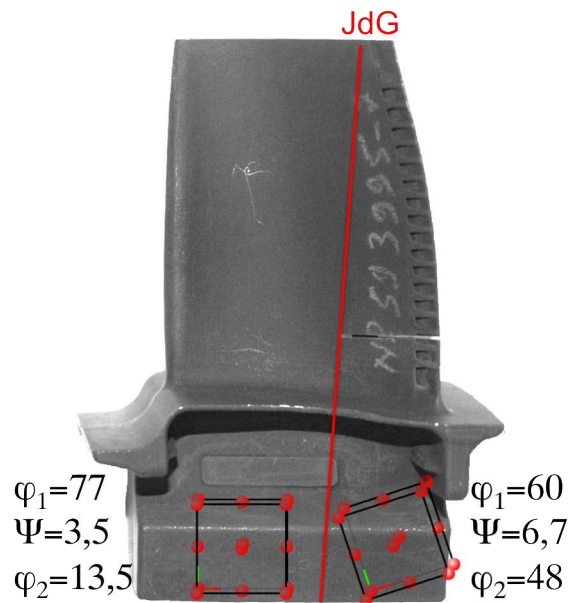


FIGURE 3.36 – Entaille réalisée sur l'éprouvette de structure A950/F/EF, désorientation relative : 36/10/72 ($F_{max} : 1kN$, $f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,1$)

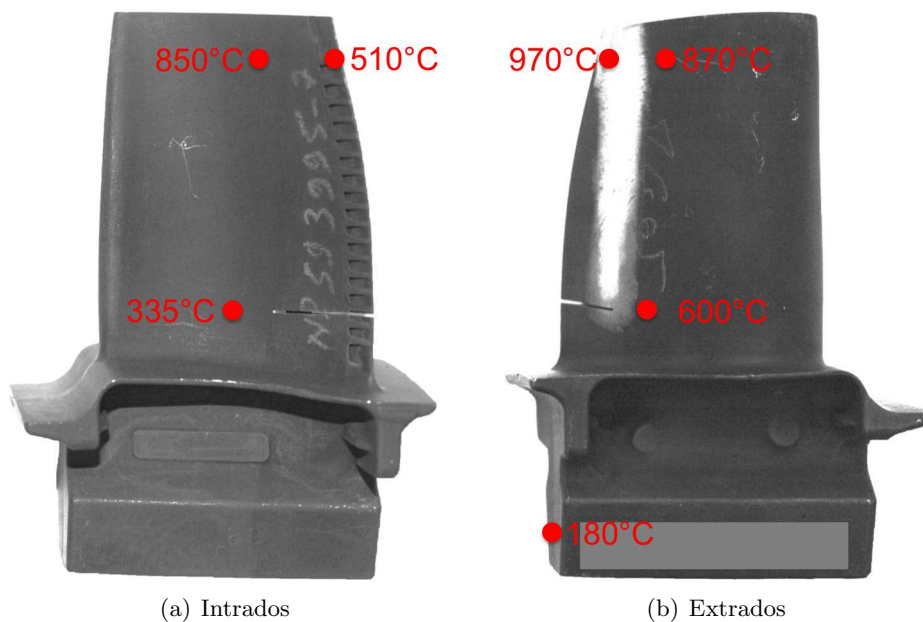


FIGURE 3.37 – Gradient de température pour l'éprouvette de structure A950/F/EF ($F_{max} : 1kN$, $f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,1$)

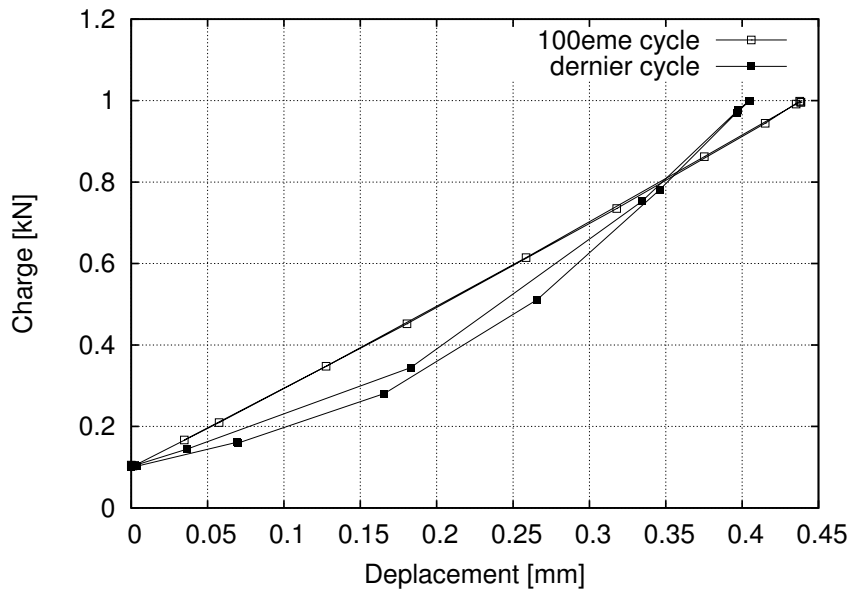


FIGURE 3.38 – Évolution de la charge en fonction de l’amplitude de déplacement du piston au 100ème et dernier cycle pour l’éprouvette de structure A950/F/EF testée 950°C ($F_{max} : 1\text{kN}$, $f : 1\text{Hz}$ et $R_{force} : 0,1$)

Résultats d’essais

Au cours de cet essai, la charge a été augmentée plusieurs fois afin de réduire la période d’amorçage de fissure. Cela se traduit par des paliers sur la courbe retraçant l’évolution de l’amplitude de déplacement du piston par rapport au nombre de cycles (cf. Figure 3.39).

Finalement, l’endommagement de l’aube s’est produit lorsque le niveau de charge maximal a atteint 1kN et l’aube s’est endommagée progressivement pour se rompre au bout de 110000 cycles.

La rupture de l’éprouvette A950/F/EF s’est déroulée en deux étapes. Contrairement aux éprouvettes de structures à effet de structure, l’amorçage s’est produit en haut de l’aube côté intrados. La surface de rupture se situe au niveau du joint de grains pour ensuite le quitter et se propager le long de plans de glissement comme le montre la Figure 3.40. Au fur et à mesure de la propagation de la fissure vers le pied de l’éprouvette de structure, la température de la pièce diminue et la propagation s’en retrouve affectée : plus la température diminue et plus la propagation suit plutôt des plans cristallographiques. Si l’on suppose que la répartition de la température est linéaire entre deux positions de thermocouples (cf. Figure 3.44), on peut évaluer la température de l’aube à la bifurcation de sa propagation selon le joint de grains et sa propagation suivant les plans cristallographiques. La bifurcation s’est produite à une température d’environ 800°C .

La température a donc un effet important sur la propagation de fissure selon le joint de grains. Plus la température augmente et plus la résistance du joint de grains diminue.

Analyses micrographiques

Depuis la baignoire de l’éprouvette de structure A950/F/EF, le faciès de rupture de cette éprouvette est assez lisse, ce qui témoigne d’une rupture le long du joint de grains (cf. Figure 3.41). La seconde partie de la propagation correspond à une propagation plutôt cristallographique. L’amorçage de fissure s’est fait au niveau de la bifurcation pour se propager selon le joint de grains aux plus fortes

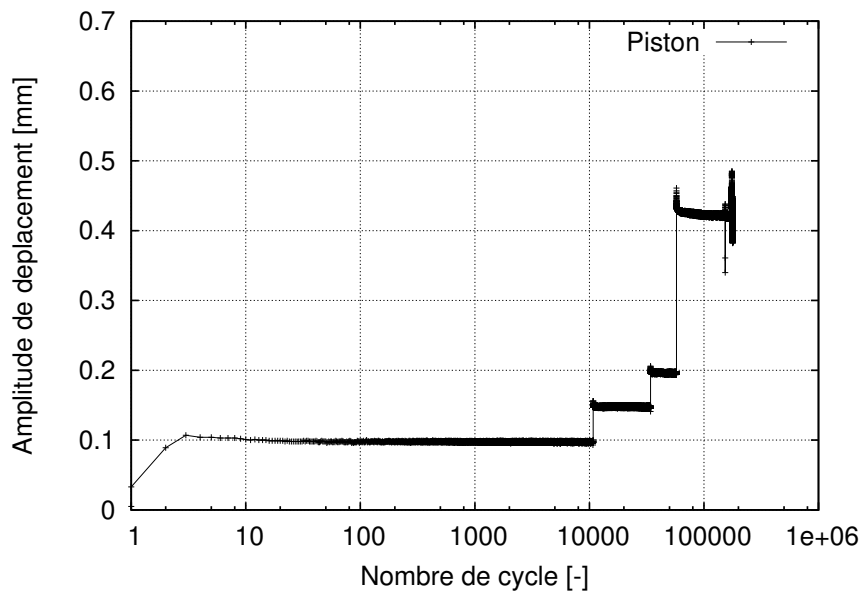


FIGURE 3.39 – Évolution de l’amplitude de déplacement du piston en fonction du nombre de cycles pour une éprouvette de structure A950/F/EF ($F_{max} : 1kN$, $f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,1$)

températures et selon les plans de glissement aux températures inférieures. On peut donc conclure que l’essai à $950^{\circ}C$ conduit systématiquement à un amorçage intergranulaire puis à une propagation plutôt le long du joint de grains pour les hautes températures.

3.6.5 Essais de cisaillement

Le type de sollicitation en flexion a montré que l’on pouvait mettre en avant l’effet de structure et l’effet de joint de grains séparément ou simultanément. L’ouverture du joint de grains s’effectue selon le mode d’ouverture I. L’objectif est maintenant d’étudier un autre mode d’ouverture, une combinaison entre la mode I et le mode III.

Conditions d’essai

Les nouvelles géométries d’entailles effectuées permettent de solliciter le joint de grains selon un autre mode d’ouverture (cf. Figure 3.42). Une entaille partant du pied d’aube vers la baignoire de $1mm$ de diamètre a été effectuée. Le fond d’entaille se termine par un trou de $2,5mm$ de diamètre afin de limiter les concentration de contrainte en fond d’entaille. On obtient une zone utile de $10mm$. L’extrados a été retiré pour avoir un comportement de plaque en cisaillement comme pour le cas des éprouvettes de flexion à multiples entailles. Les entailles effectuées sont présentées dans l’annexe D.

Pour ces essais, nous avons voulu comparer deux essais en termes de durée de vie, d’amplitude de déplacement, etc..., l’un sur une éprouvette bicristalline de type structure et l’autre sur une éprouvette monocristalline de type structure. Le but est de montrer l’influence du joint de grains sur la durée de vie des éprouvettes de structure. L’éprouvette de structure ‘monocristalline’ est en fait une aube bicristalline mais dont le défaut se situe assez loin de la zone contrainte pour ne pas avoir d’influence sur le comportement mécanique. Le joint de grains a été révélé par une attaque à l’eau régale (cf. Figure 3.43).

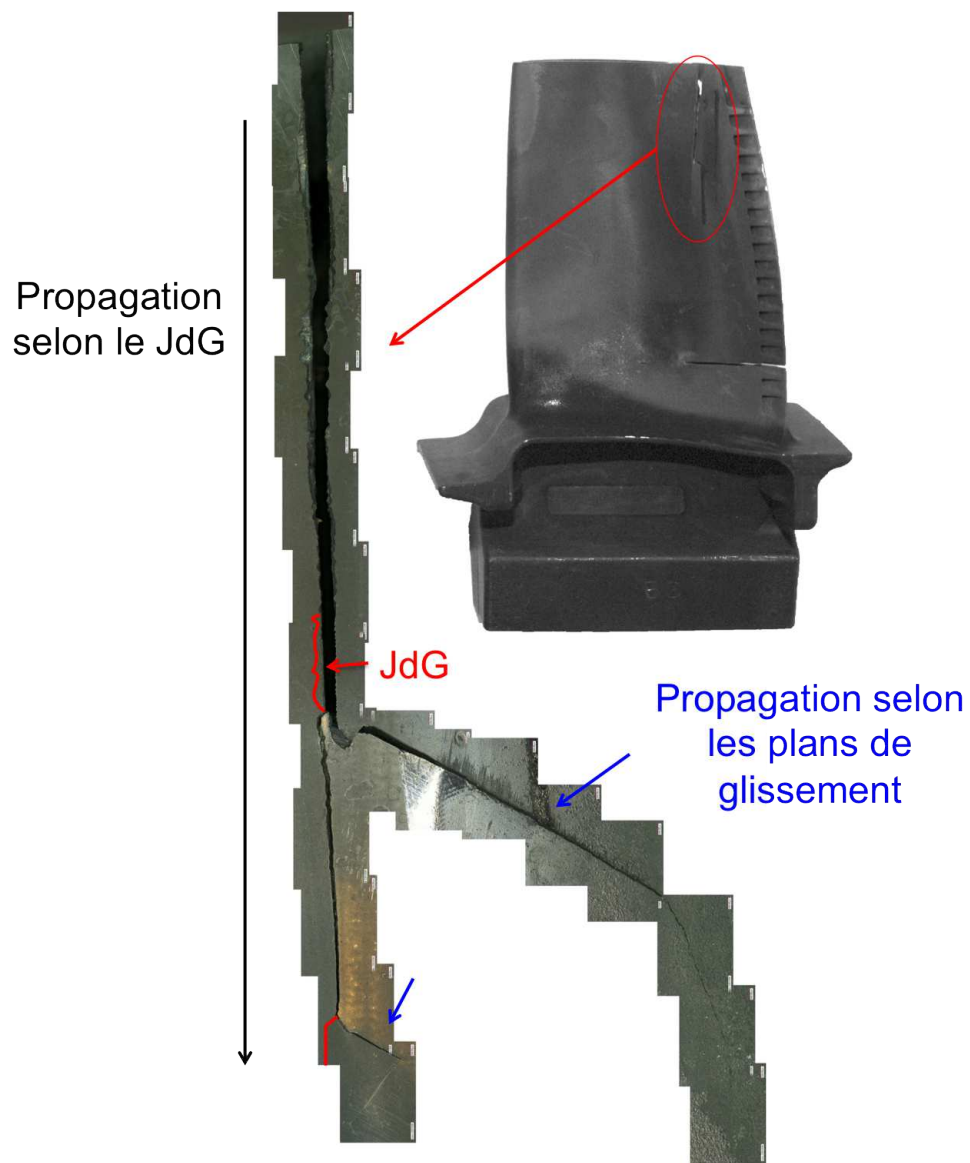
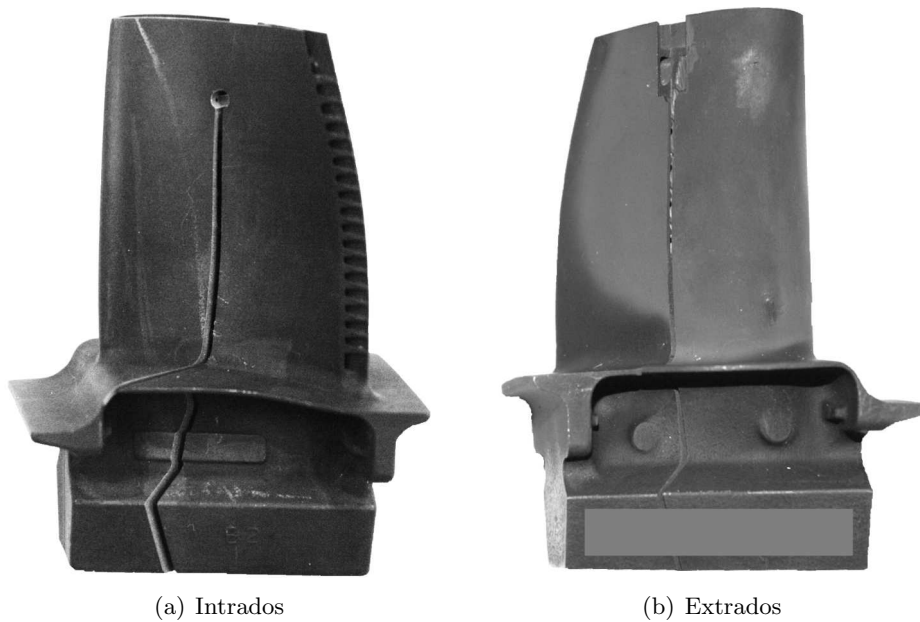


FIGURE 3.40 – Influence de la température sur le type de propagation de fissure pour l'éprouvette de structure A950/F/EF ($F_{max} : 1kN$, $f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,1$)



FIGURE 3.41 – Facies de rupture de l'éprouvette de structure A950/F/EF ($F_{max} : 1kN$, $f : 1Hz$ et $R_{force} : 0,1$)



(a) Intrados

(b) Extrados

FIGURE 3.42 – Entailles réalisées sur l'aube de cisaillement A650/C (désorientation relative : 31/10/35) et A650/C/Mono

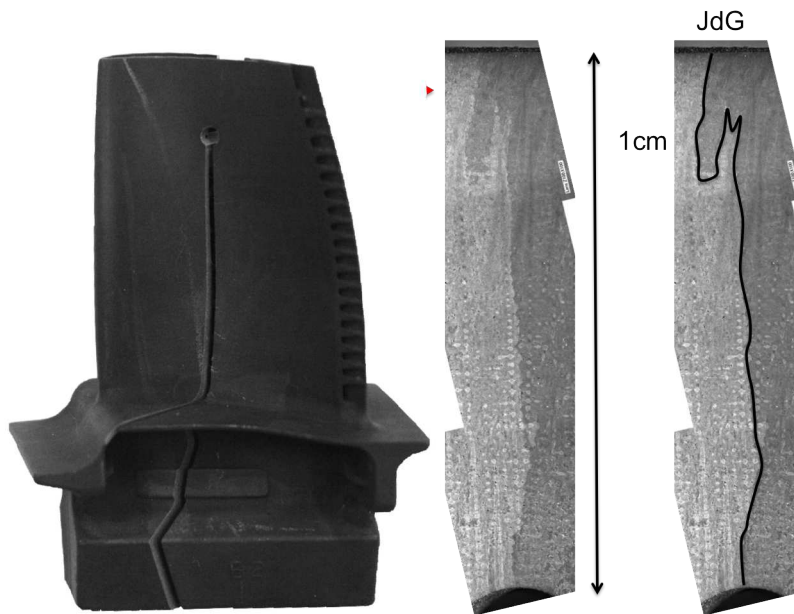


FIGURE 3.43 – Joint de grains de l'éprouvette de structure A650/C

La température d'essai est de 650°C au niveau du joint de grains, ce qui donne une température de pilotage de 780°C à cause du gradient thermique induit par le chauffage par induction.

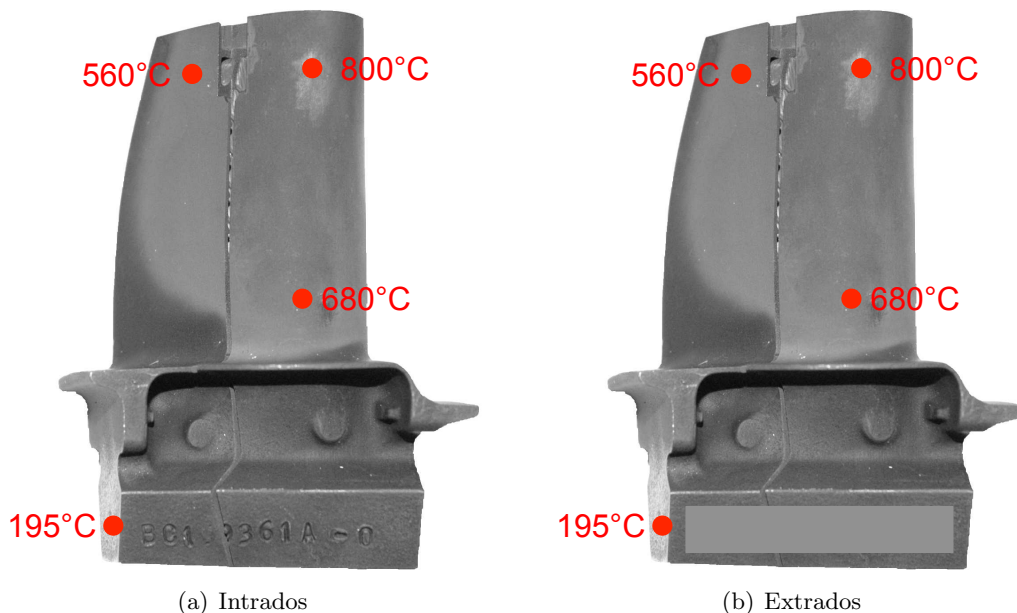


FIGURE 3.44 – Gradient de température pour les éprouvettes de structure A650/C et A650/C/mono ($F_{max} : 0,5\text{kN}$, $f : 1\text{Hz}$ et $R_{force} : 0,2$)

Le chargement appliqué sur les éprouvettes de structure en mode de cisaillement permet aux éprouvettes de structures de rester dans le domaine élastique (cf. Figure 3.45). L'amplitude de déplacement est par contre plus élevée pour l'éprouvette de structure bicristalline pour le même chargement.

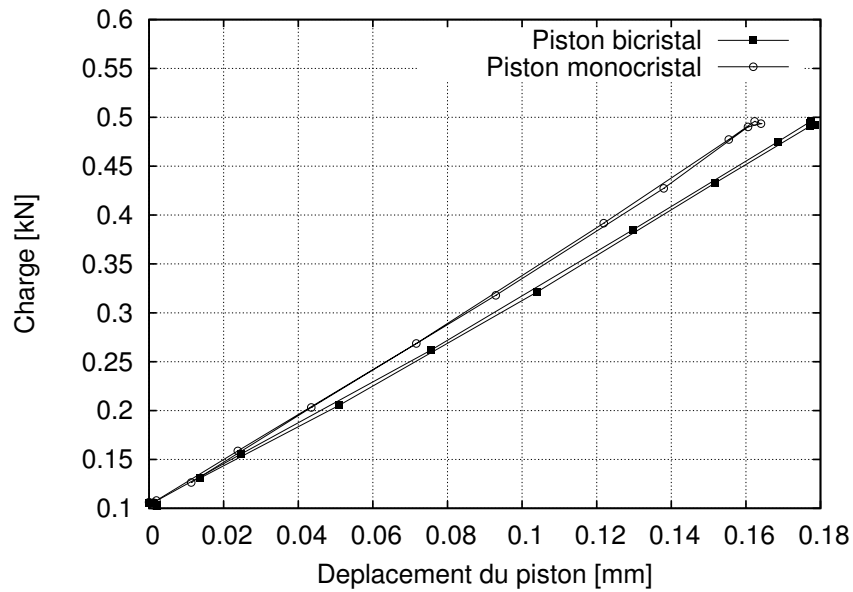


FIGURE 3.45 – Evolution de la charge en fonction de l’amplitude de déplacement du piston pour les éprouvettes de structure A650/C/Mono et A650/C

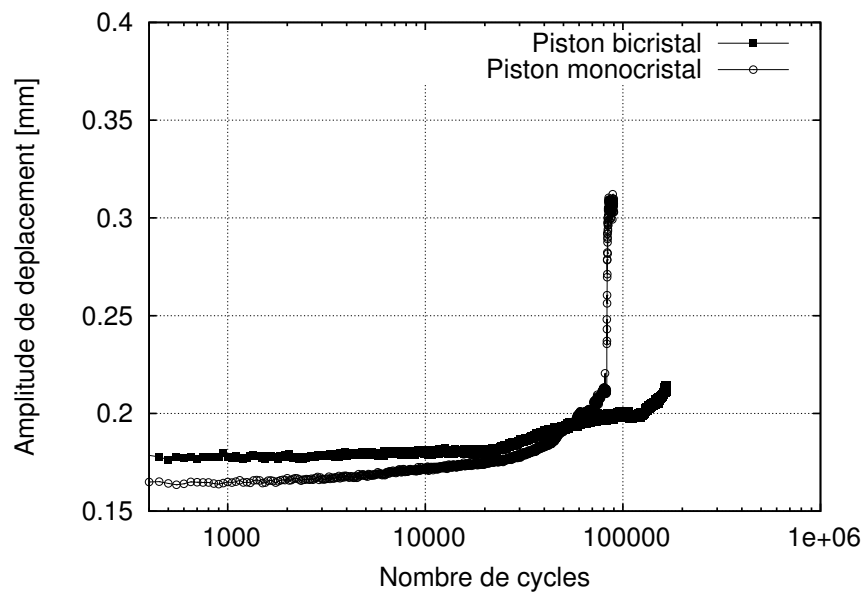


FIGURE 3.46 – Evolution de l’amplitude de déplacement du piston en fonction du nombre de cycles pour les éprouvettes de structure A650/C/Mono et A650/C

DDV et fissuration

Si l'on compare les durées de vie de l'éprouvette de structure monocristalline avec la bicristalline, l'éprouvette de structure monocristalline a une durée de vie plus faible (21000 cycles) que l'éprouvette de structure bicristalline (40000 cycles).

L'amorçage de fissure des deux éprouvettes de cisaillement s'est produit au niveau de la baignoire proche d'un renfort (cf. Figure 3.47) se trouvant éloigné du joint de grains dans le cas de l'éprouvette bicristalline de cisaillement. Le joint de grains n'a pas eu d'influence sur l'amorçage de fissure. La propagation s'est faite cristallographiquement suivant les plans de glissement activés. Ainsi, la résistivité du joint de grains l'a emporté par rapport à celle de la structure puisque pour les deux aubes, la fissuration s'est produite dans la même zone.

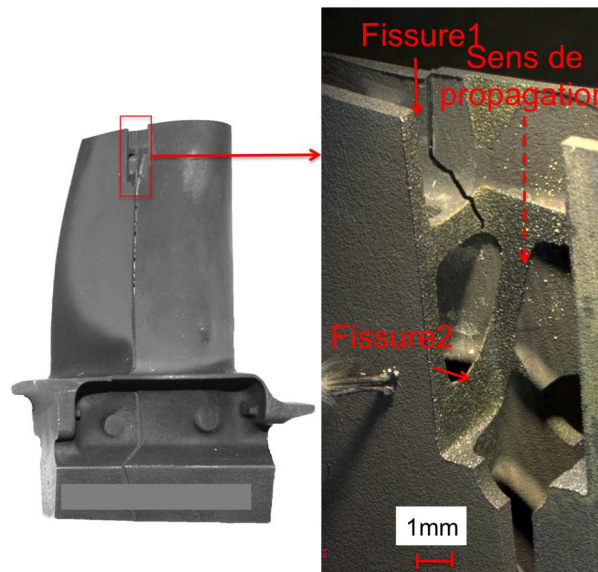


FIGURE 3.47 – Propagation de fissure côté externe de l'intrados

Analyses micrographiques

Les faciès de rupture des essais en cisaillement montrent que l'amorçage de fissure s'est fait le long d'une paroi présente dans l'aube. Comme nous l'avons déjà expliqué, l'effet de structure, notamment les zones propices à l'amorçage de fissure comme les parois est un paramètre nocif pouvant l'emporter sur le joint de grains. Ainsi pour ces deux essais permettant de comparer l'effet de la présence d'un joint de grains, ils n'ont pas permis de mettre en évidence l'effet de joint de grains à cause de l'aspect structure qui est vraiment prédominant avec cette géométrie. La zone d'amorçage sur l'éprouvette A650/C/Mono est facilement repérable sur la Figure 3.48 avec le front plat commençant de la paroi à l'intérieur de l'aube vers la surface de l'intrados.

Le faciès de rupture présente de nombreuses zones lisses dues au chauffage par induction : lorsque l'éprouvette de structure commence à se fissurer, les lèvres de la fissure s'écartent puis se rapprochent en fonction de la charge puis la décharge, ce qui induit des courts-circuits entre les deux lèvres de la fissure et se traduit par des fusions locales du matériau. De même, lorsque les lèvres s'écartent puis se rapprochent, le faciès s'en trouve perturbé par les frottements. La seule partie pouvant être analysée est la zone d'amorçage et la direction de propagation.

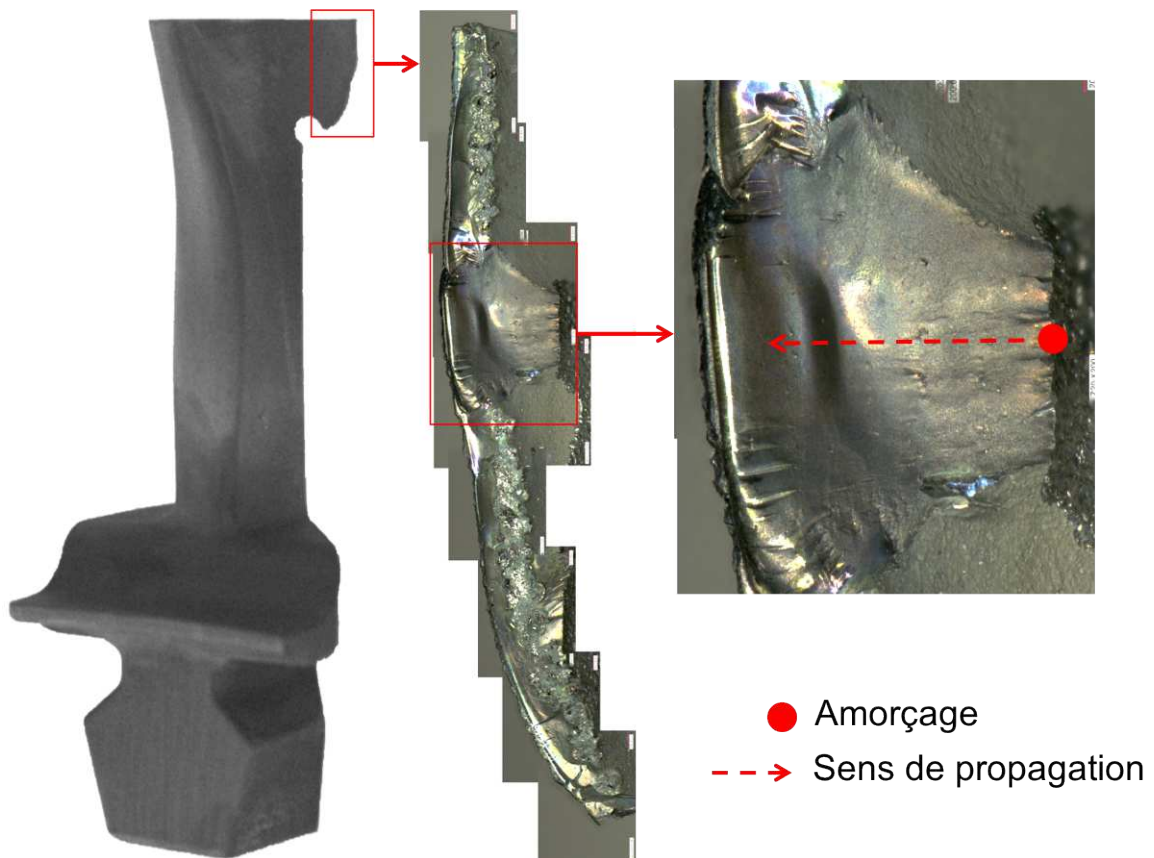


FIGURE 3.48 – Faciès de rupture de l'éprouvette A650/C/Mono

3.6.6 Bilan de l'étude expérimentale sur éprouvettes de structures

Les essais sur aubes de turbines réelles ont été conduits de façon à déterminer l'influence du joint de grains sur la durée de vie des aubes. Différents types de sollicitations à différentes températures ont été appliqués. Le but de ces essais est de mettre en évidence les différents paramètres influents sur la durée de vie des aubes :

- la désorientation relative entre les grains ;
- la morphologie du joint de grains ;
- l'effet de structure ;
- l'effet de la température ;
- le type de chargement ;
- le type d'entaille effectuée.

Il n'est pas évident de décorrélérer l'influence de ces différents paramètres sur la durée de vie des aubes.

Le type de chargement est corrélé avec la température de l'essai et les entailles effectuées au sein des aubes.

L'effet de désorientation ainsi que l'effet de la morphologie du joint de grains peuvent être décorrélés : plus la désorientation relative est forte, plus le joint de grains conduit à une durée de vie faible. De même, plus la morphologie du joint de grains est complexe et sinueuse, plus le chemin de fissuration s'écarte du joint de grains car l'énergie nécessaire pour suivre le joint de grains est trop importante. Il y a également une amplification des contraintes par la tortuosité du joint de grains. Cela sera confirmé par les simulations numériques présentées au chapitre 4.

L'effet de structure, la température de l'essai et le type de chargement dus aux entailles effectuées sont des paramètres indissociables. L'effet de structure a été mis en évidence avec le type de chargement de cisaillement mais aussi avec les essais de flexion à larges entailles selon deux températures différentes.

L'effet de joint de grains a été mis en évidence selon deux types d'entailles (entaille fine et entailles multiples) avec deux gammes de températures ($650^{\circ}C$ et $950^{\circ}C$). Si l'on détaille chaque contribution des paramètres indissociables :

- l'augmentation de la température dans l'air favorise l'oxydation du joint de grains et par conséquent diminue sa résistance et augmente sa capacité à propager la fissure ;
- le type d'entaille effectué a une influence sur la durée de vie des éprouvettes de structures suivant sa position. Plus l'entaille (donc le joint de grains) se situe près du bord d'attaque (région la plus massive de l'aube), plus la durée de vie est élevée ;
- le type de chargement (flexion et cisaillement) lié à la nature des entailles effectuées met en évidence que le joint de grains sollicité en mode I est plus fragile que sollicité en mode III. De même, on peut supposer que l'effet de structure est plus prépondérant en mode III qu'en mode I.

Les résultats obtenus sont récapitulés sur la Figure 3.49. Sur les éprouvettes de structure testées, seules 4 ont eu une durée de vie influencée par la présence du joint de grains :

- les 3 éprouvettes de structure à entailles multiples dont la présence d'entailles au niveau du joint de grains favorise les concentrations de contrainte dans cette zone et donc l'influence du joint de grains sur la durée de vie ;
- l'éprouvette de structure à entaille fine dont la température influence la diminution de la résistance du joint de grains.

Les autres éprouvettes de structure testées ne sont pas rompues à cause de la présence d'un joint de grains mais à cause de la complexité géométrique de l'éprouvette de structure qui induit des concentrations de contraintes. On a donc une compétition entre la position du joint de grains au sein de l'éprouvette de structure et la géométrie complexe de celle-ci. Si l'éprouvette de structure a une résistance plus basse que le joint de grains (par exemple à faible température ($\leq 650^{\circ}\text{C}$), le joint de grains n'aura aucune influence sur la durée de vie de l'éprouvette. On peut par contre avoir une influence mixte comme dans le cas de l'éprouvette de structure A950/F/EF où, à haute température (950°C), la résistance du joint de grains est amoindrie, et à plus faible température ($\leq 800^{\circ}\text{C}$), la complexité de la géométrie de la structure confère une résistance plus faible à la structure par rapport à celle du joint de grains.

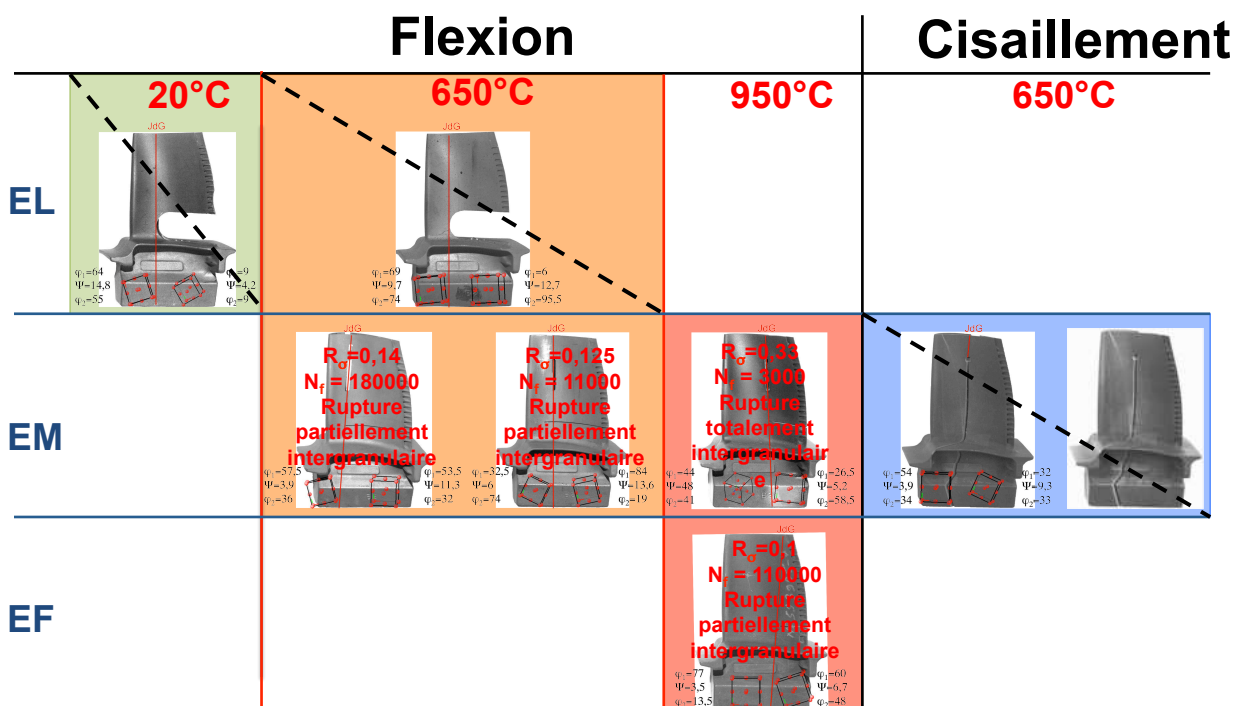


FIGURE 3.49 – Résultat de l'influence du joint de grains sur la durée de vie des éprouvettes bicristallines de structure

3.7 Conclusions

Nous avons mis en place des essais sur structures réelles afin d'analyser l'effet de la présence d'un joint de grains sur la durée de vie d'une pièce réelle. Nous avons mis en évidence la fragilité du joint de grains à l'aide d'essais mécaniques préparés par simulation numérique.

Cette mise en évidence a demandé de mettre en place une méthodologie assez complexe afin de mener des essais sur structure réelle. Tout d'abord, il a fallu concevoir un montage permettant de tester la structure sur une machine de fatigue, puis adapter un système de chauffage par induction permettant de monter l'aube en température suivant la position du joint de grains.

Les moyens d'observation ont été mis en place afin de suivre le déplacement de l'aube ainsi que son endommagement mais également de mesurer le gradient thermique.

La simulation numérique a été un outil indispensable dans la préparation des essais. Les conditions

aux limites ont été validées par une comparaison entre le déplacement obtenu par simulation et celui observé expérimentalement. Les entailles ont été introduites à l'aide d'un logiciel de remaillage afin d'obtenir des maillages propres limitant les effets de concentrations de contraintes dû aux éléments du maillage. Nous avons développé un outil de reconstruction 3D du gradient thermique à partir des données des thermocouples ainsi que celles de la caméra thermique. Il faudrait le faire pour toutes les éprouvettes de structure.

Les optimisations d'entailles ont permis de mettre en avant différents effets. Un effet de structure montrant l'effet de la géométrie complexe de l'aube sur la localisation des concentrations de contraintes et la résistance du joint de grains face à la structure. Un effet de joint de grains où l'aspect structure est mis de côté par les entailles avec une fissuration partiellement ou totalement intergranulaire. Et enfin un effet combiné montrant l'effet de joint de grains et l'effet de structure. Contrairement à l'effet de joint de grains seul, on observe une rupture intergranulaire suivie d'une rupture intragranulaire s'éloignant fortement du joint de grains.

Les différentes entailles introduites dans la structure ainsi que les essais à haute température ont montré que le joint de grains avait une nocivité non négligeable. Cette nocivité est d'autant plus avérée que la désorientation entre les deux grains est importante.

Nous avons donc mis en avant la fragilité du joint de grains sur une structure réelle avec la température comme point important pour observer une rupture intergranulaire.

Chapitre 4

Analyse de l'influence du joint de grains

Ce chapitre analyse l'influence du joint de grain sur la durée de vie d'une aube bicristalline. Ce chapitre est découpé en trois grandes parties : l'une traite de l'influence des différents paramètres sur le joint de grains, la suivante de l'étude sur les éprouvettes bicristallines de type élément de volume et enfin la dernière de la tentative de modélisation de la durée de vie sur ces éprouvettes bicristallines.

Les différents paramètres tels que la désorientation cristallographique, la rugosité ou encore l'oxydation sont étudiés pour connaître leur influence sur la concentration de l'endommagement au niveau de joint de grains.

L'étude des éprouvettes bicristallines de type élément de volume permet de mettre en évidence le rôle du joint de grains sur la durée de vie en fonction de l'amplitude de déformation appliquée. cette étude permet d'établir un critère d'abattement de la durée de vie des éprouvettes bicristallines par rapport à des éprouvettes monocristallines.

Enfin, une tentative de modélisation de la durée de vie des éprouvettes bicristallines de type élément de volume est proposée suivant deux critères : un critère en contrainte et un critère en énergie.

Sommaire

4.1	Influence des paramètres sur le joint de grains	109
4.1.1	Effet de la désorientation	109
4.1.2	Effet de la rugosité du joint de grains	110
4.1.3	Effet de l'oxydation/ Notion de couplage	111
4.1.4	Bilan des effets	114
4.2	Étude sur élément de volume : éprouvettes bicristallines	114
4.2.1	Démarche expérimentale	114
4.2.2	Méthodologie de préparation et dépouillement des essais	116
4.2.3	Comportement cyclique	118
4.2.4	Durée de vie et fissuration	118
4.2.5	Analyses micrographiques	122
4.2.6	Bilan de l'étude expérimentale sur élément de volume	125
4.3	Tentative de modélisation de la durée de vie à partir des éprouvettes bicristallines de type élément de volume	125
4.3.1	Description du comportement	125
4.3.2	Etablissement du critère	130
4.3.3	Critère Fat-Flu	133
4.3.4	Critère en énergie	135

4.4 Conclusions **135**

4.1 Influence des paramètres sur le joint de grains

Lors des simulations sur éprouvettes bicristallines de structure dans le Chapitre 3, nous avons supposé que l'introduction d'un joint de grains dans le maillage d'une éprouvette entraînait des phénomènes de localisation des contraintes. L'effet de structure représenté par la géométrie de la pièce étant assez présent dans les essais sur éprouvettes de structure, nous avons décidé d'analyser l'influence de différents paramètres sur des cas simples. Ces paramètres sont :

- la désorientation relative entre les deux grains ;
- la rugosité du joint de grains ;
- la température à laquelle est soumise le joint de grains.

4.1.1 Effet de la désorientation

La loi de comportement élasto-visco-plastique monocristalline est utilisée pour décrire la réponse mécanique de chaque grain en fonction de son orientation cristallographique décrite par trois angles d'Euler. L'orientation cristallographique est prise en compte dans les simulations par l'introduction de ces trois angles. Comme la réponse mécanique est dépendante de l'orientation cristallographique, on suppose que l'on va obtenir une contrainte plus élevée dans un des deux grains au voisinage du joint de grains.

L'évaluation de l'effet de la désorientation s'est faite sur un cas simple plutôt que directement sur l'éprouvette de structure puisque d'une part, nous pouvons introduire beaucoup plus facilement des morphologies de joint de grains inspirées des joints réels et d'autre part, il n'y a pas un effet de structure qui prend le dessus sur l'effet du joint de grains. Nous avons donc choisi de créer une morphologie de joint de grains faiblement rugueuse afin de mettre en avant uniquement l'effet de la désorientation.

La structure simple est un prisme de $5\text{mm} * 5\text{mm}$ sur 1mm d'épaisseur (cf. Figure 4.1). La morphologie du joint de grains est représentée par une ligne (2D) puis est extrudée pour avoir un aspect 3D. On a donc une représentation de rugosité du joint de grains seulement en 2D.

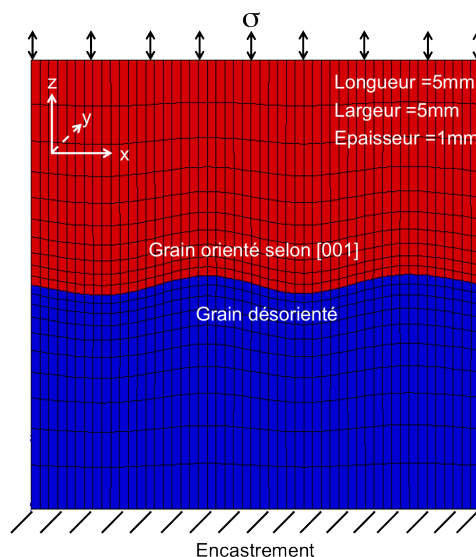


FIGURE 4.1 – Conditions aux limites appliquées sur la structure simple

Ce prisme, encastré à sa base, subit un chargement de type triangle en son sommet avec un rapport

de déformation de $R_\epsilon = -1$ avec une variation de déformation de 0,8% et une fréquence de 0.05Hz. Les conditions de simulations sont reportées dans le Tableau 4.1.

TABLE 4.1 – Conditions des simulations

R_ϵ	Déformation appliquée [%]	Fréquence [Hz]	Température [°C]
-1	0,8	0,05	950

La figure 4.2 montre l'influence de l'orientation principale (ϕ) sur les concentrations de contraintes. Plus l'orientation principale s'éloigne de la direction [001] et plus on obtient une concentration des contraintes au niveau du grain désorienté. Au niveau de l'orientation secondaire (ϕ_1 et ϕ_2), celle-ci n'a pas vraiment d'influence sur les concentrations de contrainte.

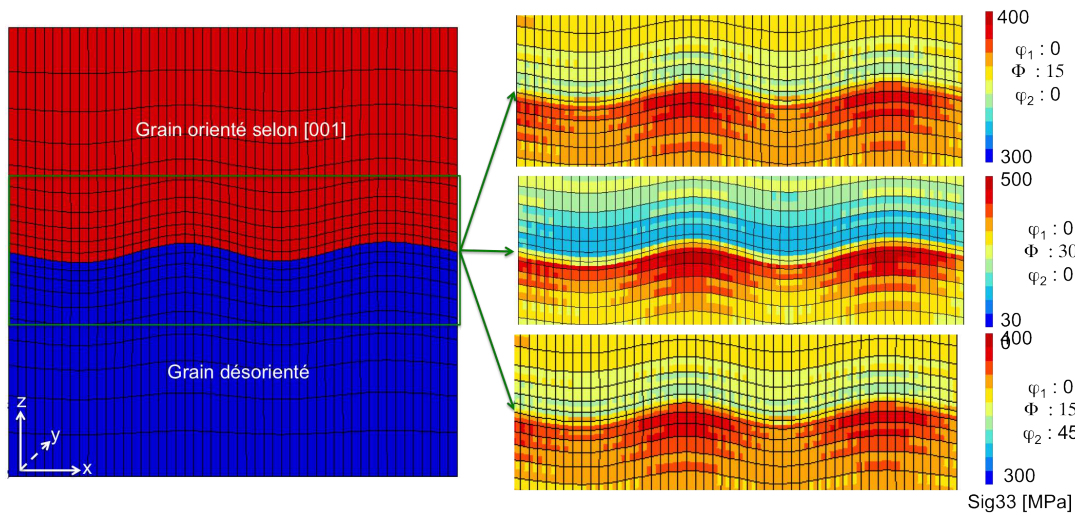


FIGURE 4.2 – Comparaison des valeurs des contraintes et des zones de concentrations par rapport à différents cas d'orientation cristallographique pour un joint de grain peu sinueux

On a donc bien une influence de l'orientation cristallographique dans le cas d'une structure simple. Plus le grain est désorienté par rapport à la direction [001] sur l'angle ϕ , et plus la différence de concentration de contrainte est importante entre les deux grains.

4.1.2 Effet de la rugosité du joint de grains

L'effet de la rugosité du joint de grains (morphologie du joint de grains plus ou moins sinueuse) peut avoir une influence sur les concentrations de contraintes. Nous avons créé une morphologie assez sinueuse d'un joint de grains pour l'aspect rugueux et une morphologie de joint de grains faiblement rugueuse.

Nous avons calculé les concentrations de contraintes sur un bicristal avec un grain parfaitement orienté selon [001] et un grain désorienté de 15° par rapport à la direction [001]. On remarque sur la Figure 4.3 que pour un joint de grains de faible rugosité ou de forte rugosité, on a bien une concentration des contraintes au niveau du joint de grains. De plus, la localisation des contraintes est plus importante pour un joint de grains avec une forte rugosité.

La rugosité a un effet sur la valeur de la contrainte au niveau du joint de grains. Si on se focalise maintenant sur les glissements qui définissent la plasticité. On remarque que les glissements de nature

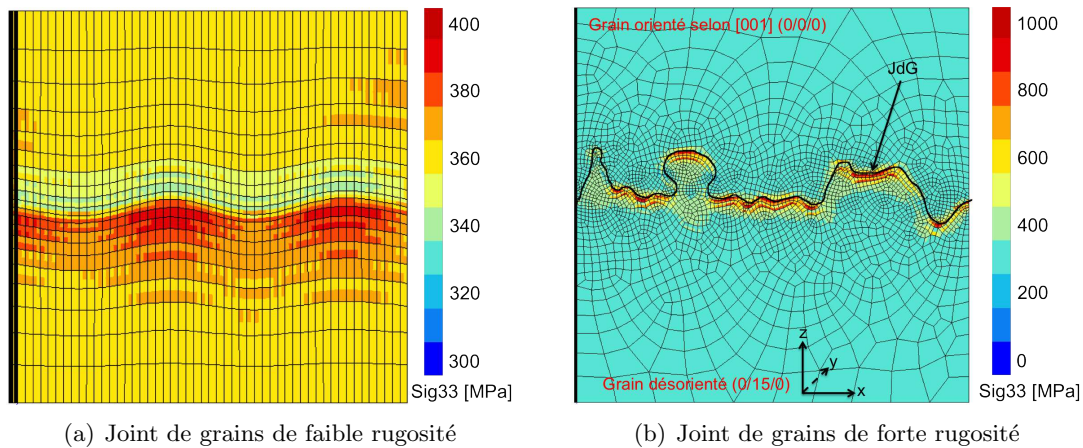


FIGURE 4.3 – Influence de la rugosité sur la concentration des contraintes

octaédrique et cubique (cf. Figure 4.4) ne se localisent pas où est la concentration de contrainte la plus forte (cercle rouge). On peut dire que l'effet du joint de grains est défini localement par la représentation par glissements. Par contre, on peut souligner que la valeur de glissements cubiques est plus faible que celle des glissements octaédriques.

Pour illustrer cet effet de rugosité, nous avons reproduit partiellement sur un maillage la morphologie du joint de grains issue de l'éprouvette LCF JDG3 testée. Nous pouvons ainsi comparer les zones de concentrations de contraintes avec le chemin de fissuration. Pour cela, nous avons reproduit la morphologie du joint de grains sur une plaque de $4*8*1mm^3$ plutôt que sur éprouvette tubulaire. La reproduction de la morphologie du joint de grains sur éprouvette tubulaire est sensiblement plus compliquée. Le joint de grains est reproduit en 2D puis extrudé pour pouvoir effectuer une simulation en 3D.

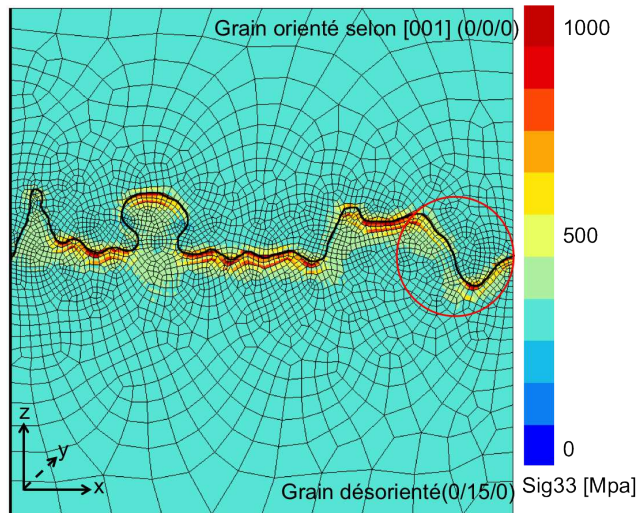
La plaque est encadrée en son pied. Le chargement est de type triangle comme sur les éprouvettes et perpendiculaire au joint de grains.

La Figure 4.5 montre que les zones de concentration de contraintes ou de glissements cumulés octaédriques ou cubiques obtenues par simulations ne coïncident pas forcément avec le chemin de fissuration observé lors de l'expérimentation. L'endroit où le chemin de fissure n'a pas suivi le joint de grains ne montre pas de concentrations de contrainte ou encore de glissement. Le rôle du joint de grains dans les simulations n'est donc pas parfaitement décrit dû aux suppositions que nous avons faite.

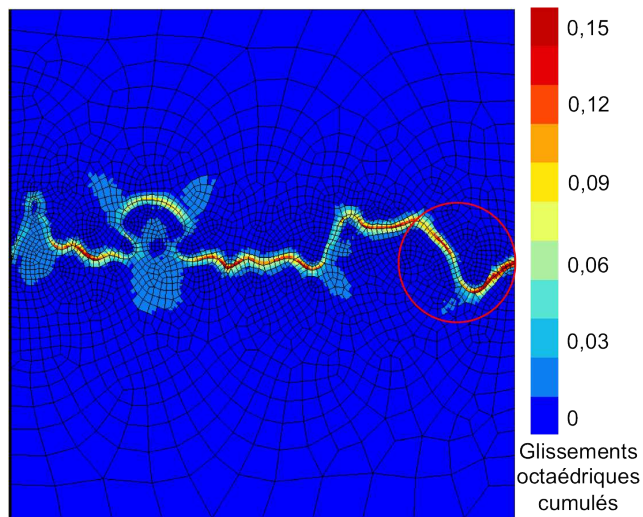
Nous avons reproduit une morphologie de joint de grains en 2D extrudée. La connaissance de la morphologie du joint de grains en 3D pourrait être envisagée afin de la reproduire par éléments finis. Mais quelle que soit la rugosité du joint de grains, son rôle dans l'amorçage et la propagation de fissure par simulation n'est pas connu puisque la résistance du joint de grains face à une sollicitation n'est pas connue.

4.1.3 Effet de l'oxydation/ Notion de couplage

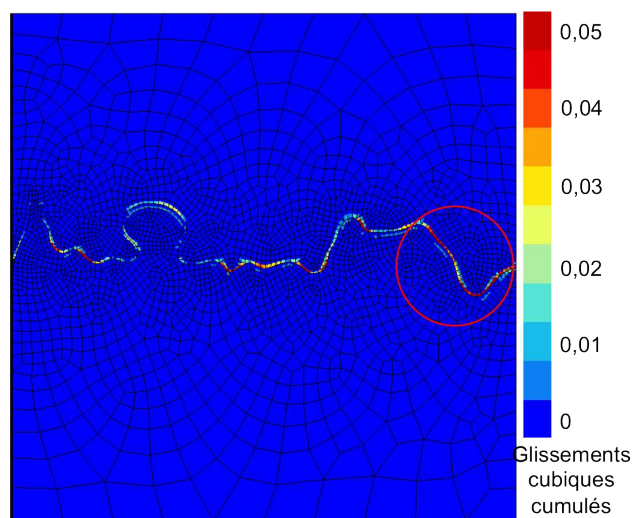
Les essais effectués sur éprouvettes de structure ont montré le rôle de la température et par conséquent de l'oxydation sur la rupture du joint de grains. Plus la température augmente et plus le joint de grains est nocif pour la structure. Fleury a montré [Fleury, 1991] que la température a une influence sur l'oxydation entre $950^{\circ}C$ et $1100^{\circ}C$. L'interaction fatigue-oxydation se traduit par la présence d'une zone fragilisée en pointe de fissure liée à la diffusion de l'oxygène.



(a) Contrainte normale au joint de grain



(b) Glissements octaédriques cumulés



(c) Glissements cubiques cumulés

FIGURE 4.4 – Simulation numérique d'une plaque contenant un joint de grains de forte rugosité testée à 950°C sous un rapport de déformation de -1 avec une amplitude de déformation de 1,04%

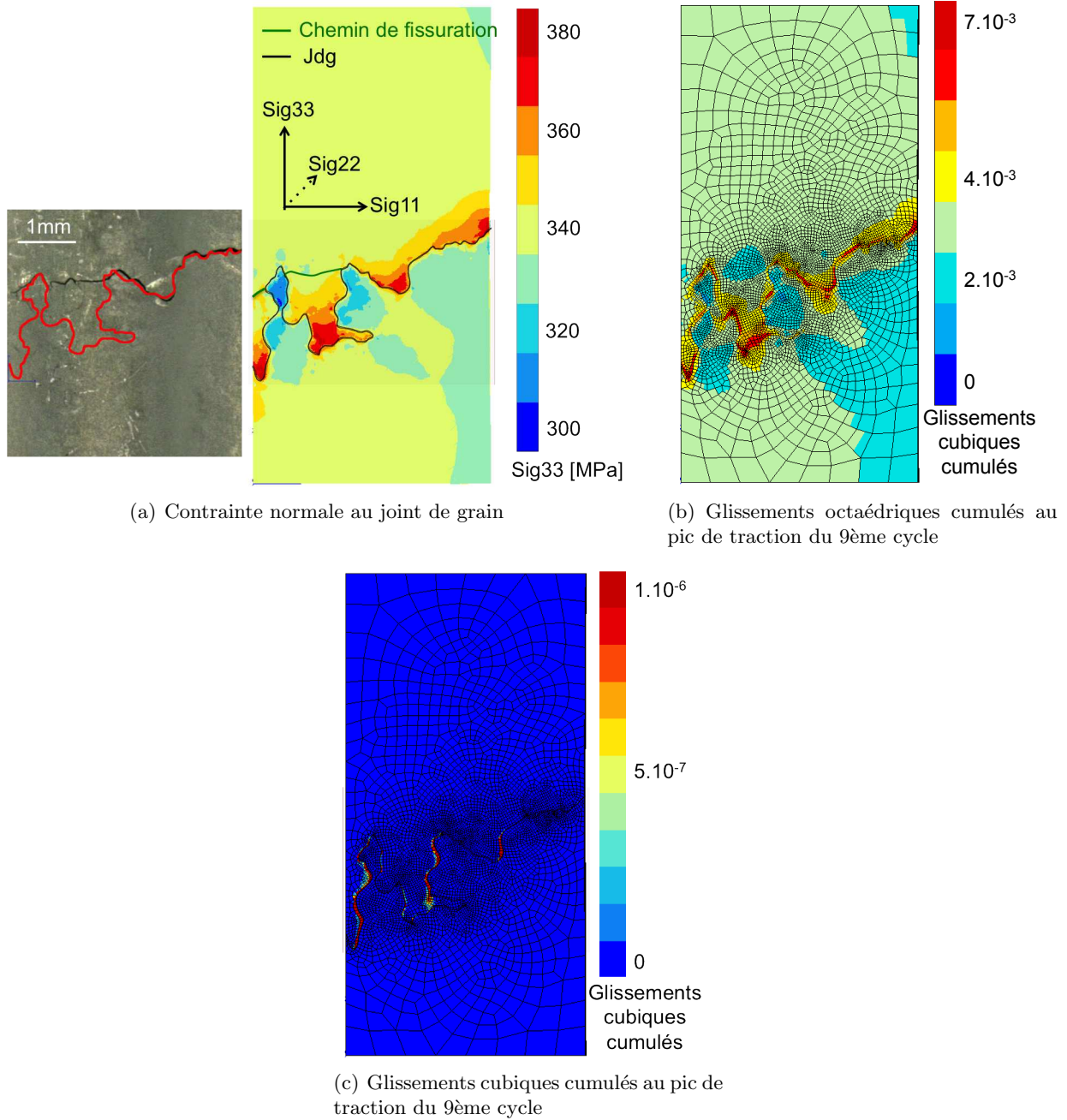


FIGURE 4.5 – Comparaison du chemin de fissuration sur l'éprouvette LCF JDG3 ($R=-1$, $f=0,05Hz$, $\Delta\epsilon = 0,8\%$, $T=950^{\circ}C$) aux zones de concentrations de contraintes et de glissements cumulés simulés à partir d'une morphologie de joint de grains réelle

Köster [Köster, 1997] pour le Waspaloy, Bernède [Bernède, 1994] pour l'Astroloy ont montré que l'amorçage intergranulaire des fissures est probablement dû à la fragilisation des joints de grains du matériau par l'oxydation intergranulaire. Köster montre que plus la sollicitation est élevée et plus l'oxydation semble jouer un rôle important sur la réduction de la durée de vie des éprouvettes de type LCF sollicitées à 750°C à une fréquence de $6.25 * 10^{-3}\text{Hz}$, ce qui montre un couplage entre la fatigue et l'oxydation intergranulaire. Ainsi, l'oxydation favorise l'amorçage intergranulaire des fissures et influence la propagation sur une distance de quelques millimètres.

4.1.4 Bilan des effets

L'étude des différents paramètres influants sur la nocivité du joint de grains a montré que :

- l'orientation cristallographique présente une influence pour des structures simples ;
- la rugosité présente une forte influence au niveau de la concentration de contraintes et de glissements cumulés sur une structure simple. Par contre, une étude plus approfondie sur la morphologie 3D du joint de grains est indispensable pour comprendre l'influence de la rugosité du joint de grains sur l'amorçage et la propagation de fissure. Sur structure complexe, l'influence n'a pas été étudiée, car le remaillage selon une morphologie réelle de joint de grains s'avérerait trop compliqué pour nos structures ;
- l'oxydation dont l'effet se traduit par une fragilisation du joint de grains sur une distance dépendant à la fois du temps et de la température.

L'étude du rôle du joint de grains sur la durée de vie a été étudié sur des éprouvettes bicristallines de type LCF afin de pouvoir comparer les résultats obtenus avec ceux obtenus par Fleury [Fleury, 1991].

4.2 Étude sur élément de volume : éprouvettes bicristallines

Ces essais sur éprouvettes de type élément de volume ont été mis en place afin d'étudier plus spécifiquement les effets des joints de grains sur la durée de vie par rapport aux éprouvettes de structure. L'étude sur éprouvettes bicristallines de type élément de volume a pour but de montrer l'influence de la présence d'un joint de grains sur la durée de vie en comparant les résultats obtenus avec ceux sur éprouvettes monocristallines testées dans les mêmes conditions. A l'aide de ces résultats, un critère de durée de vie sera développé.

4.2.1 Démarche expérimentale

Afin d'expliquer le rôle du joint de grains et son influence sur la durée de vie des éprouvettes de type structure, des essais de fatigue oligocyclique isotherme ont été réalisés sur des éprouvettes de type LCF bicristalline. La comparaison de durées de vie obtenues avec celles de travaux antérieurs ([Fleury, 1991]) permettra de définir un critère permettant de rendre compte de l'influence du joint de grains sur les durées de vie. Le critère pourra ensuite être appliqué au cas des aubes testées précédemment.

Des éprouvettes de type LCF ont été usinées dans une plaque bicristalline fournie par Snecma de Gennevilliers (cf. Figure 4.6) suivant une géométrie modifiée pour permettre le prélèvement dans les plaques fournies (cf. Figure 4.7). Ces plaques contiennent deux grains, un d'orientation primaire selon l'axe [001] et l'autre désorienté de 12° par rapport à l'axe [001].

Les orientations cristallographiques ont été mesurées par la méthode de Laue en retour tout comme les éprouvettes de structure et sont rassemblées dans le Tableau 4.2.

Les éprouvettes bicristallines sont polies mécaniquement jusqu'à une granulométrie de 3 microns afin de supprimer les contraintes résiduelles en surface dues à l'usinage comme les microfissures et pouvoir ainsi observer la propagation de fissure le long du joint de grains. Le joint de grains n'étant

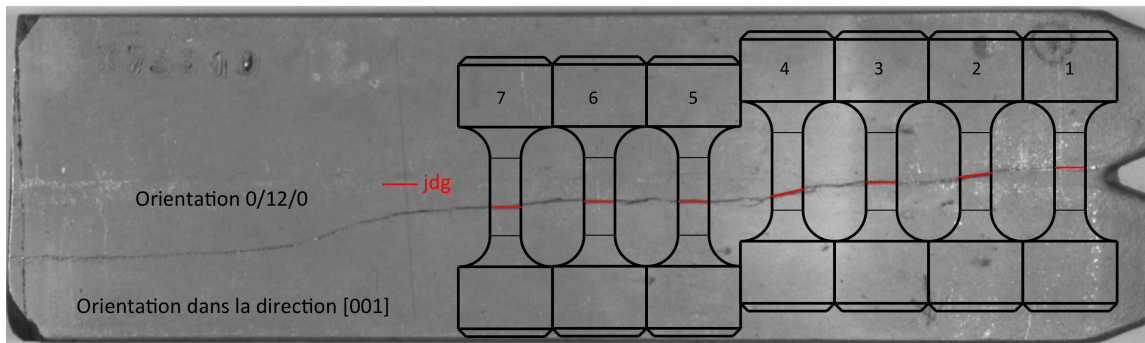


FIGURE 4.6 – Positionnement des éprouvettes selon le joint de grain dans la plaque X7581D

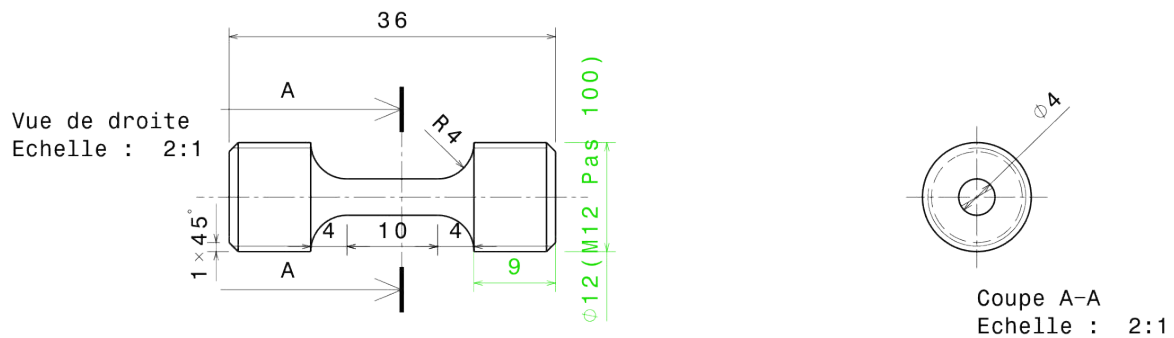


FIGURE 4.7 – Plan de l'éprouvette LCF bicristalline pour étudier l'influence du joint de grains

TABLE 4.2 – Valeurs des angles d'Euler en degrés pour chacune des éprouvettes testées

Éprouvette	Grain	Angle ϕ_1	Angle Φ	Angle ϕ_2	Désorientation relative
LCF JDG1	Grain1	11	1,7	84,7	$\phi_1=34,8/\Phi=12,3/\phi_2=64,3$
	Grain2	18,2	11,7	68,2	
LCF JDG2	Grain1	23,3	1,8	76,7	$\phi_1=34,3/\Phi=11,7/\phi_2=62,4$
	Grain2	18,6	11,5	74,6	
LCF JDG3	Grain1	35,9	2,1	58,2	$\phi_1=28,6/\Phi=10,8/\phi_2=60,3$
	Grain2	19	11,3	76	
LCF JDG4	Grain1	37,7	2,3	63,6	$\phi_1=50,4/\Phi=11,5/\phi_2=56$
	Grain2	18,4	11,3	62,2	
LCF JDG5	Grain1	73,6	2,6	11,5	$\phi_1=5,4/\Phi=8,8/\phi_2=62,5$
	Grain2	22,4	11,3	84,6	

pas visible sur l'éprouvette, il a été révélé par une attaque à l'eau régale ($1/3HNO_3 + 2/3HCl$) et le profil du joint de grains a été cartographié. Pour cela, une série d'images a été prise lors d'une rotation des éprouvettes et les profils ont été reconstitués par l'assemblage des images. Le joint de grains n'est pas visible sur tout le fût de l'éprouvette malgré l'attaque chimique. Nous n'avons qu'une reproduction partielle de la morphologie du joint de grains.

Les essais de fatigue à basse fréquence sont effectués sur une machine électromécanique de marque INSTRON équipée d'une cellule de charge de $50kN$, en contrôle de déformation avec un extensomètre de $10mm$ de base de mesure. Ces essais sont pilotés en contrôle de déformation totale avec un rapport de déformation $R_\epsilon = -1$. Les dimensions des éprouvettes sont présentées sur la Figure 4.7. La partie utile de l'éprouvette est un cylindre de $4mm$ de diamètre et de $10mm$ de longueur utile.

La partie filetée des éprouvettes est vissée dans des lignes d'amarrage. Le jeu des filetages est rattrapé par la mise en compression de tiges de presserrage placées entre l'extrémité des éprouvettes et le plateau où sont fixées les lignes d'amarrage. L'alignement des lignes d'amarrage et de l'éprouvette fait l'objet d'un soin particulier.

Les éprouvettes sont chauffées avec l'aide d'un four radiant à quatre lobes d'une puissance totale maximale de $6kW$. Chaque lobe est de forme semi-elliptique et focalise le rayonnement des lampes à filament de tungstène ($1,5kW$) sur la zone utile des éprouvettes. Ainsi la température de l'éprouvette au sein du four est quasiment uniforme.

La déformation est mesurée directement sur la partie utile de l'éprouvette à l'aide d'un extensomètre constitué d'un capteur à ponts de jauges et de deux tiges d'alumine. Ces tiges d'alumine permettent de suivre la contraction ou l'allongement de l'éprouvette lors de l'essai. L'extensomètre est maintenu en position à l'aide d'un support solidaire du four. Une fenêtre du four permet le passage des tiges d'alumine.

Sur chaque éprouvette, un thermocouple coaxial est fixé par un câble au milieu de la zone utile afin de contrôler la température durant l'essai.

L'endommagement des éprouvettes est suivi à l'aide d'un suiveur de fissure. Ce suiveur de fissure est constitué de deux prises de potentiel soudées dans les congés de l'éprouvette. Le suiveur de fissure est alimenté par du courant continu, ainsi la différence de potentiel entre les deux points de mesure est relevé continuellement. Lorsque le matériau commence à s'endommager, c'est à dire lorsque des microfissures commencent à se développer, une variation de la Différence De Potentiel (ddp) est détectée. Le montage expérimental de l'éprouvette est représentée sur la Figure 4.8.

4.2.2 Méthodologie de préparation et dépouillement des essais

Ces essais ont été conduits à $950^\circ C$, cette température permet au joint de grains d'influer sur la durée de vie en raison des phénomènes d'oxydation. Les orientations principales et secondaires des éprouvettes ont été mesurées pour chacune d'elles.

La durée de vie des éprouvettes est définie par le nombre de cycles correspondant à une chute de la contrainte maximale de 10% par rapport à la contrainte maximale des premiers cycles.

Afin de déterminer les déformations à imposer aux éprouvettes bicristallines, nous nous sommes appuyés sur la courbe de durée de vie obtenue par [Fleury, 1991]. Dans le diagramme de Basquin (cf. Figure 4.11), Fleury montre qu'à $950^\circ C$, les essais de durée de vie obéissent à la loi de Basquin $\sigma = C_1 \cdot N_f^{-b}$ quelle que soit l'orientation cristallographique des éprouvettes. Il identifie $C = 2939,7$ et $b = -0,168$. Pour notre premier essai, nous souhaitons obtenir une durée de vie de l'ordre de 1000 cycles et nous avons donc déduit de la relation de Basquin le niveau de contrainte que l'éprouvette devait subir. Ensuite, par simulation numérique et en considérant les orientations cristallographiques des deux grains de notre première éprouvette, nous avons déterminé le niveau de déformation à appliquer pour atteindre cette contrainte. Les niveaux de déformation des essais suivant ont été choisis en fonction des résultats obtenus pour établir une courbe de durée de vie représentative dans une durée raisonnable.

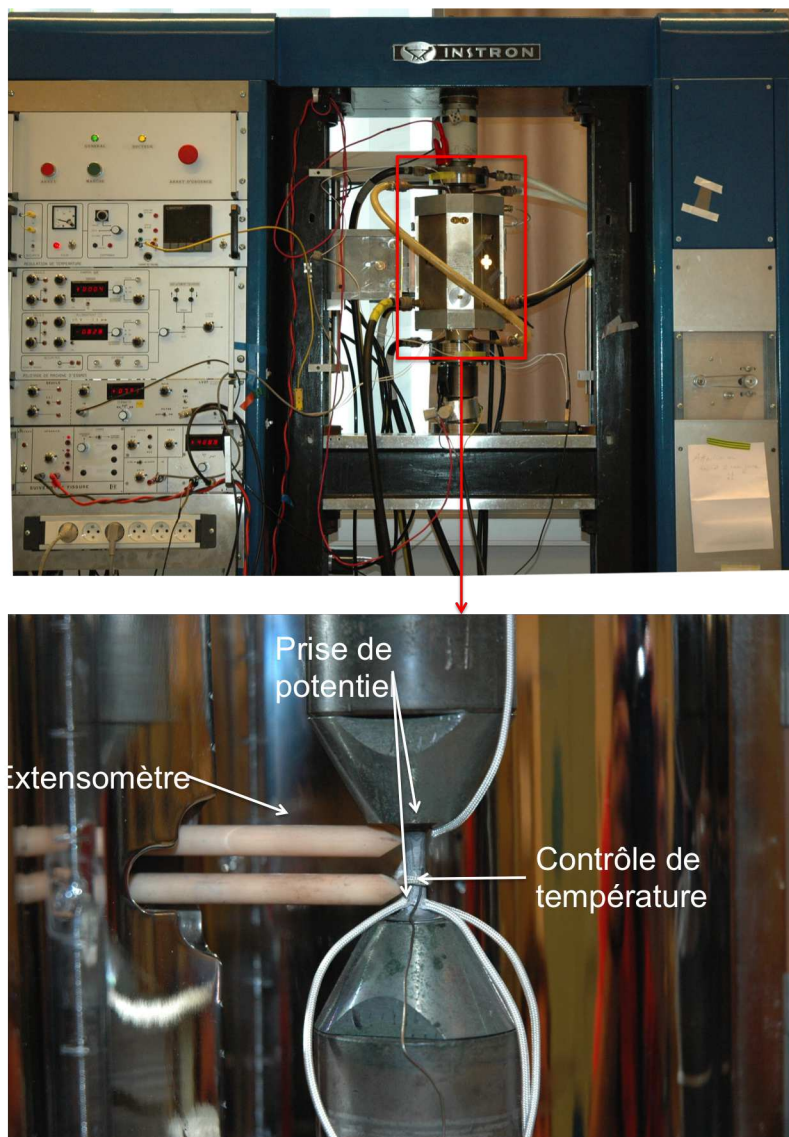


FIGURE 4.8 – Montage expérimental de l'essai pour l'éprouvette bicristalline de type élément de volume

4.2.3 Comportement cyclique

Les essais sur éprouvettes bicristallines sont pilotés en déformation totale imposée avec un signal triangle de rapport de déformation $R_\epsilon = -1$. Les modules d'élasticité sont calculés pour chacune des éprouvettes à température ambiante et à $950^\circ C$ (cf. Tableau 4.3). L'écart entre les valeurs des modules d'Young de chacune des éprouvettes est inférieur de 10%. Comme les éprouvettes ont sensiblement la même orientation cristallographique, cet écart exprime en partie :

- le rapport de proportion du grain A par rapport au grain B au niveau de la zone utile de chaque éprouvette ;
- l'effet de la morphologie du joint de grains qui est plus ou moins sinueuse pour chacune des éprouvettes (cf. Figure 4.9).

Les essais ont été effectués selon différentes variations de déformation (de 0,005 à 0,0104) comme indiqué dans le Tableau 4.3.

TABLE 4.3 – Résultats des essais de fatigue oligocyclique à $950^\circ C$ sur les éprouvettes bicristallines de type élément de volume

Éprouvette	Orientation principale (G1/G2) [°]	Module d'élasticité [MPa]	Ampl. déf. méca.	Ampl. cont. [MPa]	N_f [cycles]
LCF JDG4	2,3/11,3	$20^\circ C = 136385$ $950^\circ C = 94682$	0,008	698	247
LCF JDG1	1,7/11,7	$20^\circ C = 138387$ $950^\circ C = 100268$	0,0055	541	9329
LCF JDG3	2,1/11,3	$20^\circ C = 134745$ $950^\circ C = 96673$	0,0075	705	1108
LCF JDG2	1,8/11,5	$20^\circ C = 133991$ $950^\circ C = 95853$	0,0104	900	307
LCF JDG5	2,6/11,3	$20^\circ C = 129558$ $950^\circ C = 91892$	0,005	458	10094

L'évolution des boucles de contrainte-déformation pour chaque éprouvette au 100ème cycle (cycle stabilisé) et au dernier cycle est représentée sur la Figure 4.10. On remarque que pour l'éprouvette LCF JDG1, les boucles de contrainte-déformation sont sensiblement les mêmes au 100ème et au dernier cycle de chargement, ce qui indique que la rupture a été brutale et s'est produite en 1 cycle à partir d'une fissure assez courte. A l'inverse, pour les quatre autres éprouvettes testées (cf. Figure 4.10), les boucles contrainte-déformation au dernier cycle sont semblables. La dernière boucle indique une chute de contrainte en traction jusqu'à une valeur de $100MPa$ environ. Cette chute de contrainte témoigne d'une fissuration progressive et importante de l'éprouvette.

4.2.4 Durée de vie et fissuration

Les résultats des essais de fatigue oligocyclique à $950^\circ C$ réalisés par Fleury [Fleury, 1991] avec des éprouvettes de différentes orientations cristallographiques s'alignent dans le diagramme de BASQUIN (cf. Figure 4.11) quelle que soit l'orientation cristallographique considérée. Si l'on compare les résultats de Fleury avec les résultats obtenus pour les éprouvettes bicristallines, on observe sur la Figure 4.11, que quelle que soit la contrainte appliquée, la durée de vie des éprouvettes bicristallines est toujours inférieure à celle des éprouvettes monocristallines pour toutes les orientations cristallographiques.

On remarque qu'il y a un abattement de la durée de vie des éprouvettes bicristallines par rapport aux éprouvettes monocristallines. La présence de deux grains a donc une influence directe sur la

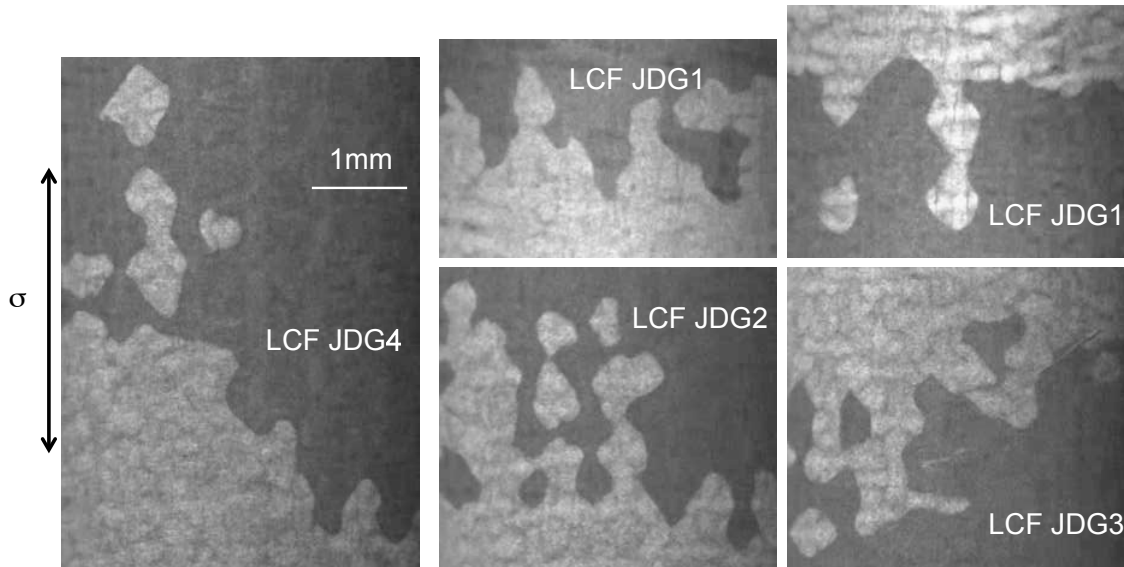


FIGURE 4.9 – Échantillon de morphologie du joint de grains sur le fût des éprouvettes LCF

durée de vie des éprouvettes. L'influence du joint de grains sur la durée de vie est notamment dû au phénomène d'oxydation qui tend à amoindrir la résistance du joint de grains.

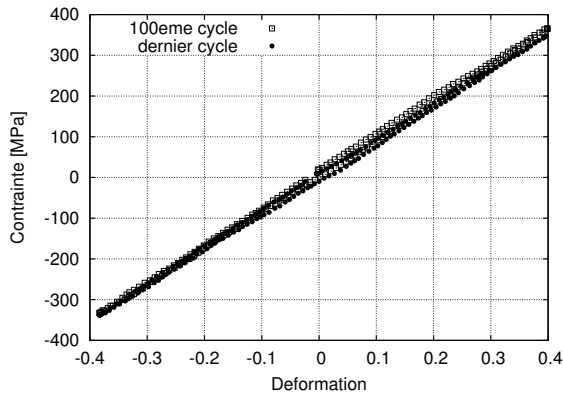
Si l'on se place dans le diagramme de Manson-Coffin ($\Delta\sigma = f(N_f)$), Figure 4.12, on observe que dans tout le domaine exploré par les différents essais, les éprouvettes bicristallines ont une durée de vie inférieure aux éprouvettes monocristallines. Cette réduction de durée de vie est plus importante aux fortes déformations, ce qui est certainement dû au fait que les contraintes appliquées au niveau du joint de grains sont suffisantes pour créer un phénomène de localisation de la plasticité et par conséquent accentuer l'influence du joint de grains sur la durée de vie. La présence de deux cristaux a donc un impact direct sur la durée de vie.

Maintenant, si l'on compare les durées de vie des éprouvettes bicristallines entre elles, on peut constater que la position du joint de grains au sein de l'éprouvette a une influence. En effet, certains points se retrouvent assez proches des résultats de Fleury et d'autres sont beaucoup plus éloignés. L'examen des faciès de rupture nous aidera à déterminer si le joint de grains a eu une influence sur les types de ruine des éprouvettes.

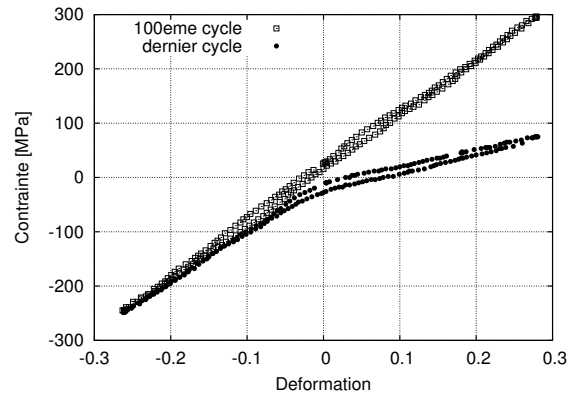
Par contre, si l'on considère la courbe $\Delta\epsilon = f(N_f)$, on remarque que nos résultats ne permettent pas de définir une relation entre N_f et $\Delta\epsilon$. Les points correspondants aux éprouvettes bicristallines sont distribués entre l'orientation [001] et les autres([111], [101] et [123]).

Pour les essais sur éprouvettes bicristallines, l'évolution de la variation de contrainte (en déformation imposée) en fonction de la fraction cyclique $\frac{N}{N_f}$ est reportée sur la Figure 4.13. On note une chute de la charge en traction, en effet, la présence d'une fissure amoindrit la résistance apparente du matériau.

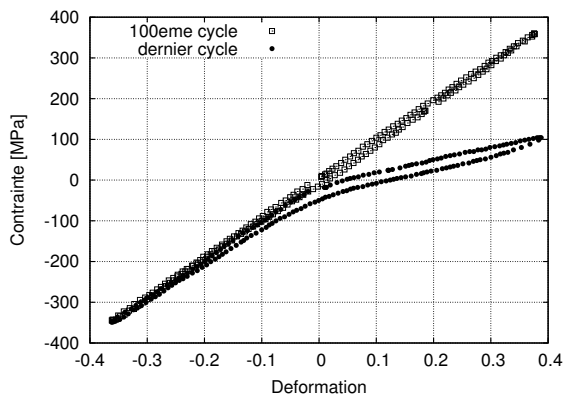
Le dispositif d'arrêt des essais sur la machine n'a pas permis de tous les interrompre pour un même état d'endommagement des éprouvettes. Ainsi, certaines se sont rompues et d'autres non, elles présentent simplement une fissure de taille assez importante. L'éprouvette LCF JDG1 ($\Delta\epsilon = 0,8\%$, $R_\epsilon = -1$) s'est, par exemple, rompue brutalement après 247 cycles sans que l'on puisse observer de chute de la charge maximale (cf. Figure 4.13). Dans le cas de l'éprouvette LCF JDG3, par exemple, nous avons pu observer une chute de la charge maximale en cours de l'essai après 95% de la durée de vie. Les orientations cristallographiques du grain principal et du grain secondaire étant sensiblement les mêmes, on ne peut expliquer ce phénomène par la désorientation cristallographique. Nous pensons



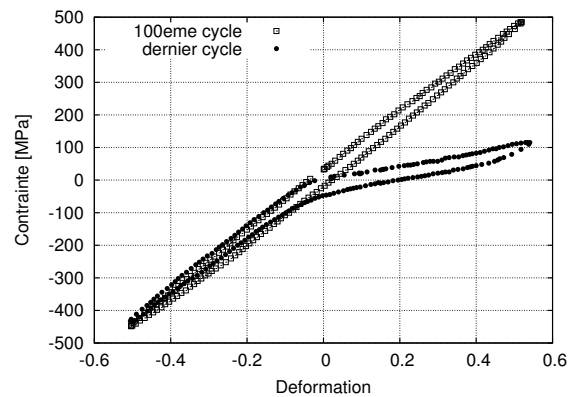
(a) Boucles de contrainte-déformation pour le 100ème cycle et le dernier cycle avant rupture pour l'éprouvette LCF JDG1. $N_f = 247$, $\Delta\epsilon = 0,8\%$, $R_\epsilon = -1$



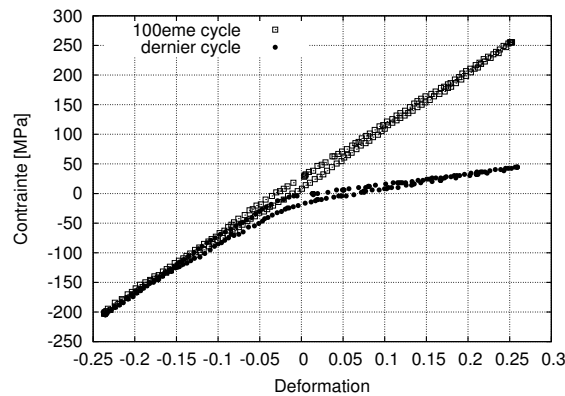
(b) Boucles de contrainte-déformation pour le 100ème cycle et le dernier cycle avant rupture pour l'éprouvette LCF JDG2. $N_f = 9329$, $\Delta\epsilon = 0,55\%$, $R_\epsilon = -1$



(c) Boucles de contrainte-déformation pour le 100ème cycle et le dernier cycle avant rupture pour l'éprouvette LCF JDG3. $N_f = 1108$, $\Delta\epsilon = 0,75\%$, $R_\epsilon = -1$



(d) Boucles de contrainte-déformation pour le 100ème cycle et le dernier cycle avant rupture pour l'éprouvette LCF JDG4. $N_f = 307$, $\Delta\epsilon = 1,04\%$, $R_\epsilon = -1$



(e) Boucles de contrainte-déformation pour le 100ème cycle et le dernier cycle avant rupture pour l'éprouvette LCF JDG5. $N_f = 10094$, $\Delta\epsilon = 0,5\%$, $R_\epsilon = -1$

FIGURE 4.10 – Boucles de contrainte-déformation pour le 100ème cycle de chargement et le dernier cycle avant rupture pour les 5 éprouvettes bicristallines testées

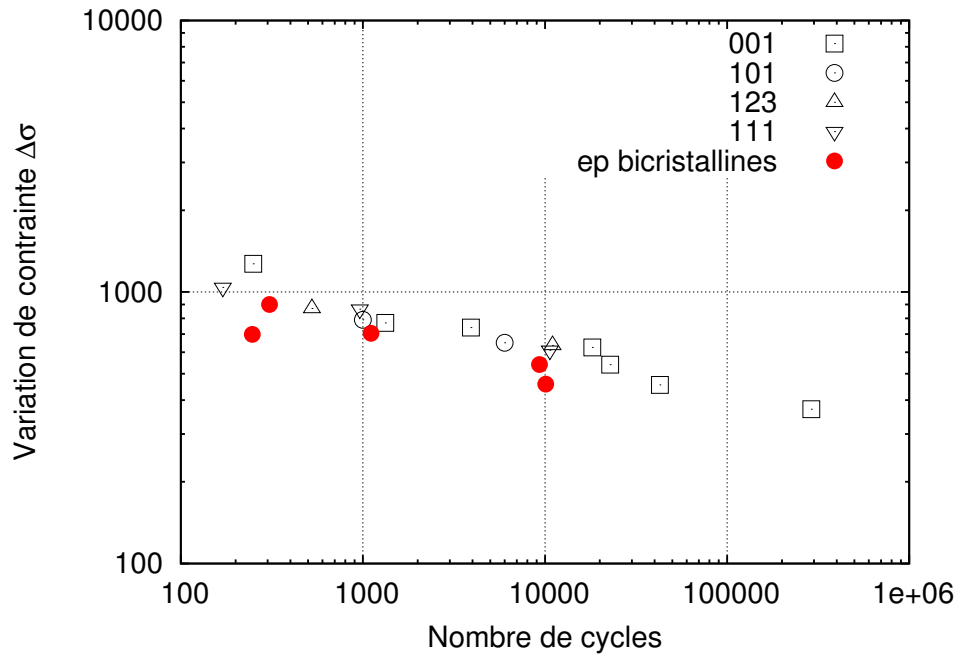


FIGURE 4.11 – Evolution de la variation de contrainte en fonction du nombre de cycle à la rupture pour les essais de fatigue oligocyclique à 950°C sur l'AM1 pour différentes orientations cristallographiques

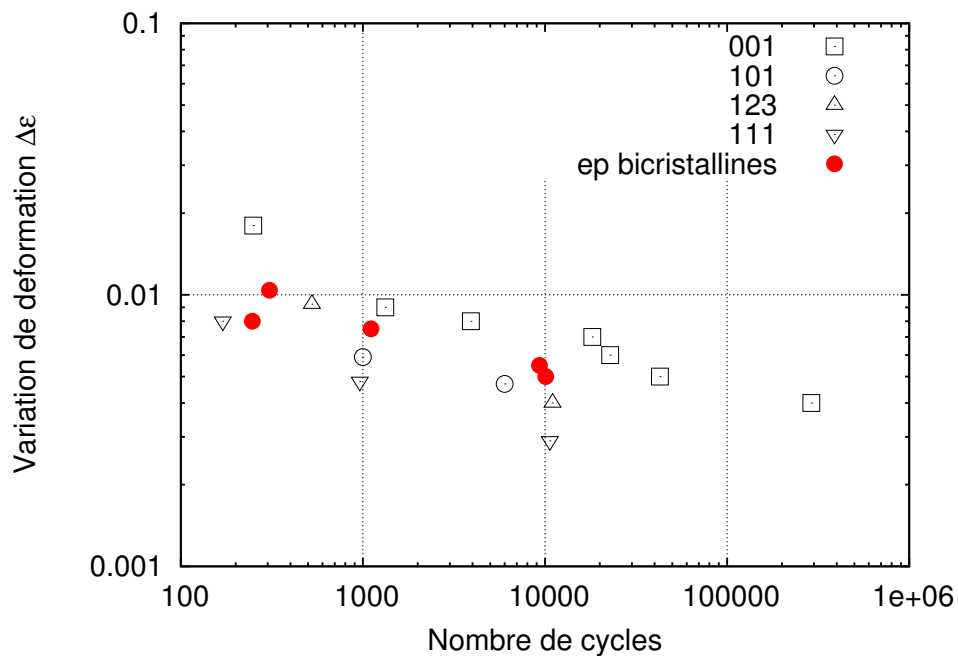


FIGURE 4.12 – Evolution de la variation de déformation en fonction du nombre de cycle à la rupture pour les essais de fatigue oligocyclique à 950°C sur épreuves mono et bicristallines en AM1

qu'il convient d'attribuer cette différence de type de rupture (brutale/progressive) à la forme du joint de grains, notamment sa tortuosité et sa complexité.

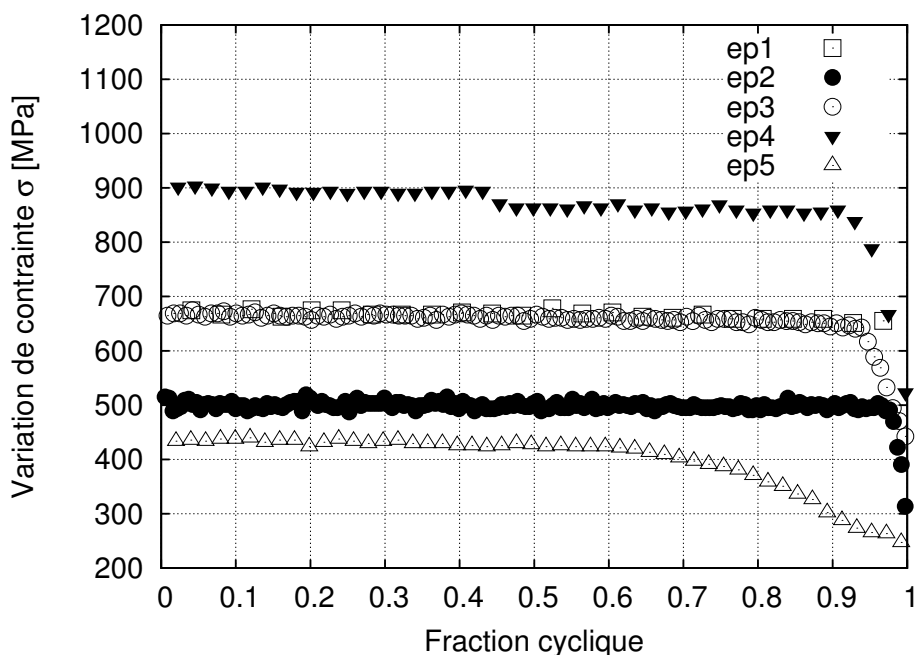


FIGURE 4.13 – Représentation de l'évolution de la variation de contrainte en fonction de la fraction cyclique pour les éprouvettes bicristallines testées à 950°C

Pour juger de l'influence du joint de grains sur l'endommagement des éprouvettes, on peut comparer le chemin de fissuration à la surface des éprouvettes au profil du joint de grains relevé sur le fût des éprouvettes avant les essais. Ceci est possible sur les éprouvettes fissurées et non rompues. La morphologie du joint de grains n'a pu être observée sur toute la circonférence des éprouvettes mais seulement sur certaines parties en raison d'un manque de contraste pour certaines directions cristallographiques secondaires. Dans le cas de l'éprouvette LCF JDG3 (cf. Figure 4.14), il est facilement observable que la propagation de fissure n'a pas complètement suivi selon le joint de grains. Lorsque le joint de grains est trop sinueux, l'énergie libérée pour que la fissure le suive est trop importante, du coup, le chemin le plus court est emprunté.

Dans le cas de l'éprouvette LCF JDG4, on observe le même phénomène (cf. Figure 4.15) sauf que le joint de grains est beaucoup moins sinueux que celui de l'éprouvette LCF JDG3, donc le chemin de fissuration suit le joint de grains.

Dans le cas des autres éprouvettes de structure, le chemin de fissuration n'a pu être comparé à la morphologie du joint de grains puisque celle-ci ont été jusqu'à la rupture totale.

Ainsi, lorsque le joint de grains a peu d'influence sur le chemin de propagation, sa présence a tout de même eu une forte influence sur la durée de vie des éprouvettes. Sa présence diminue assez fortement la durée de vie par rapport aux éprouvettes monocristallines.

4.2.5 Analyses micrographiques

Les faciès de rupture des éprouvettes ont été observés en microscopie électronique à balayage.

Pour analyser les faciès de rupture, on va se référer aux analyses micrographiques sur éprouvettes de structures qui ont montré que les zone planes comprennent plus ou moins de "marches" correspondant

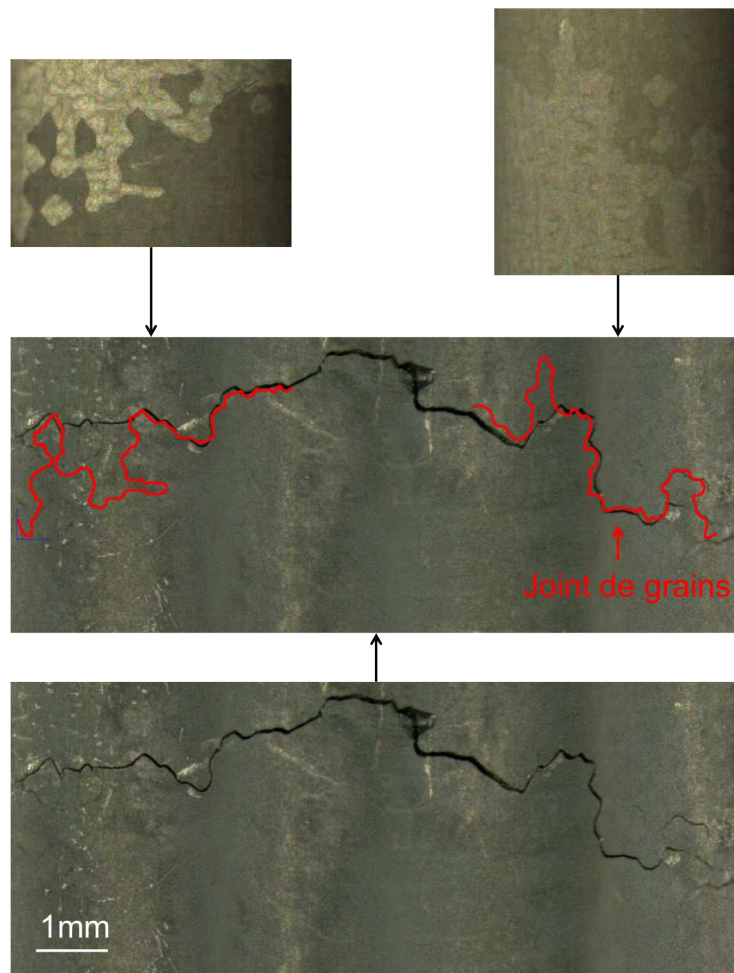


FIGURE 4.14 – Comparaison du chemin de fissuration par rapport à la position du joint de grain pour l'éprouvette LCF JDG3

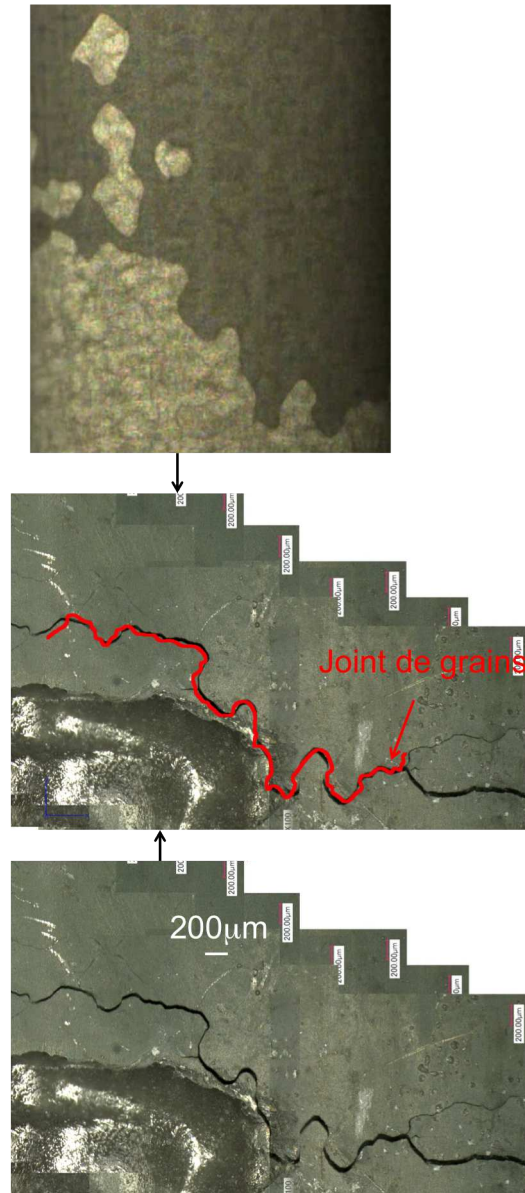


FIGURE 4.15 – Comparaison du chemin de fissuration par rapport à la position du joint de grain pour l'éprouvette LCF JDG4

4.3. TENTATIVE DE MODÉLISATION DE LA DURÉE DE VIE À PARTIR DES ÉPROUVETTES BICRISTALLINES DE TYPE ÉLÉMENT DE VOLUME

à des zones de rupture intragranulaire alors que les zones lisses plus ou moins vallonnées indiquent une rupture intergranulaire comme l'ont supposé également Zhang et al. [Zhang et al., 1999].

Les faciès de rupture (cf. Figure 4.16) montrent une alternance de mode de rupture entre joint de grains et les plans de glissement. Ces deux modes de rupture sont détaillés sur la Figure 4.17 dans le cas de l'éprouvette LCF JDG2. La comparaison des différents faciès montre que plus l'amplitude de déformation appliquée aux éprouvettes bicristallines augmente, plus la rupture des éprouvettes est de type intergranulaire (cf. Figure 4.18). A plus fort niveau de chargement, le joint de grains semble contrôler la propagation de fissure quelle que soit sa morphologie (cf. Tableau 4.4 et Figure 4.16). Pourtant, lorsque le joint de grains est très sinueux, la rupture se produit en suivant le chemin le plus court comme dans le cas de l'éprouvette LCF JDG3 sur la Figure 4.14. Néanmoins au plus fort chargement (éprouvette LCF JDG4, cf. Figure 4.15), la fissuration suit plutôt bien le joint de grains ce qui témoigne des effets de couplage importants entre le joint de grains et le chargement.

Les sites d'amorçage des fissures n'ont pas pu être détectés sur les faciès de rupture, de plus, aucune stries de fatigue n'a été observée sur les faciès.

TABLE 4.4 – Taux de rupture intergranulaire sur les faciès de rupture

Éprouvette	Ampl. déf. méca.	Ampl. cont. [MPa]	N_f [cycles]	Taux de rupture intergranulaire (%)
LCF JDG4	0,0104	900	307	88
LCF JDG1	0,008	698	247	83
LCF JDG3	0,0075	705	1108	76
LCF JDG2	0,0055	541	9329	60
LCF JDG5	0,005	458	10094	NC

4.2.6 Bilan de l'étude expérimentale sur élément de volume

L'étude sur les éléments de volume a permis de mettre en évidence l'influence de la variation de déformation sur le joint de grain. Plus la variation de déformation appliquée est forte et plus la rupture est intergranulaire avec un taux allant jusqu'à 88% pour une éprouvette bicristalline sollicitée à $\pm 0,52\%$ de déformation. Par ailleurs, le joint de grains a une influence sur la durée de vie des éprouvettes et nous avons pu établir un coefficient d'abattement expérimental de la durée de vie en fonction de la contrainte normale.

4.3 Tentative de modélisation de la durée de vie à partir des éprouvettes bicristallines de type élément de volume

4.3.1 Description du comportement

Les essais menés sur les éprouvettes de type élément de volume ont été simulés afin de comparer les boucles contraintes-déformation obtenues numériquement à celles obtenues expérimentalement. Comme l'éprouvette est bicristalline, l'élément de volume est constitué de deux éléments, chacun représentatif d'un grain avec une orientation cristallographique différente.

La zone représentative de l'éprouvette est maillée et mesure 10mm de hauteur et de 4mm de diamètre, ce qui correspond à la zone utile de l'éprouvette testée. Les conditions aux limites de l'essai sont reportées sur la Figure 4.19. L'éprouvette est soumise à un chargement cyclique de forme triangle avec un rapport de déformation de -1.

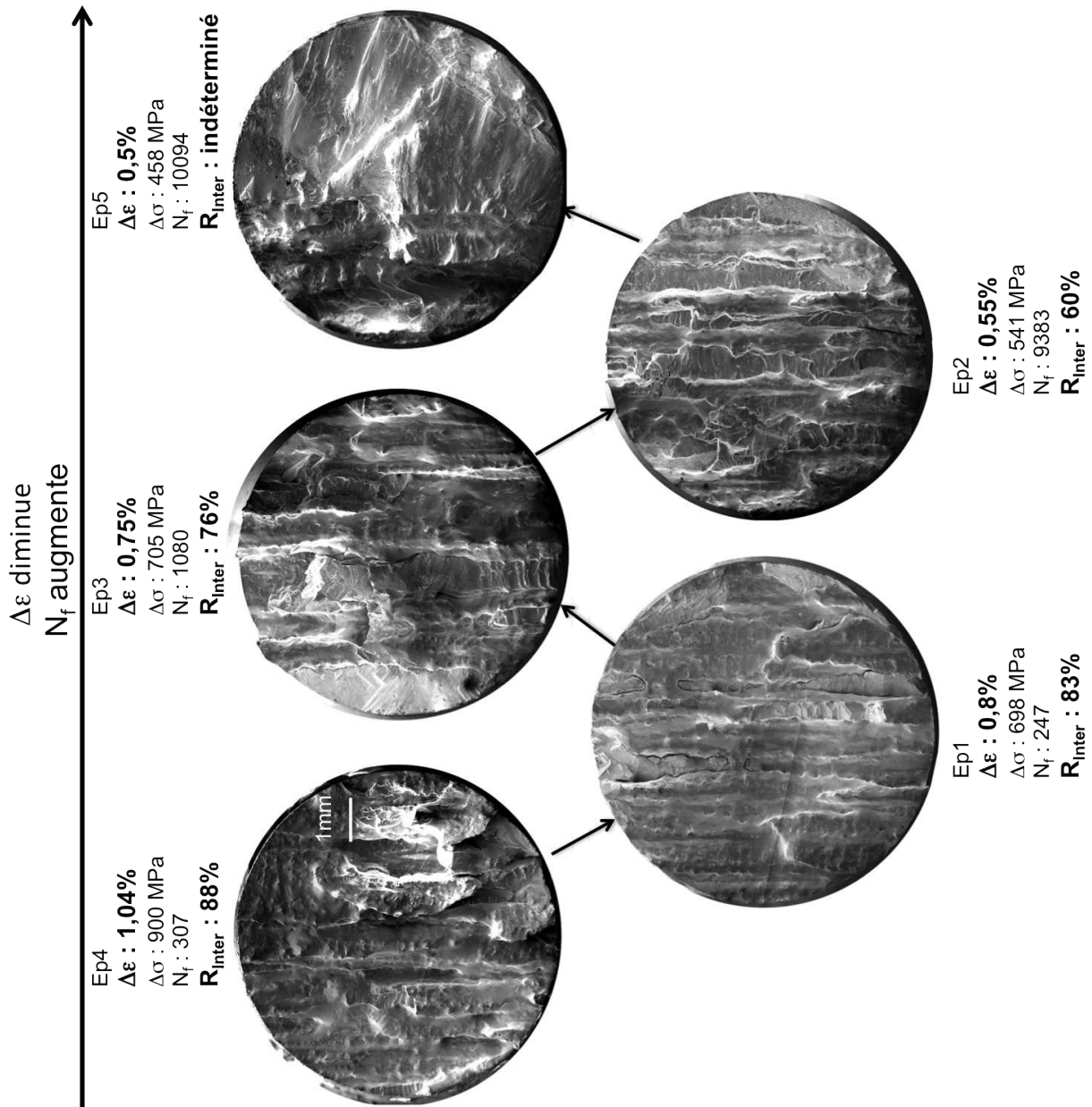


FIGURE 4.16 – Faciès de rupture des éprouvettes bicristallines testées et leur taux de rupture intergranulaire

4.3. TENTATIVE DE MODÉLISATION DE LA DURÉE DE VIE À PARTIR DES ÉPROUVETTES BICRISTALLINES DE TYPE ÉLÉMENT DE VOLUME

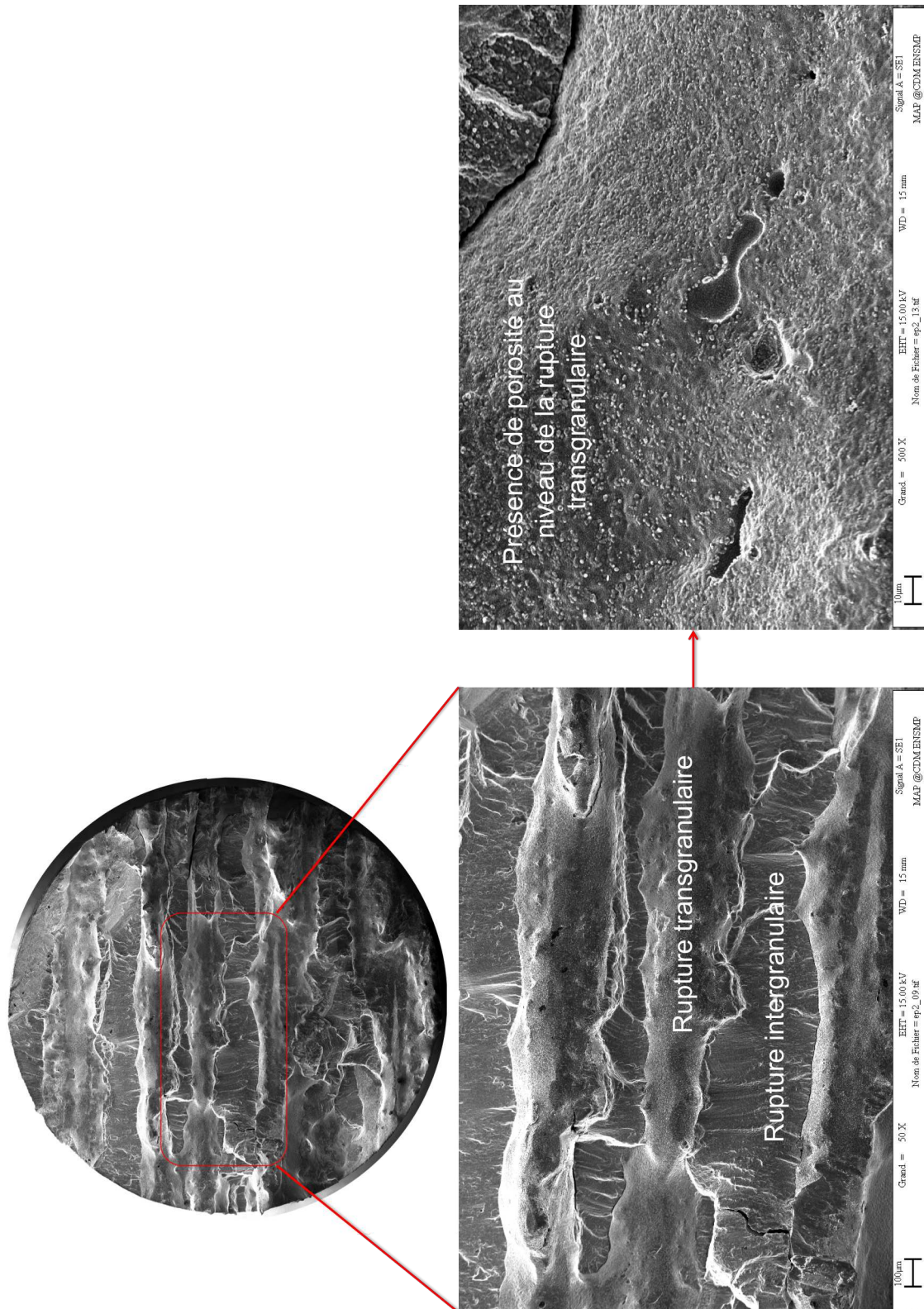


FIGURE 4.17 – Faciès de rupture de l'éprouvette 2 illustrant la présence de différents types de ruptures et de pores

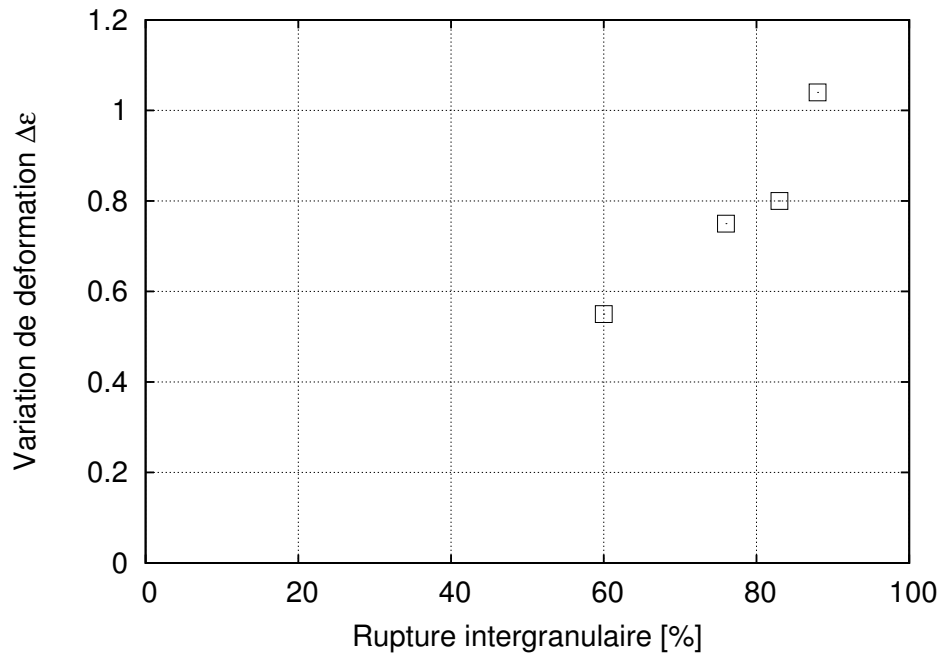


FIGURE 4.18 – Evolution du taux de rupture intergranulaire en fonction de la variation de déformation $\Delta\epsilon$

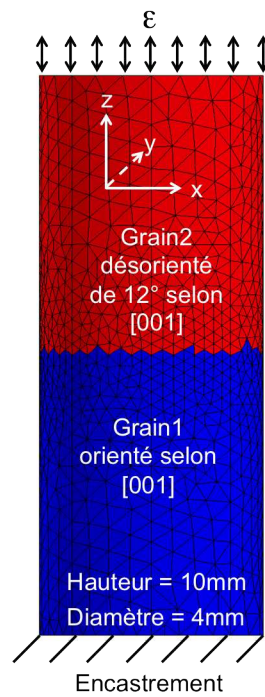


FIGURE 4.19 – Conditions aux limites des éprouvettes bicristallines de type LCF.

4.3. TENTATIVE DE MODÉLISATION DE LA DURÉE DE VIE À PARTIR DES ÉPROUVETTES BICRISTALLINES DE TYPE ÉLÉMENT DE VOLUME

Nous avons tracé les boucles de chacun des essais, soit pour les éprouvettes LCF JDG1, JDG2, JDG3, JDG4 et JDG5, ainsi que les boucles de chacun des grains de chaque éprouvette. On remarque que les boucles de simulation des deux grains sont très proches dû au faible écart de désorientation relative entre les grains (cf. Figure 4.20). Sur les boucles contrainte/déformation représentées sur la Figure 4.20, la simulation donne sensiblement les mêmes valeurs que l'expérience.

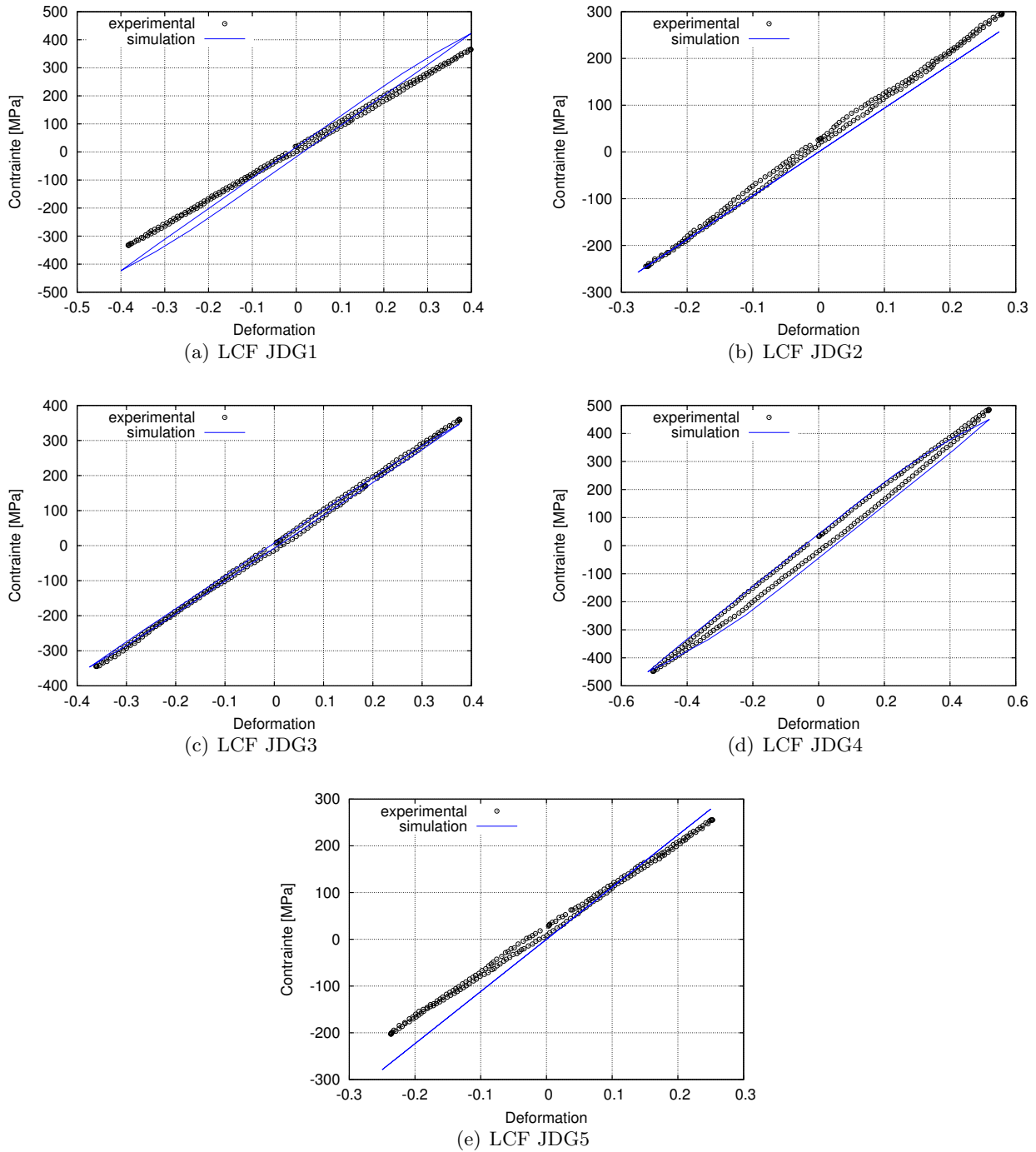


FIGURE 4.20 – Boucles contrainte/déformation globales obtenues expérimentalement et numériquement pour les éprouvettes LCF

Sur la Figure 4.21 on remarque que les boucles de contrainte-déformation tracées par grain montrent des allures très différentes entre le grain 1 et le grain 2 pour les éprouvettes LCF JDG1 et LCF JDG5. Pourtant ces éprouvettes n'ont pas une désorientation relative cristalline plus importante que les autres. Cependant, on remarque que la boucle de l'expérience correspond à celle du grain1 orienté selon la direction [001]. On peut donc supposer que le comportement du bicristal lors de l'expérience correspond au comportement du grain bien orienté pour la simulation pour toutes les éprouvettes simulées.

Par comparaison entre les Figures 4.20 et 4.21, on remarque que la réponse numérique macroscopique entre les grain1 et 2 et la réponse expérimentale sont un peu différentes.

Le comportement mécanique des éprouvettes est relativement bien décrit à partir d'un élément de volume. Nous allons donc utiliser cet élément de volume pour définir le critère de durée de vie Fat-Flu et les critères basés sur différents paramètres.

4.3.2 Etablissement du critère

Le but de ces essais de type LCF sur éprouvettes bicristallines de type élément de volume est d'établir un critère de durée de vie pour les éprouvettes de structure à $950^{\circ}C$. Il est important que le critère de durée de vie établi par calcul numérique sur éprouvettes soit représentatif du calcul effectué sur les aubes.

Ce critère de durée de vie prend en compte les paramètres suivants :

- une température de $950^{\circ}C$;
- une désorientation relative de 12° en primaire ;
- une section résistante de $12,56mm^2$;
- une fréquence d'essai de $0,05Hz$;
- un rapport de déformation de -1.

Appliquer ce critère directement sur éprouvettes de structures demande de faire certaines hypothèses, notamment en termes de différences sur :

- le rapport de charge ;
- la désorientation relative ;
- la taille de maillage ;
- la fréquence d'essai ;
- la morphologie du joint de grains.

Le rapport de force ou de déformation est différent pour les essais menés sur éprouvettes de structures et celui sur éprouvettes bicristallines. Le rapport de charge a une influence sur la durée de vie. Plus celui-ci est élevé et plus la durée de vie diminue.

La désorientation relative entre les grains est propre à chaque éprouvette de structure. Il n'est pas possible d'établir un critère pour chaque désorientation cristallographique.

La taille de la maille est un paramètre important dans un critère de durée de vie déterminé par simulation numérique puisque la valeur des contraintes va être dépendante de la taille du maillage. Or, nous sommes en présence d'éprouvettes de structures qui ont été remaillées et dont le remaillage présente quelques irrégularités qui peuvent induire une concentration de contrainte. Nous avons donc décidé de prendre une taille de maillage pour les éprouvettes bicristallines équivalente à celle de l'éprouvette de structure A950/F/EM au niveau du joint de grains.

La fréquence de l'essai est également différente, elle est de $0,05Hz$ pour les éprouvettes bicristallines contre $1Hz$ pour les éprouvettes de structures. Nous avons vu précédemment que l'effet de fréquence avait une influence sur l'endommagement de l'AM1. Plus la fréquence est élevée est plus la durée de vie est grande.

4.3. TENTATIVE DE MODÉLISATION DE LA DURÉE DE VIE À PARTIR DES ÉPROUVETTES BICRISTALLINES DE TYPE ÉLÉMENT DE VOLUME

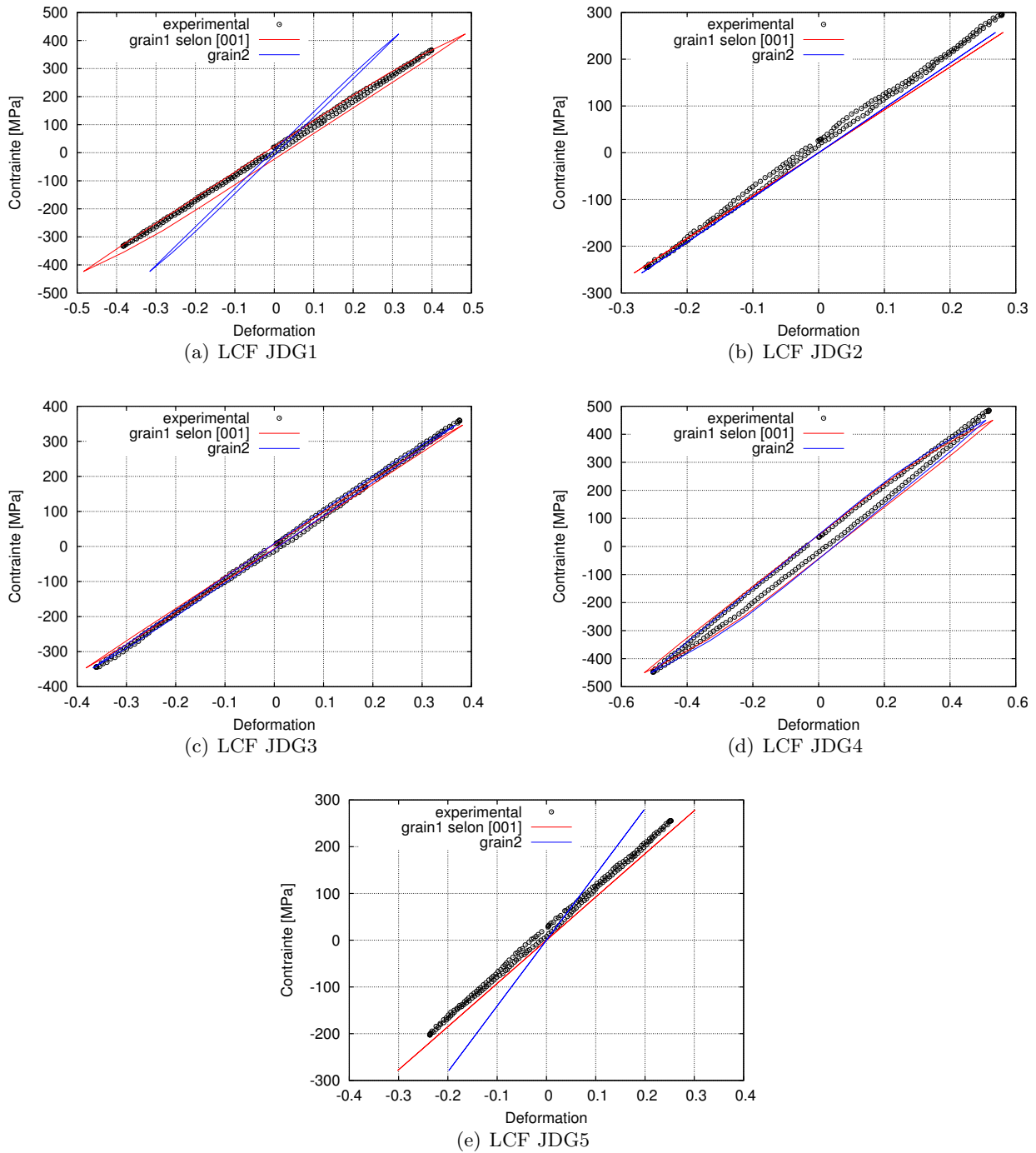


FIGURE 4.21 – Comparaison de la réponse de chacun des grains des éprouvettes LCF

Tous ces paramètres qui diffèrent entre les éprouvettes bicristallines et les éprouvettes de structures, vont conduire à une différence entre les valeurs de durées de vie expérimentales et numériques pour les éprouvettes de structure.

Il est évident que le critère est fortement dépendant de la morphologie du joint de grains. Plus celui-ci sera sinueux et plus la localisation de la plasticité sera importante. La morphologie réelle du joint de grains diffère sur chaque structure étudiée. Or, nous avons choisi de simplifier la morphologie du joint de grains dans les calculs numériques en faisant passer le joint par les arêtes des éléments de l'éprouvette de structure. Comme le critère est appliqué sur les éprouvettes de structure, nous avons donc reproduit la même géométrie de joint de grains sur le calcul sur éprouvette avec la même taille d'éléments pour avoir une localisation de la plasticité similaire. Le bas de l'éprouvette est encastré et le haut est sollicité par un signal triangle piloté en déformation comme lors des essais.

La finesse du maillage de l'éprouvette au niveau du joint de grain coïncide avec celle des éprouvettes A950/F/EM et A950/F/EF. Nous avons une influence de la présence d'un joint de grains quand on se focalise sur les glissements cubiques cumulés comme le montre la Figure 4.22. Les représentations en contrainte ou en glissements octaédriques cumulés au bout de 9 cycles ne montrent aucune concentration au niveau du joint de grains.

En revanche, en augmentant la désorientation primaire du grain (48° comme l'éprouvette de structure A950/F/EM), les simulations effectuées (cf. Figure 4.23) montrent un plus fort niveau de contrainte et de glissements cumulés. On perçoit une concentration au niveau du joint de grains de part la forte différence d'orientation entre les grains et c'est toujours le glissement cubique qui présente une concentration plus localisée.

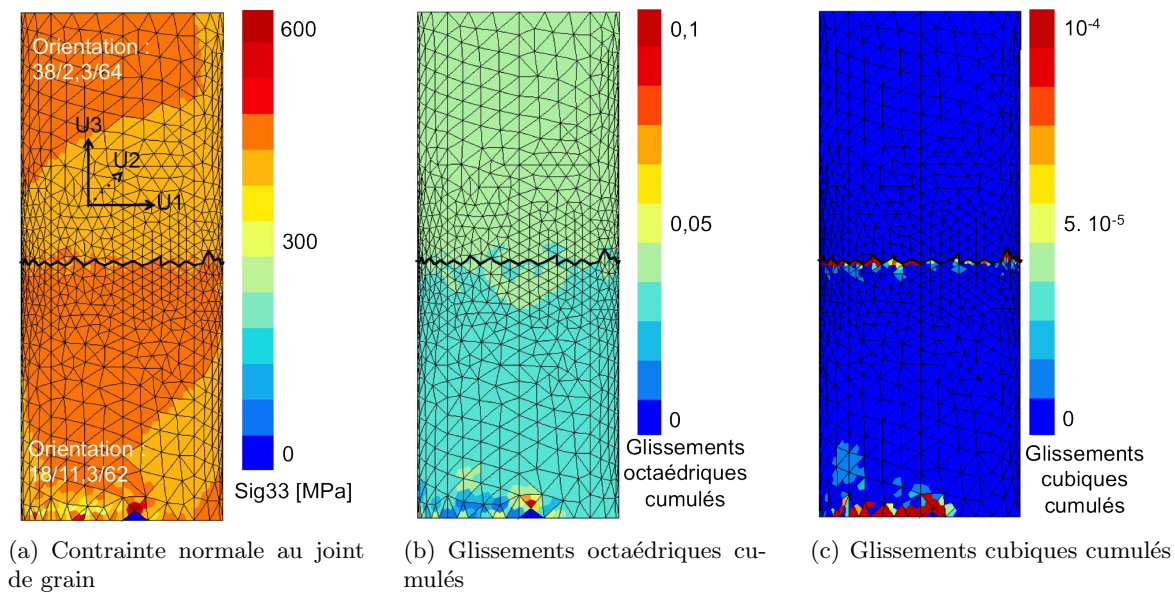


FIGURE 4.22 – Simulation numérique de l'éprouvette LCF JDG4 testée à 950°C sous un rapport de déformation de -1 avec une amplitude de déformation de 1,04%

En fait, les effets de fréquence, du rapport de charge, de l'orientation cristallographique et de la taille du maillage ont une influence sur la durée de vie qui n'est pas prise en compte dans le passage de l'éprouvette bicristalline de type élément de volume à l'éprouvette de structure bicristalline.

Nous avons donc deux pistes pour établir un critère de durée de vie à partir des essais sur éprouvettes bicristallines de type élément de volume. Un critère basé sur les contraintes avec le modèle de durée de vie Fat-Flu et un modèle basé sur un critère en énergie avec les glissements cumulés.

4.3. TENTATIVE DE MODÉLISATION DE LA DURÉE DE VIE À PARTIR DES ÉPROUVETTES BICRISTALLINES DE TYPE ÉLÉMENT DE VOLUME

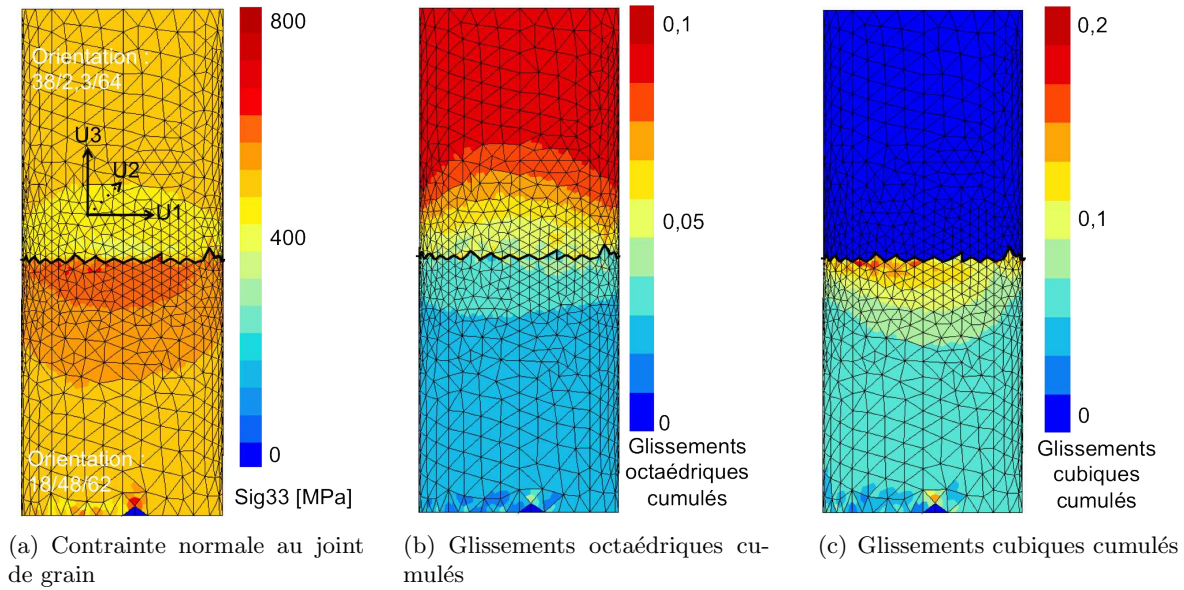


FIGURE 4.23 – Simulation numérique d’une éprouvette désorientée à 48° testée à $950^\circ C$ sous un rapport de déformation de -1 avec une amplitude de déformation de 1,04%

TABLE 4.5 – Changements des valeurs des coefficients de la loi fat-flu

	M	β
$Fat - flu_{initial}$	11,579340	2,8967540
$Fat - flu_{Fleury}$	4,5	2,75
$Fat - flu_{bicristal}$	2,6	2,75

4.3.3 Critère Fat-Flu

Nous avons choisi d’utiliser la loi de durée de vie **Fat-Flu** développée par l’Onera pour calculer la durée de vie dans nos simulations numériques. Pour rappel, la loi de micro-propagation est de la forme :

$$dD_p = [1 - (1 - D_p)^{\beta+1}]^{1-a} \left\langle \frac{A_{II} - \sigma_{LP}(\overline{\sigma_H})}{\sigma_u - \sigma_{epMax}} \right\rangle \left(\frac{A_{II}}{M(\overline{\sigma_H})(1 - D_p)} \right)^\beta dN \quad (4.1)$$

Nous avons appliqué le critère Fat-Flu sur une zone bien définie de l’éprouvette de type élément de volume représentée sur la Figure 4.24. Cette zone comporte le joint de grains ainsi que des éléments appartenant au grain 1 et au grain 2. Pour recalibrer la loi de Fat-Flu sur le monocristal, un élément est utilisé.

Afin de décrire correctement les résultats des essais de [Fleury, 1991], nous avons recalibré la loi Fat-Flu sur un élément de volume. Tout d’abord, nous avons modifié la pente de la loi en diminuant le coefficient β . Puis, nous avons ajusté la description des essais par la simulation en modifiant le coefficient M . La loi Fat-Flu décrit ainsi de manière très correcte la durée de vie des éprouvettes testées à $950^\circ C$ par Fleury (cf. Figure 4.25).

La nouvelle loi Fat-Flu a ensuite été identifiée pour les éléments de volume bicristallins. La pente des courbes étant identique, il n’y a que le coefficient M à ajuster. Ce coefficient M est déterminé à partir d’essais réalisés à pression hydrostatique moyenne nulle. Les coefficients obtenus sont rassemblés dans le Tableau 4.5. Les courbes de durée de vie sont représentées sur la Figure 4.25.

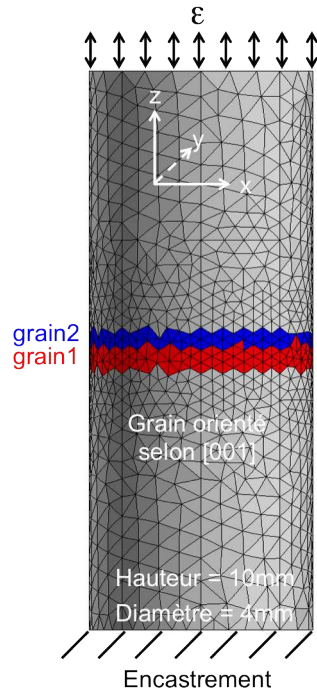


FIGURE 4.24 – Zone prise en compte pour le recalage de la loi Fat-Flu

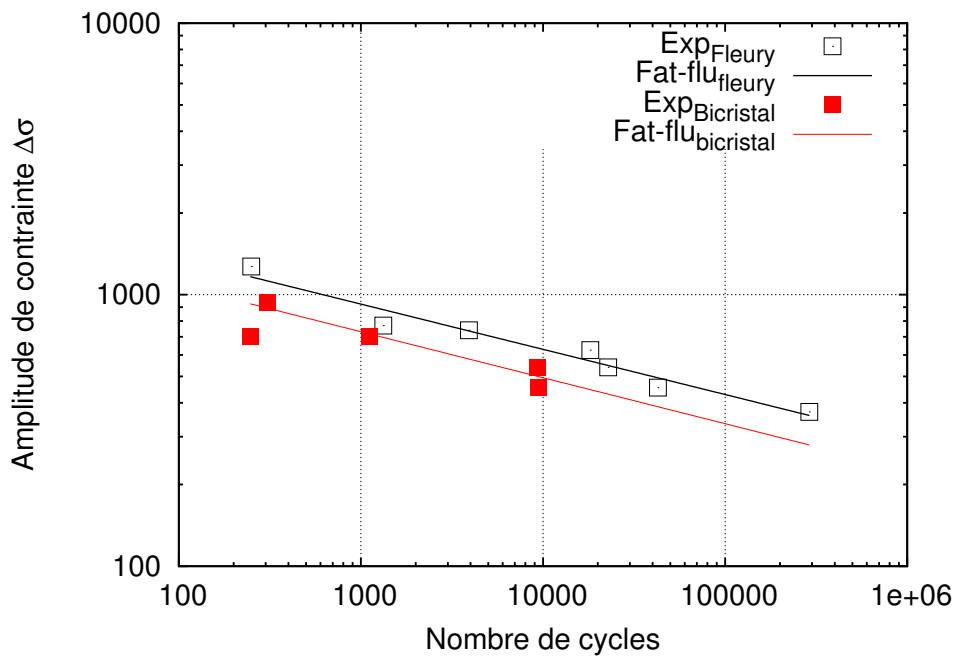


FIGURE 4.25 – Comparaison des durées de vie obtenues expérimentalement et numériquement pour un monocristal (Fleury) et un bicristal

4.3.4 Critère en énergie

En plus du critère Fat-Flu développé par l'Onera, nous avons envisagé de nous focaliser sur d'autres paramètres comme les glissements octaédriques cumulés, ou encore la pression hydrostatique ou la contrainte maximale normale au plan moyen du joint de grains. La zone prise en compte pour l'évaluation de la valeur des paramètres est la même que celle pour le modèle Fat-Flu (cf. Figure 4.24). Par exemple, Shi et al. [Shi et al., 2013] proposent un critère en énergie basé sur le taux de cission τ et les glissements γ puisque il est physiquement admis que ces paramètres sont liés à l'endommagement.

Nous avons effectué les simulations pour trois chargements pilotés en déformation totale : 1,04%, 0,75% et 0,5%, à $950^{\circ}C$ sous une fréquence de $0,05Hz$. Sur chacune des simulations, nous avons pris la valeur moyenne des paramètres étudiés sur chacun des grains sur le neuvième cycle de chargement dans la zone définie précédemment, soit :

- les glissements cubiques cumulés ;
- les glissements octaédriques cumulés ;
- la contrainte maximum ;
- la pression hydrostatique ;
- le maximum de taux de cisaillement.

Le glissement cubique cumulé n'a pas été représenté puisque sa valeur est vraiment très faible sur un cycle stabilisé. De plus, il n'est pas présent sur les éprouvettes monocristallines. Malgré le fait qu'il traduise bien l'influence du joint de grains, la zone prise en compte pour le calcul de la moyenne réduit fortement la valeur de ces glissements jusqu'à 10^{-8} environ, soit une valeur nulle.

Nous avons ensuite tracé les différentes courbes correspondantes pour chacun de ces paramètres en fonction de la durée de vie expérimentale (cf. Figures 4.27, 4.28, 4.29 et 4.26) pour des éprouvettes monocristallines et bicristallines de type élément de volume. Quel que soit le paramètre étudié, la courbe représentant les éprouvettes monocristalline se situe toujours au dessous de celle représentant les éprouvettes bicristallines. On a donc bien un abattement entre la durée de vie des éprouvettes bicristallines et monocristallines.

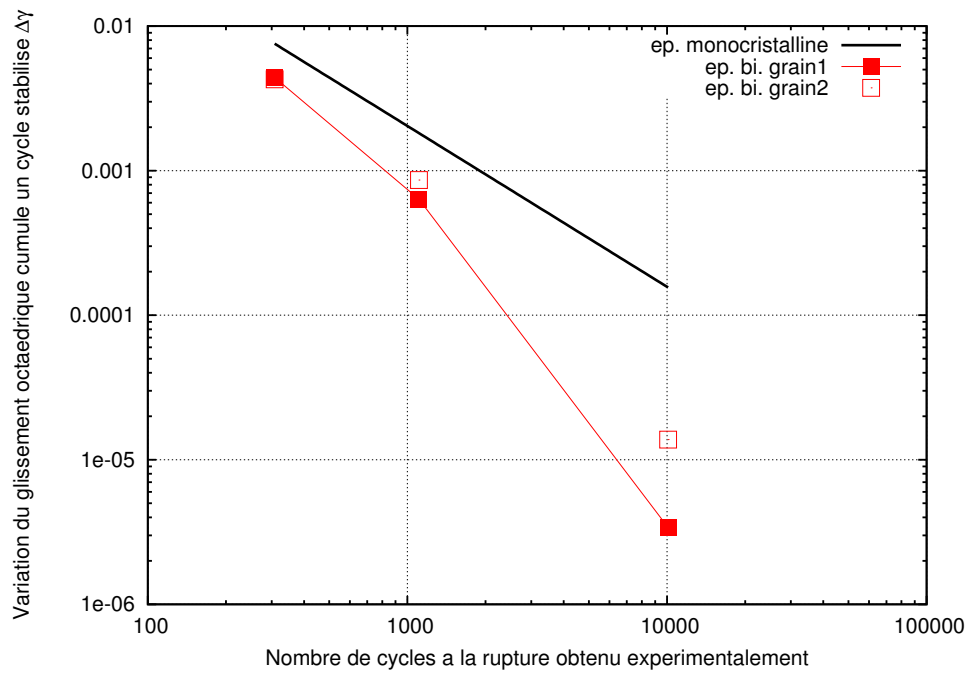
Les glissements octaédriques en fonction de la durée de vie ne représentent pas une fonction puissance (cf. Figure 4.26). Il est donc difficile de se baser sur ce paramètre pour établir un critère.

Quant aux autres paramètres (la contrainte normale au plan moyen du joint de grains, la pression hydrostatique et le taux de cission sur le plan le plus actif), ils semblent convenir pour établir un critère pour les éprouvettes de structure bicristallines.

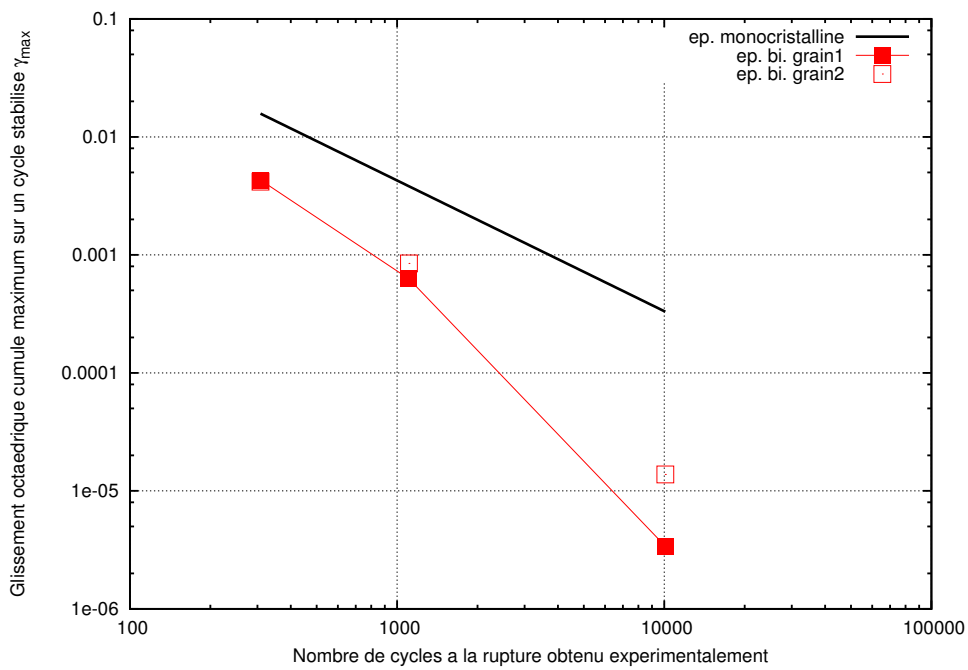
4.4 Conclusions

L'introduction d'un joint de grains en tant que défaut dans une simulation induit une concentration de contrainte. Cette concentration de contrainte est plus ou moins importante suivant la désorientation relative entre les deux grains, la rugosité du joint de grains et la température du joint de grains.

Des essais de fatigue sur éprouvettes bicristallines ont montré que plus l'amplitude de déformation est élevée, plus la durée de vie est réduite par rapport aux éprouvettes monocristallines et plus la rupture est intergranulaire. Afin de rendre compte de la réduction de durée de vie des éprouvettes bicristallines, nous avons identifié plusieurs critères de durée de vie en introduisant pour les éprouvettes bicristallines. Nous appliquons les critères sur une certaine zone contenant le joint de grains. Tout d'abord, la loi Fat-Flu développée par l'Onera a été adaptée pour les durées de vie obtenues sur éprouvettes bicristallines. Ce critère de durée de vie sera ensuite appliqué dans les simulations sur éprouvettes de structure. Ensuite, nous avons voulu étudier l'influence d'autres paramètres comme la contrainte normale au plan moyen du joint de grains, la pression hydrostatique, les glissements octaédriques ou cubiques cumulés ou encore le taux de cission en fonction de la durée de vie expérimentale. Les critères

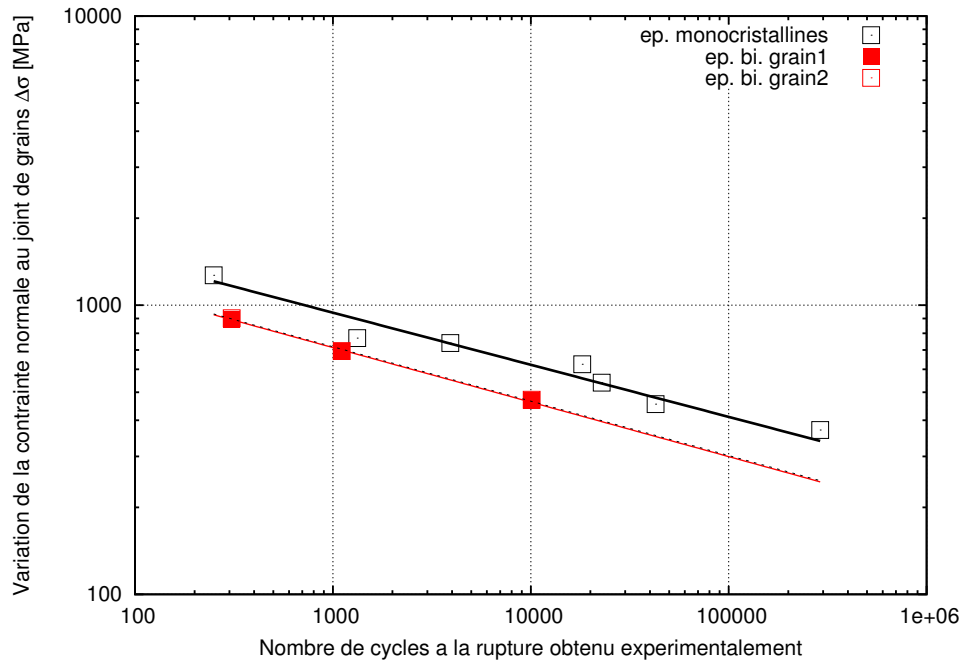


(a) Diagramme de la variation du glissement octaédrique cumulé $\Delta\gamma$ sur un cycle stabilisé en fonction de la durée de vie expérimentale

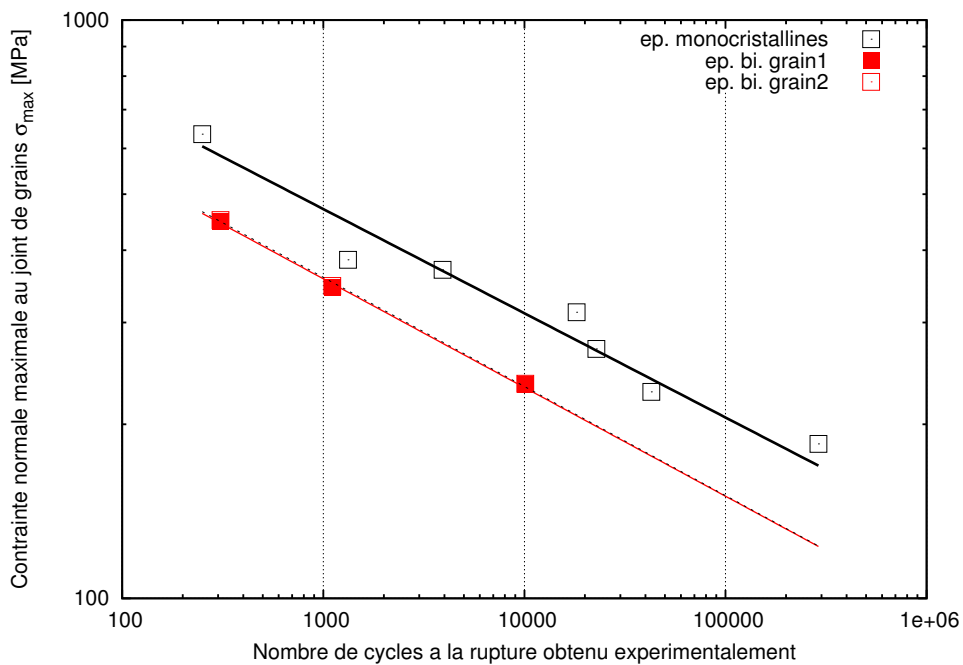


(b) Diagramme du glissement octaédrique cumulé maximal γ_{max} sur un cycle stabilisé en fonction de la durée de vie expérimentale

FIGURE 4.26 – Représentation du critère selon le glissement octaédrique cumulé sur un cycle stabilisé

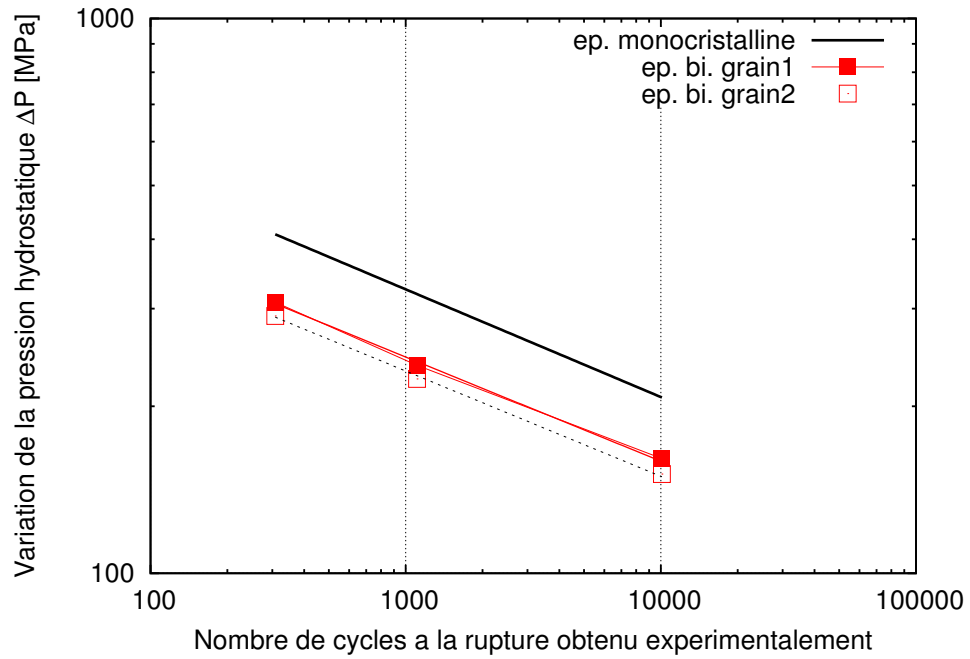


(a) Diagramme de la variation de la contrainte normale au plan moyen du joint de grains $\Delta\sigma_{norm}$ en fonction de la durée de vie expérimentale

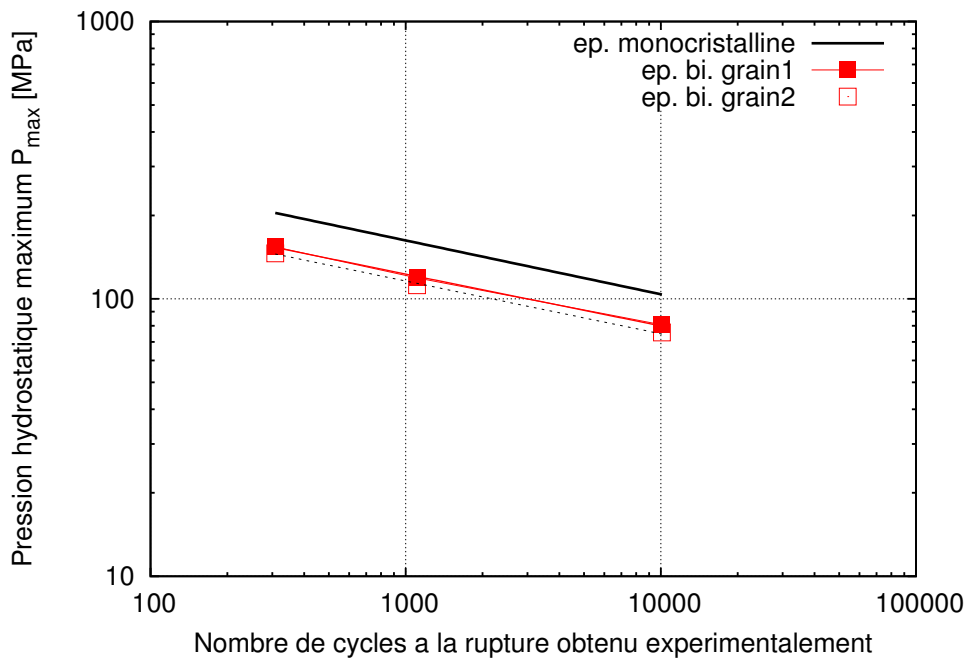


(b) Diagramme de la contrainte normale maximale u plan moyen du joint de grains $\sigma_{normmax}$ en fonction de la durée de vie expérimentale

FIGURE 4.27 – Représentation du critère selon la contrainte normale au plan moyen du joint de grains

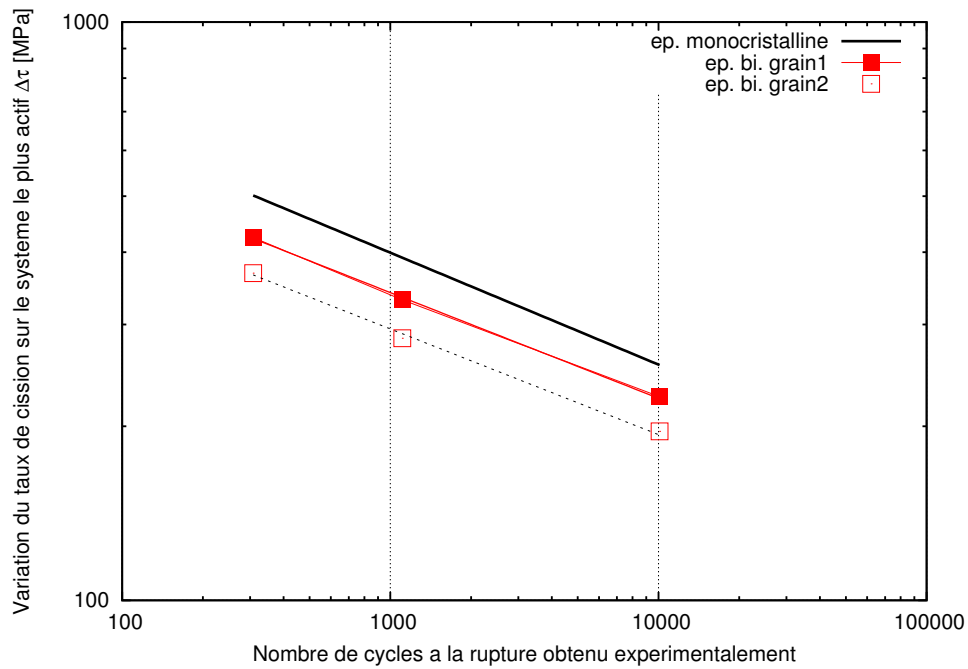


(a) Diagramme de la variation de la pression hydrostatique ΔP en fonction de la durée de vie expérimentale

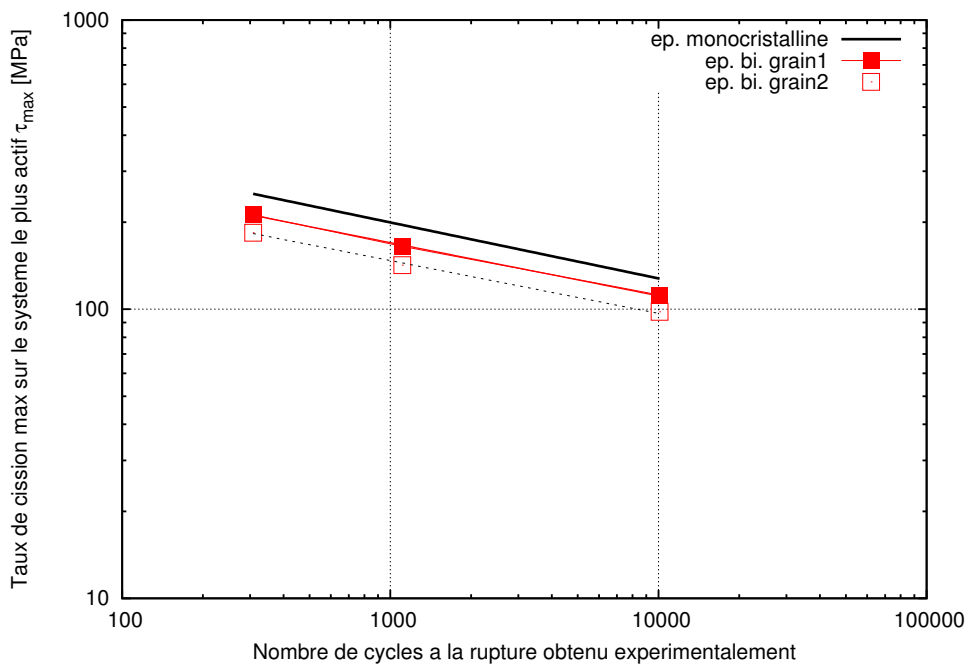


(b) Diagramme de la pression hydrostatique maximale ΔP_{max} en fonction de la durée de vie expérimentale

FIGURE 4.28 – Représentation du critère selon la pression hydrostatique



(a) Diagramme de la variation du taux de cisssion sur le plan le plus actif $\Delta\tau_{max}$ en fonction de la durée de vie expérimentale



(b) Diagramme du taux de cisssion maximal sur le plan le plus actif τ_{max} en fonction de la durée de vie expérimentale

FIGURE 4.29 – Représentation du critère selon le taux de cisssion sur le plan le plus actif

seront appliqués sur les simulations des éprouvettes de structures et leur efficacité sera discutée dans le Chapitre 5.

Chapitre 5

Analyse critique du modèle d'amorçage

Ce chapitre présente les résultats obtenus sur les éprouvettes bicristallines de type structure en termes de simulations numériques et de prévision de durée de vie confrontés aux résultats expérimentaux.

Tout d'abord les résultats numériques sur les éprouvettes de type élément de volume sont détaillés. Ces résultats sont confrontés aux résultats mécaniques.

Ensuite, le critère de durée de vie établi dans le Chapitre 3 à partir des éprouvettes bicristallines de type élément de volume, à une température de 950°C, est appliqué sur les éprouvettes bicristallines de structure testées elles aussi à 950°C au niveau du joint de grains.

Enfin, une analyse critique du critère de durée de vie sera faite et des propositions d'amélioration seront apportées.

Sommaire

5.1	Résultats numériques obtenus sur éprouvette de structure	142
5.1.1	Déplacement	142
5.1.2	Zones de concentration de contrainte	145
5.1.3	Éprouvettes de structure testées à 950°C	154
5.1.4	Bilan	157
5.2	Application des critères de durée de vie	164
5.2.1	Passage de l'élément de volume à la structure	164
5.2.2	Application du critère de durée de vie mis en place sur éprouvettes bicristallines de type élément de volume à l'éprouvette bicristalline de type structure	166
5.3	Conclusions	175

5.1 Résultats numériques obtenus sur éprouvette de structure

Les éprouvettes de structure testées ont toutes été reproduites par éléments finis pour effectuer des simulations numériques afin de les corrélérer aux essais. Nous voulons comparer le déplacement obtenu et les zones de concentration de contraintes simulées avec les zones d'amorçage et de propagation de la fissure obtenues expérimentalement. Chaque éprouvette a donc été remaillée suivant la position des entailles et du joint de grains, ce qui induit que chacune d'entre elles a un nombre d'éléments et de degré de liberté différents. Cependant la taille des éléments au niveau de la zone du joint de grains reste sensiblement la même.

Par exemple l'aube de départ fournie par Snecma contient 202748 noeuds et 115821 éléments. Les éprouvette de structure entaillées et remaillées plus finement contiennent pour l'éprouvette de structure A950/F/EM remaillée par exemple 314228 noeuds, 179388 éléments et 942684 degré de liberté (cf. Figure 5.1). Les temps de calcul varient également avec le nombre d'éléments et de degrés de liberté de l'éprouvette de structure. Pour l'éprouvette de structure A950/F/EM la simulation de 10 cycles de chargement a nécessité 12h de CPU.

Toutes les éprouvettes de structure testées ont été simulées sauf l'éprouvette A650/F/EM/2. Cette éprouvette n'a pas pu être remaillée après l'introduction des différentes entailles par le logiciel YAMS. Le logiciel n'est pas assez performant pour ce type de remaillage d'éprouvette de structure contenant des renforts et des parties vides de mailles (entre les renforts).

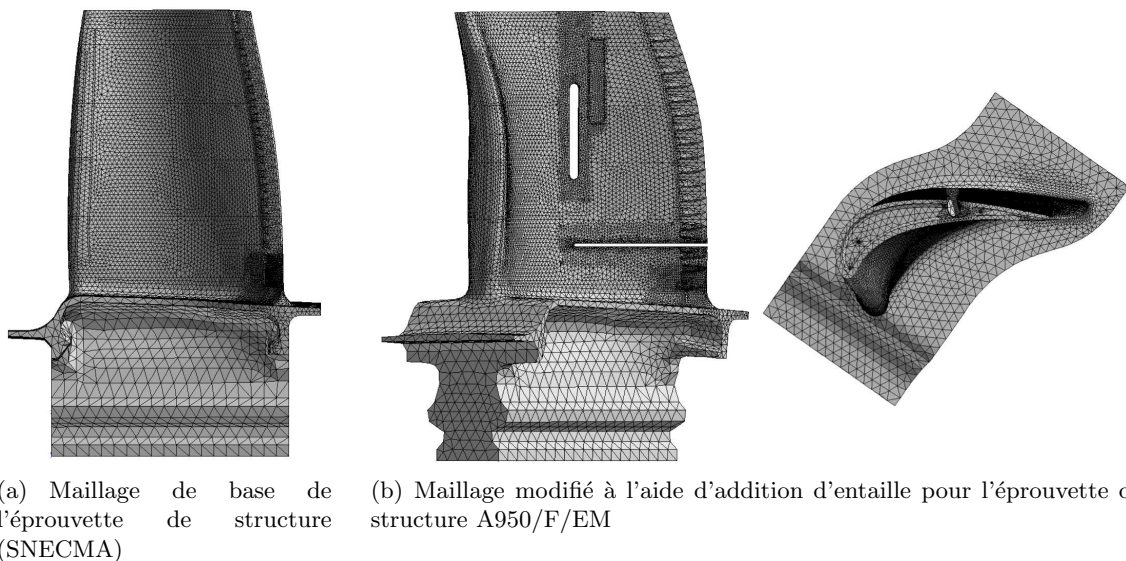


FIGURE 5.1 – Exemple d'une modification de maillage pour l'éprouvette de structure A950/F/EM

5.1.1 Déplacement

Pour toutes les éprouvettes de structures bicristallines, nous avons appliqué une pression sur une partie définie du maillage correspondant à la zone où est appliquée le poinçon. Le pied de sapin est encasté et la pression est appliquée de façon à avoir un retour élastique de l'aube. Ainsi, globalement, le comportement mécanique de l'éprouvette de structure est élastique mais quelques zones se plastifient lors de l'apparition de glissements octaédriques ou cubiques.

Le déplacement des éprouvettes de structure durant les essais a été comparé à celui simulé. Les points de mesure sur le maillage sont représentés sur la figure 5.2.

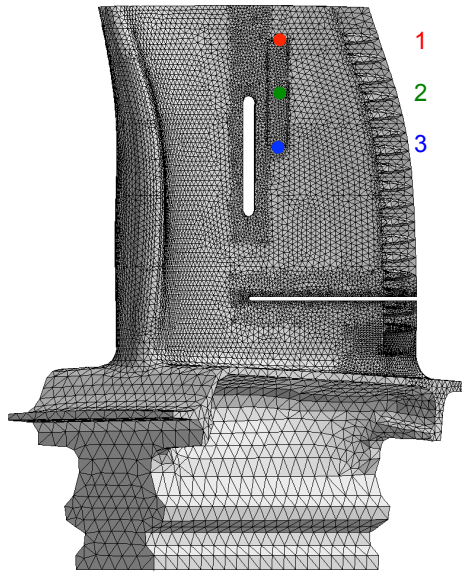


FIGURE 5.2 – Position des points de déplacement correspondant à la zone d’application du chargement

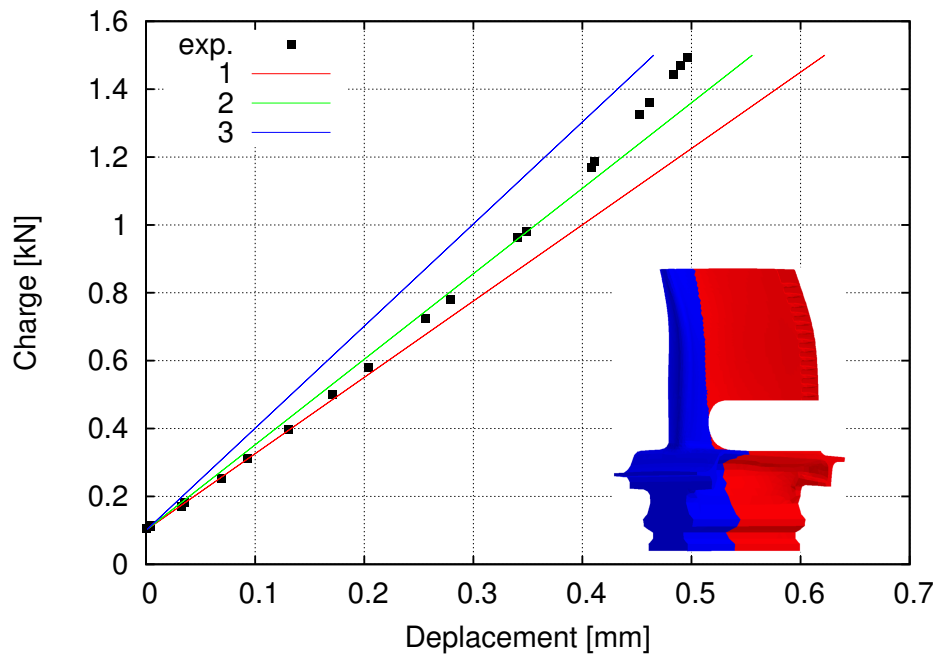
On remarque que globalement, sur les Figures 5.3, 5.4 et 5.5, le comportement est élastique pour toutes les éprouvettes de structure sauf pour l’éprouvette A650/F/EM/1 (cf. Figure 5.4(a)).

Au niveau de la comparaison des boucles simulées avec celles obtenues expérimentalement, on remarque que suivant la position du noeud pris en compte (haut, milieu ou bas), les boucles simulées sont plus ou moins proches de la boucle expérimentale. Nous avons émis l’hypothèse que la pression est répartie uniformément sur toute la zone pendant les simulations. Or, lors des essais, la courbure de l’intrados de l’aube entraîne une répartition inégale de la force appliquée. C’est pourquoi, la boucle obtenue expérimentalement peut différer de celles calculées.

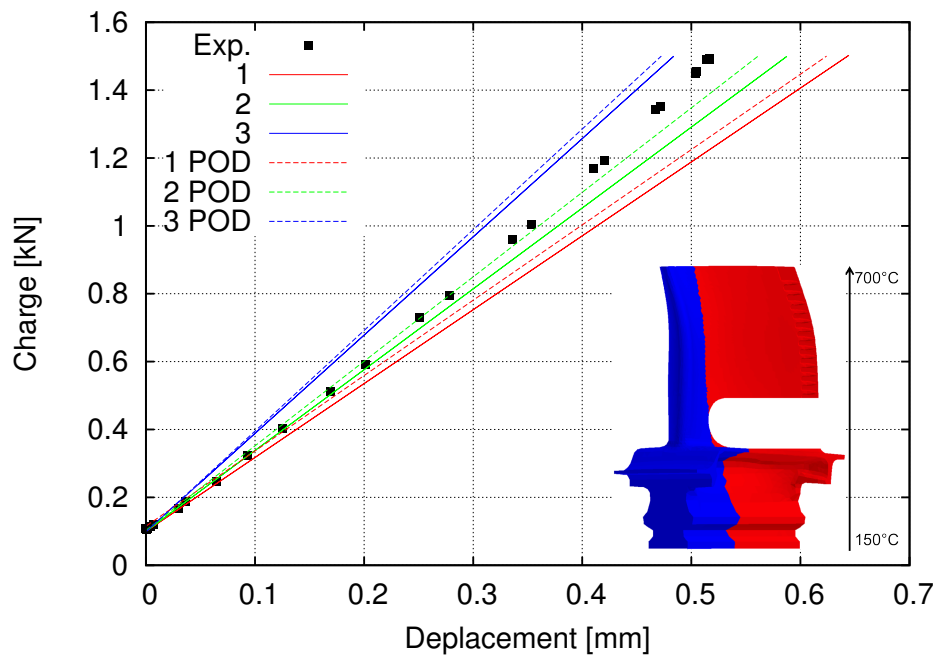
Globalement, le déplacement simulé correspond au déplacement expérimental lorsque la température d’essai s’élève jusqu’à $800^{\circ}C$. Par contre, lorsque que la température d’essai atteint $950^{\circ}C$, on remarque une différence plus prononcée entre l’expérience et la simulation. On peut attribuer cela à l’hypothèse que nous avons faite en décrivant, dans les simulations, le gradient thermique comme une variation linéaire de la température, ce qui n’est pas représentatif de la réalité.

Le déplacement simulé des éprouvettes de structure à entaille large (cf. Figure 5.3) est cohérent avec celui obtenu expérimentalement. On a donc une bonne représentation dans la simulation du déplacement de l’éprouvette obtenu lors de l’essai, même avec l’application d’un gradient thermique approché linéaire. Nous avons comparé le déplacement obtenu avec un gradient approché linéaire et un gradient reproduit en 3D grâce à la méthode POD (Annexe B). La méthode POD est plus proche du résultat expérimental que la méthode du gradient approché. La méthode de reconstruction du gradient thermique

Pour les éprouvettes avec des entailles multiples (cf. Figure 5.4), les simulations ont été effectuées avec un gradient linéaire approché. Les boucles de déplacement-charge des éprouvettes lors de la simulation indiquent un déplacement plus faible lors de l’expérience. Puisque les conditions aux limites sont validées avec les deux premiers essais, on peut en déduire que le gradient thermique réel est plus complexe qu’un gradient linéaire approximatif puisque ce sont les entailles qui conditionnent la répartition de la température. En effet, le chauffage par induction chauffe la pièce avec un gradient



(a) A20/F/EL ($R_{force} = 0,067$ ($min = 0,1\text{kN}$, $max = 1,5\text{kN}$), $T = 20^\circ\text{C}$, $f = 1\text{Hz}$)



(b) A650/F/EL ($R_{force} = 0,067$ ($min = 0,1\text{kN}$, $max = 1,5\text{kN}$), $T = 650^\circ\text{C}$ (au joint de grains), $f = 1\text{Hz}$)

FIGURE 5.3 – Boucles déplacement/charge obtenues expérimentalement et numériquement pour les éprouvettes à entaille large

thermique du pied d'aube vers la baignoire avec une température croissante mais variant aussi selon la position des entailles. En effet, la position des entailles perturbe la conduction de la chaleur et du flux. Plus l'entaille se situe loin du bord d'attaque et plus cette partie de l'éprouvette de structure sera chaude pour pouvoir amener le joint de grains à la température désirée. De plus, plus la température est élevée et plus le gradient thermique augmente.

Enfin, la simulation de l'éprouvette à entaille fine A950/F/EF (cf. Figure 5.5) donne un déplacement assez différent de la réalité, on sous-estime le déplacement avec la simulation. Ici encore, comme le gradient thermique n'est pas représentatif de la réalité, nous n'obtenons pas les déplacements suffisants, l'hypothèse du gradient linéaire est incorrecte.

Les simulations sur éprouvettes de cisaillement bicristalline et monocristalline ont été effectuées mais le déplacement obtenu en fonction de la charge n'a pas été montré car il est quasiment nul. On a donc un comportement mécanique simulé différent du comportement expérimental. On peut encore une fois supposer que le gradient thermique linéaire induit une erreur au niveau du comportement simulé. Mais cette erreur ne suffit pas à traduire cette différence de comportement. On peut donc se questionner au niveau des conditions aux limites appliquées qui sont toutefois les mêmes que pour les simulations précédentes sur éprouvettes de structure.

Avec les hypothèses formulées dans les simulations numériques des éprouvettes testées, on peut dire que globalement, la loi de comportement utilisée traduit correctement le déplacement de l'éprouvette de structure durant les essais. Mais, on remarque que pour les deux éprouvettes de structure testées à 950°C , dans un cas, le comportement simulé est trop raide (éprouvette de structure A950/F/EM) et dans l'autre le comportement simulé est trop souple (éprouvette de structure A950/F/EF). Cette différence est importante pour l'analyse de la durée de vie, puisque nous nous intéressons principalement à la zone du joint de grains dans une zone microscopique alors que la réponse macroscopique obtenue n'est pas en accord avec l'expérience.

5.1.2 Zones de concentration de contrainte

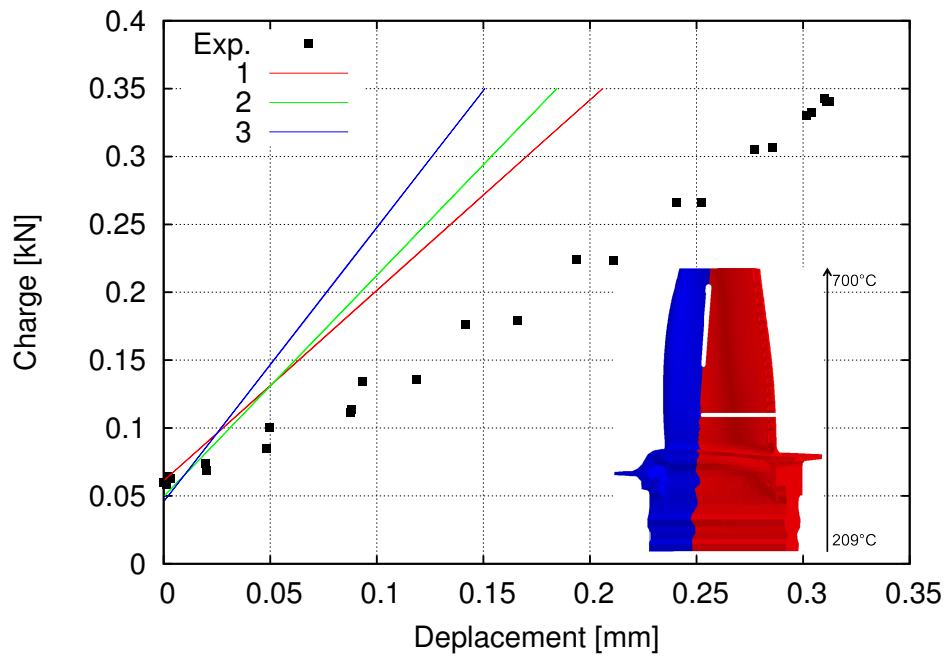
Nous avons voulu comparer les zones d'endommagement obtenus expérimentalement avec les zones de concentrations de contrainte calculées par simulation numériques dans les mêmes conditions d'essai. La question qui se pose est de savoir si les zones de concentration de contraintes obtenues par simulations numériques sont représentatives des zones d'endommagement obtenues expérimentalement ?

Les simulations sont détaillées par type d'essais (entaille large, entailles multiples, etc...)

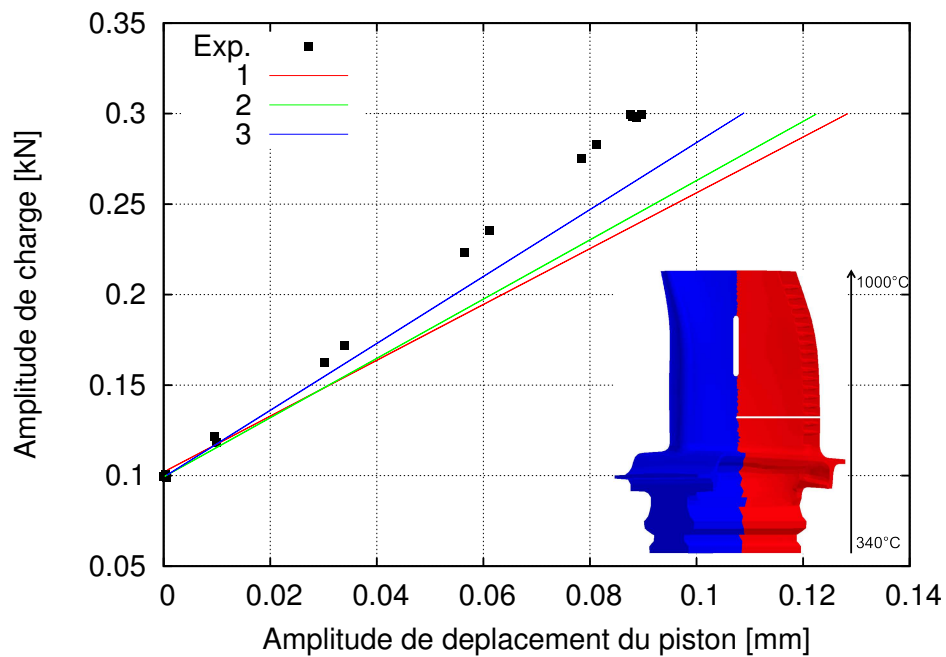
Entaille large

Pour le cas des éprouvettes de structure à entaille large, la simulation de l'éprouvette A20/F/EL a montré une zone à fortes concentrations de contrainte au niveau du bord d'attaque proche de la plate forme. Ce résultat de simulation est confirmé par l'expérience puisque comme le rappelle la Figure 5.6, l'amorçage de la fissure se situe au niveau du BA pour se propager vers l'entaille au niveau de l'intrados.

Pour l'éprouvette de structure A650/F/EL, les résultats sont présentés par la Figure 5.7. Le gradient thermique induit par le chauffage par induction a été reproduit le plus fidèlement possible sur le maillage. Malgré cela, la zone de concentrations de contraintes reste la même que celle de l'éprouvette de structure A20/F/EL, elle est donc localisée plus bas que celle obtenue expérimentalement. L'augmentation de la température n'a pas contribué à déplacer la zone de concentration de contrainte du bord d'attaque, comme nous l'avons observé expérimentalement, mais le gradient semble simplement modifier la position de la seconde zone de concentration de contraintes dans la grosse entaille.



(a) A650/F/EM/1 ($R_{force} = 0,14$ ($min = 0,05kN$, $max = 0,35kN$), $T = 650^{\circ}C$ (au joint de grains), $f = 1Hz$)



(b) A950/F/EM ($R_{force} = 0,33$ ($min = 0,1kN$, $max = 0,3kN$), $T = 950^{\circ}C$ (au joint de grains), $f = 1Hz$)

FIGURE 5.4 – Boucles déplacement/charge obtenues expérimentalement et numériquement pour les éprouvettes à entailles multiples

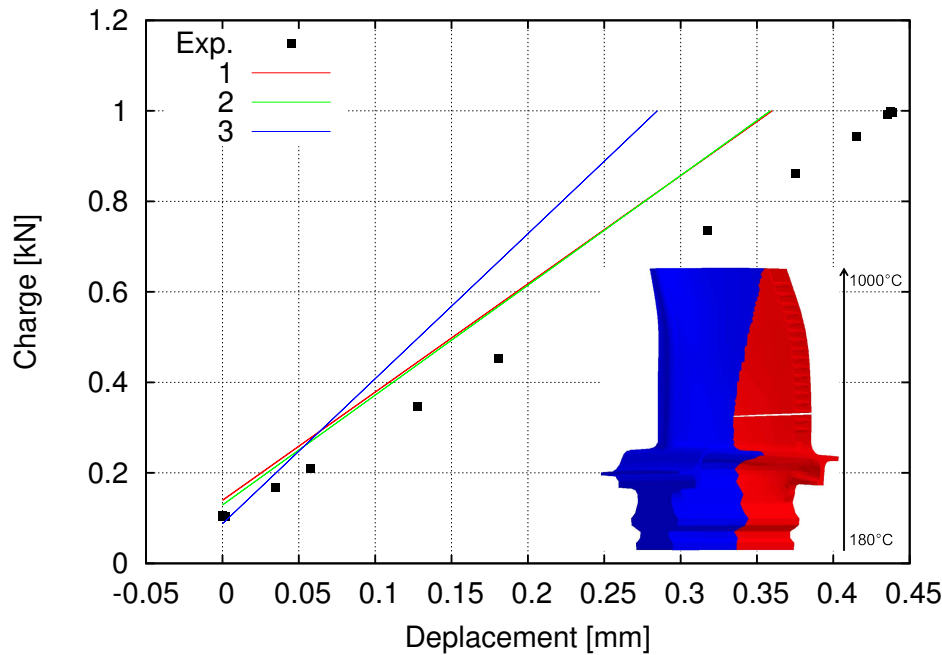


FIGURE 5.5 – Boucles déplacement/charge obtenues expérimentalement et numériquement pour l'éprouvette de structure A950/F/EF ($R_{force} = 0,1$ ($min = 0,1kN$, $max = 1kN$), $T = 950^{\circ}C$ (au joint de grains), $f = 1Hz$)

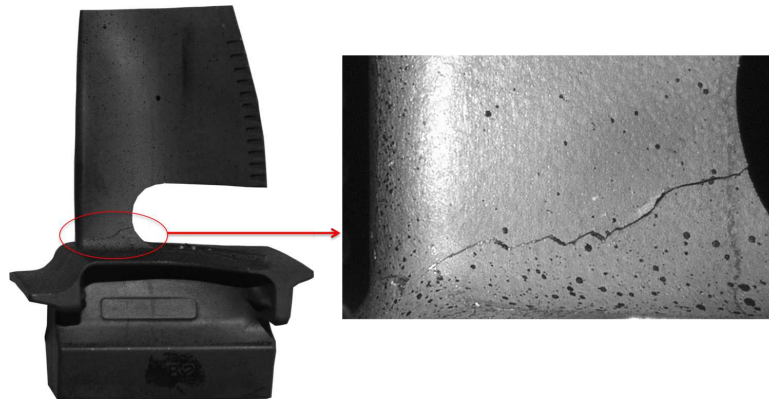
L'amorçage ne paraît pas avoir été influencé par cela puisque'il se produit sur le bord d'attaque. On peut supposer que notre description du gradient thermique est à l'origine de ce biais dans les résultats numériques.

Entailles multiples

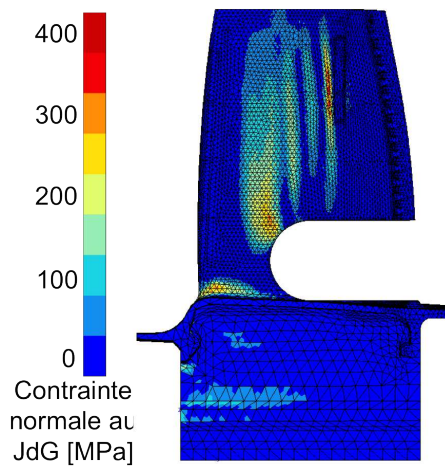
Sur les trois éprouvettes à entailles multiples, une seule éprouvette n'a pu être maillée donc simulée comme nous l'avons déjà expliqué dans le chapitre 5.1. Pour les deux autres éprouvettes, nous avons comparé la contrainte calculée normale au plan moyen du joint de grains avec la zone de fissuration de l'éprouvette lors de l'essai.

La comparaison de la simulation à l'essai de l'éprouvette A650/F/EM/1 est illustrée sur la Figure 5.8. Lors de l'essai, le joint de grains a eu une influence partielle sur la propagation de fissure, c'est à dire que tout au long de la zone utile, la rupture est alternativement intergranulaire et intragranulaire en surface. La fissuration est confinée dans la zone contenant le joint de grains. Quand on regarde les concentrations de contraintes normales au plan moyen du joint de grains dans la simulation, on s'aperçoit que la zone de concentration de contrainte est définie par un effet de structure et non un effet de joint de grains comme le laissait prévoir l'essai. On peut constater que le niveau de contrainte près du joint de grains est faible, c'est pourquoi la durée de vie de cette éprouvette de structure est relativement élevée (180 000 cycles).

Les résultats de la simulation sont présentés sur la Figure 5.10 pour l'éprouvette A950/F/EM. On remarque que les concentrations de contrainte se situent principalement dans la zone contenant le joint de grains mais légèrement décalées par rapport au joint. On a donc une indication de la zone de rupture mais qui ne prend pas en compte la fragilité relative du joint de grains puisque lors de l'essai de flexion effectué, il est clair que le joint de grains a eu une influence sur la durée de vie puisque la

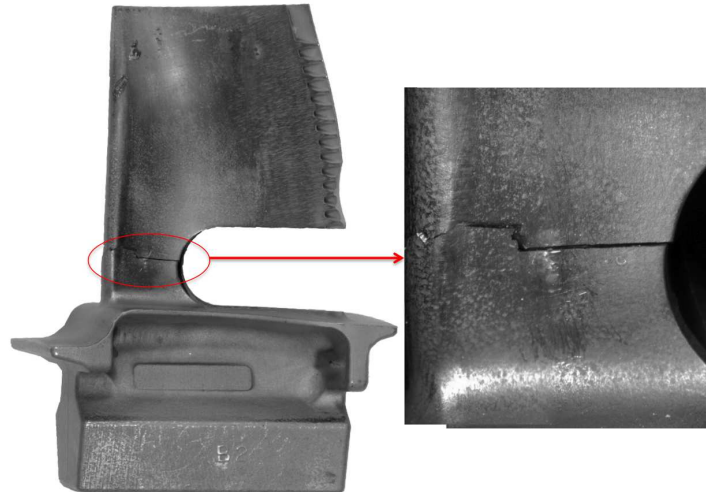


(a) Zone d'amorçage et de propagation de fissure lors de l'essai

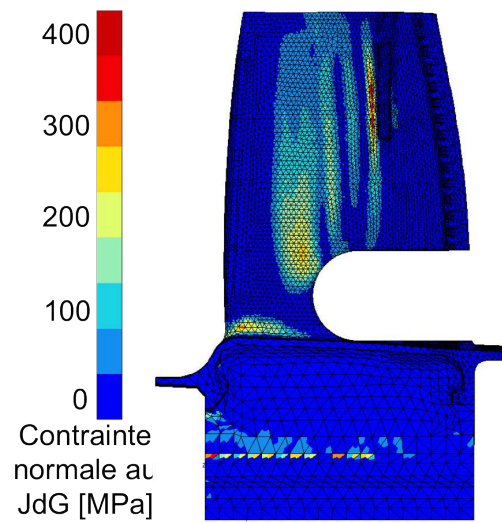


(b) Zones de concentration de contraintes calculées numériquement

FIGURE 5.6 – Comparaison entre la zone d'endommagement observée et la zone de concentration de contraintes calculée numériquement de l'éprouvette de structure A20/F/EL ($T : 20^{\circ}\text{C}$, $F_{max} : 1,5\text{kN}$, $f: 1\text{Hz}$, $R_{force} : 0,067$)

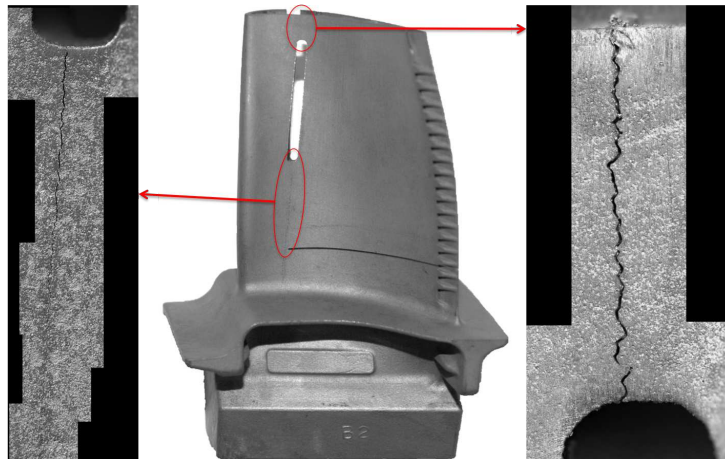


(a) Zone d'amorçage et de propagation de fissure lors de l'essai

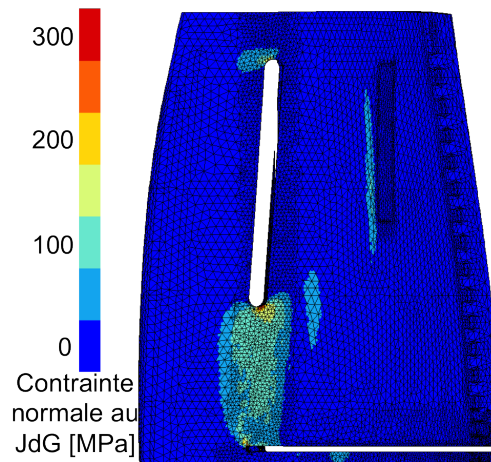


(b) Zones de concentration de contraintes calculées numériquement

FIGURE 5.7 – Comparaison entre la zone d'endommagement expérimentale et la zone de concentration de contraintes calculée numériquement de l'éprouvette de structure A650/F/EL ($T : 650^{\circ}C$, $F_{max} : 1,5kN$, $f : 1Hz$, $R_{force} : 0,067$)



(a) Zone d'amorçage et de propagation de fissure lors de l'essai



(b) Zones de concentration de contraintes calculées numériquement

FIGURE 5.8 – Comparaison entre la zone d'endommagement observée et la zone de concentration de contrainte calculée numériquement de l'éprouvette de structure A650/F/EM/1 ($T : 650^{\circ}C$, $F_{max} : 0,3kN$, $f : 1Hz$, $R_{force} : 0,33$)

rupture a été totalement intergranulaire. La simulation nous renseigne donc sur la zone de rupture mais en aucun cas sur le rôle du joint de grains dans cette rupture si l'on considère uniquement la contrainte normale au plan moyen du joint de grains.

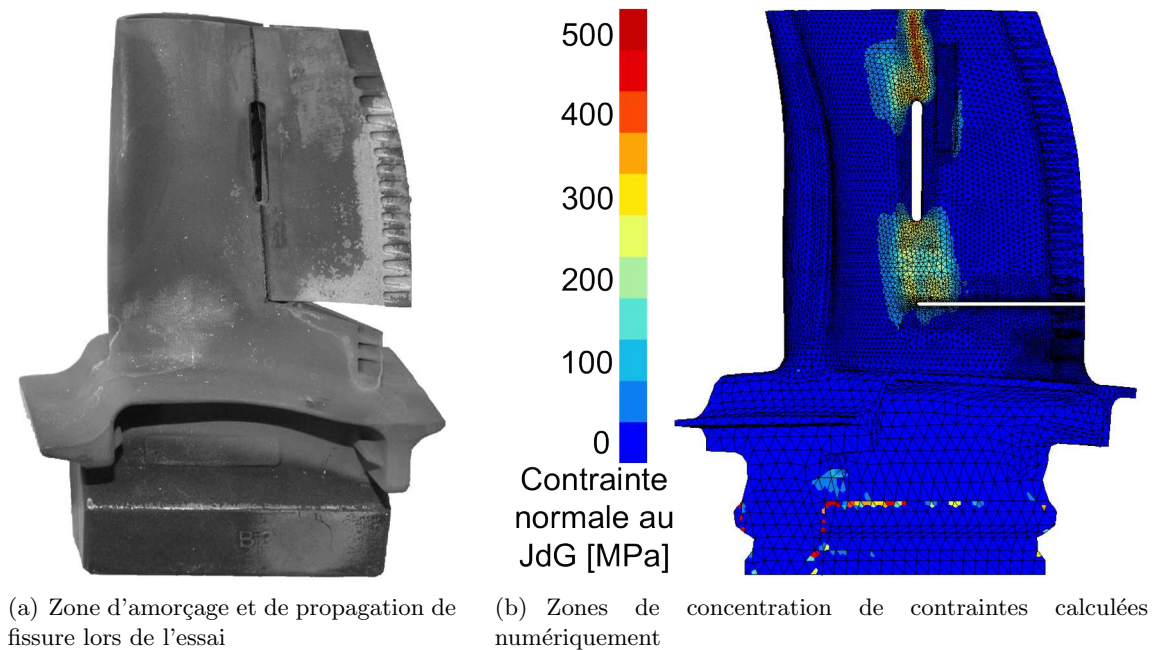


FIGURE 5.9 – Comparaison entre la zone d'endommagement observée et la zone de concentration de contraintes calculée numériquement de l'éprouvette de structure A950/F/EM ($T : 950^{\circ}C$, $F_{max} : 0,3kN$, $F : 1Hz$, $R_{\sigma} : 0,33$)

Entaille fine

La particularité de l'essai sur l'éprouvette A950/F/EF est qu'elle a montré deux types de ruptures distinctes :

- aux hautes températures (proche de la baignoire), la rupture a été totalement intergranulaire ;
- aux plus basses températures ($\leq 800^{\circ}C$), la rupture est devenue intragranulaire.

Lorsqu'on considère sur les résultats obtenus par simulations numériques (cf. Figure 5.10), on remarque que la concentration de contrainte se situe au niveau de la frontière entre la rupture inter et intragranulaire. Par contre, il n'y a aucune concentration de contrainte au niveau du joint de grains dans la partie supérieure, c'est à dire proche de la baignoire. A nouveau, nous n'obtenons pas d'influence précise au niveau de la zone du joint de grains sur les concentrations de contrainte dans les simulations numériques. Nous avons cependant une indication de la zone de rupture de l'éprouvette.

Cisaillement

Les éprouvettes de cisaillement monocristalline et bicristalline se sont fissurées dans la même zone, c'est à dire au niveau d'un renfort présent dans l'éprouvette de structure. Il n'y a eu aucune influence du joint de grains sur l'endommagement et la rupture de l'éprouvette. Les résultats de simulation numérique sont présentés sur la Figure 5.11. Comme le mode de sollicitation est plus complexe que pour les éprouvettes de flexion, nous n'avons pas reporté une représentation selon une contrainte

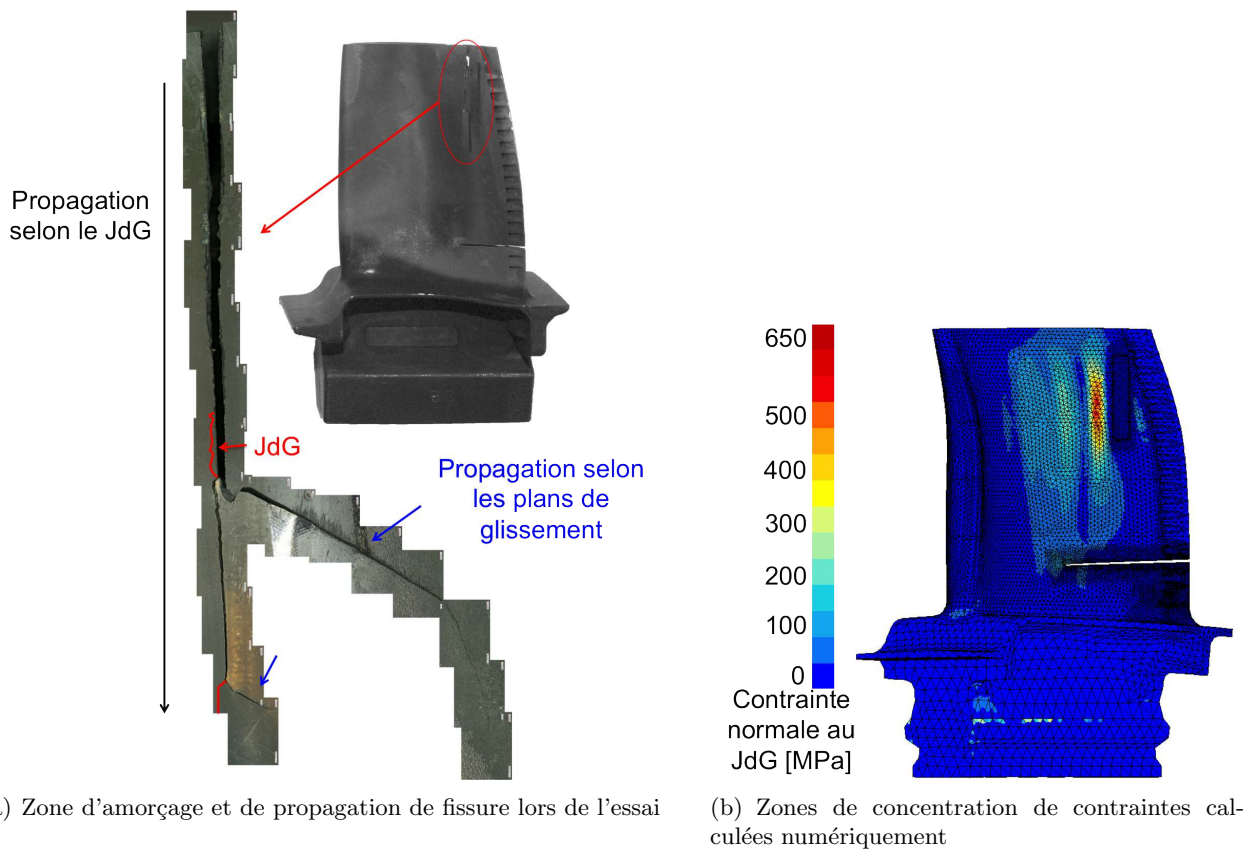


FIGURE 5.10 – Comparaison entre la zone d'endommagement expérimentale et la zone de concentration de contrainte calculée numériquement de l'éprouvette de structure A950/F/EF ($T : 950^{\circ}C$, $F_{max} : 1kN$, $f : 1Hz$, $R_{force} : 0,1$)

normale au joint de grains mais plutôt selon la contrainte de von Mises. Cette contrainte de von Mises n'est pas spécialement localisée au niveau du renfort.

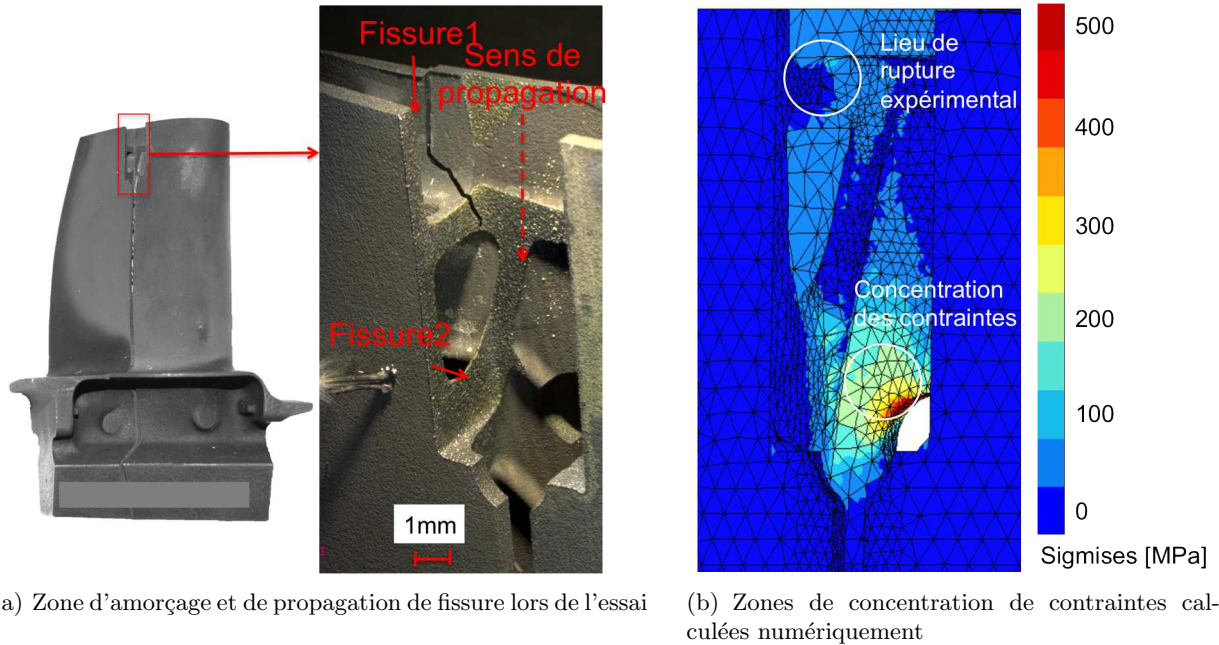


FIGURE 5.11 – Comparaison entre la zone d'endommagement observée et la zone de concentration de contraintes calculée numériquement de l'éprouvette de structure A650/C ($T : 650^{\circ}C$, $F_{max} : 0,5kN$, $f : 1Hz$, $R_{force} : 0,33$)

Comme nous l'avons montré, le fait d'introduire deux grains au sein d'une éprouvette de structure avec des orientations différentes n'induit pas de concentration de contrainte au niveau du joint de grains. Suivant l'orientation cristallographique implémentée, il y a une augmentation de la contrainte dans le grain mais pas de phénomène de concentration de contrainte au niveau du joint de grains. Les simulations nous aident quant à la localisation globale de l'endommagement mais sans mettre en évidence le rôle du joint de grains dans la rupture.

Pour résumer ces premières analyses, nous pouvons dire que :

- les simulations sur éprouvettes de structure à large entaille montrent une bonne localisation de la contrainte correspondant à la zone d'amorçage de la fissure, sauf pour l'éprouvette à haute température avec une zone d'amorçage prévue un peu trop basse par rapport à la réalité ;
- les simulations sur éprouvettes de structure à entailles multiples montrent une localisation des contraintes dans la zone du joint de grains mais pas au niveau du joint de grains en lui-même ;
- la simulation sur l'éprouvette de structure à fine entaille montre une forte concentration de contrainte au niveau du joint de grains ;
- les simulations sur éprouvette de structure en cisaillement montrent que le joint de grains n'a eu aucune influence sur l'amorçage de fissure. Une analyse des résultats de simulation montre que les concentrations de contrainte se situent au niveau du fond d'entaille. Or la rupture s'est produite le long d'un renfort qui ne semble pas être particulièrement contraint lors de la simulation. Nous pouvons supposer que là encore, le gradient thermique approché linéaire n'est pas représentatif du gradient thermique réel.

On suppose donc qu'expérimentalement, le joint de grains induit des concentrations de contrainte qui ne sont pas mises en évidence lors des simulations numériques. Ce rôle doit être reporté au niveau d'une loi de fatigue spécifique au voisinage du joint de grains que nous n'avons pas mis en place. Pour

savoir si le joint de grains a effectivement un rôle sur la durée de vie, nous allons comparer les résultats de calculs obtenus dans le cas d'une éprouvette de structure monocristalline à ceux d'une éprouvette de structure bicristalline.

Comparaison entre deux éprouvettes de type structure l'une bicristalline et l'autre monocristalline

Nous avons voulu simuler le comportement d'éprouvettes monocristalline et une bicristalline afin de voir l'influence de la présence du joint de grains sur les concentrations de contrainte et les concentrations des glissements représentatifs de la plasticité. Sur l'étude de cas simples, nous avons remarqué que la rugosité du joint de grains ainsi que la désorientation relative entre les deux grains avait une influence sur les concentrations de contraintes et des glissements. Cependant, quand on effectue un calcul sur structure plus complexe comme c'est le cas pour les aubes, cet effet de concentration de contrainte au niveau du joint n'est pas visible et ce quelle que soit la désorientation cristalline choisie comme le montre la Figure 5.12 illustrant la concentration de contrainte dans la direction normale au joint de grains entre une aube monocristalline (direction du grain selon [001]) et une aube bicristalline (éprouvette de structure A950/F/ME dont l'orientation relative entre les grains est de 42/43/44°) toutes deux sollicitées à 950°C sous un rapport de charge de 0,33. Nous avons choisi cette éprouvette de structure en exemple car c'est sur cet essai que le joint de grains a eu une plus grosse influence sur la durée de vie de la structure puisque la fissure s'est propagée tout le long du joint de grains.

On remarque sur la confrontation des résultats entre simulations sur éprouvettes bicristalline et monocristalline de type structure que la différence de concentration de contrainte est quasi inexistante entre les deux simulations malgré la présence du joint de grains et d'une désorientation relative importante au niveau de l'axe primaire. Par contre, quand on considère les glissements, on remarque une différence entre les deux simulations, surtout pour le cas du glissement cubique. Les glissements cubiques se concentrent au niveau du joint de grains dans le cas de l'éprouvette bicristalline et ne sont donc quasiment pas présent dans le cas de l'éprouvette monocristalline. Les glissements octaédriques cumulés sont sensiblement situés dans la même région avec une valeur similaire, que l'éprouvette soit monocristalline ou bicristalline. Ils sont indicateurs des zones plastifiées au niveau de la structure. Nous observons, par contre, une différence de concentration des glissements cubiques entre les deux simulations : les glissements de nature cubiques sont concentrés au niveau du joint de grains et indiquent par conséquent l'influence du glissement cubique.

Ainsi, l'influence du joint de grains dans les simulations peut être représenté par les glissements cubiques pour ces conditions d'essai particulières.

5.1.3 Eprouvettes de structure testées à 950°C

Une étude numérique plus approfondie a été faite sur les éprouvettes de structure testées à 950°C puisque c'est sur les simulations de ces éprouvettes que le critère de durée de vie va être appliqué. Cette étude permet de rendre compte des paramètres plus ou moins représentatifs de l'influence du joint de grains.

Tout d'abord, nous nous sommes intéressés plus particulièrement aux glissements qui semblent décrire l'influence du joint de grains. Les résultats des simulations sur les éprouvettes de structures A950/F/ME et A950/F/EF sont présentés sur les Figures 5.12 et 5.13. On remarque sur ces figures que les glissements de nature octaédrique ont plutôt tendance à se concentrer aux endroits où la géométrie de la structure semble la plus faible mécaniquement. Quant aux glissements cubiques, ils sont concentrés au niveau du joint de grains. Or cette éprouvette s'est fissurée intégralement le long

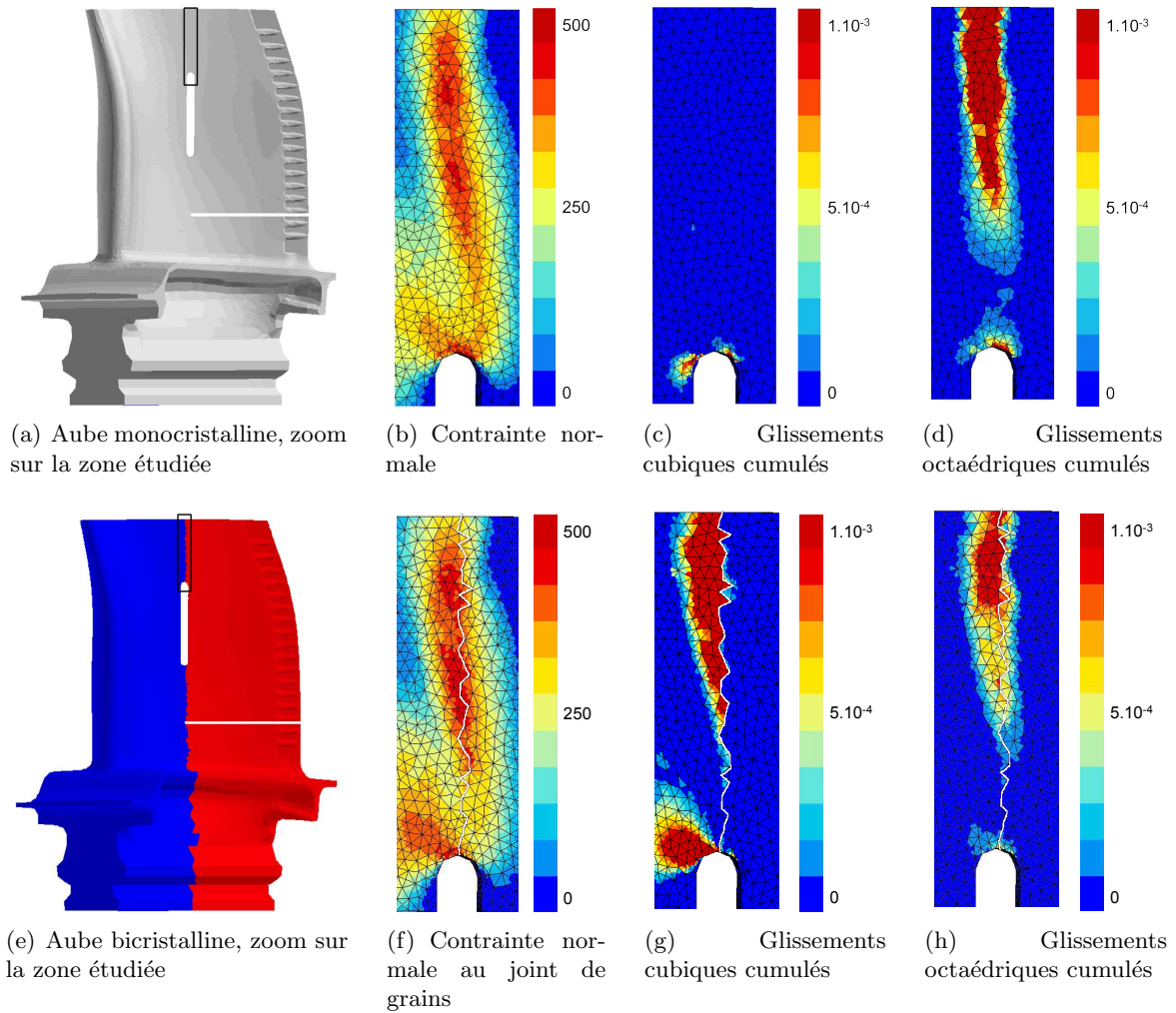


FIGURE 5.12 – Calcul numérique d’une aube monocristalline dont le grain est orienté selon la direction $[001]$ (a,b,c,d) et testée sous les mêmes conditions que l’éprouvette de structure A950/F/ME ($T = 950^{\circ}\text{C}$, $R_{Charge} = 0,33$ et $F = 1\text{Hz}$) dont la désorientation relative entre les deux grains est de $42/43/44^{\circ}$

du joint de grains lors des essais mécaniques. On peut donc supposer que le glissement cubique est un indicateur de la rupture du joint de grains.

Cependant, le rôle du joint de grains n'est pas toujours décrit parfaitement. C'est le cas de la simulation de l'éprouvette de structure A950/F/EF. Cette éprouvette de structure s'est fissurée selon le joint de grains à une température de 950°C et selon les plans cristallographiques à une température d'environ 800°C . La fissuration le long du joint de grains s'est effectuée de la baignoire jusqu'à ce que la fissure bifurque vers les plans de glissements activés (cf. Figure 5.10). Or, la simulation numérique ne montre pas du tout l'effet du joint de grains au niveau des hautes températures puisqu'il n'y a aucune concentration de contrainte ou de glissement dans cette zone. On a donc une description partielle du rôle du joint de grains sur la durée de vie de l'éprouvette de type structure.

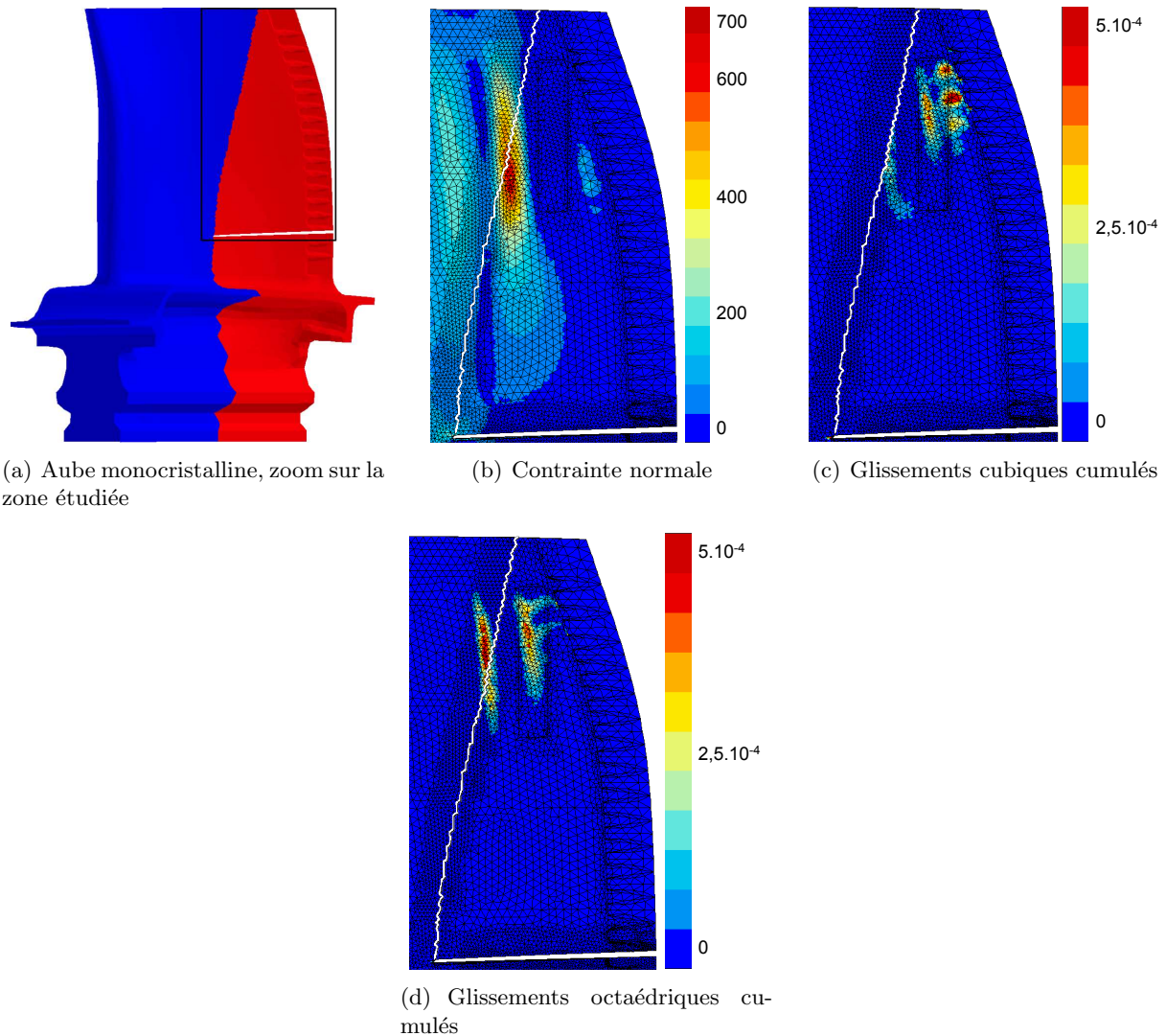


FIGURE 5.13 – Glissements cumulés au 9ème cycle de chargement pour l'éprouvette de structure A950/F/EF dont le rapport de charge est de 0,1 ($T = 950^{\circ}\text{C}$, $R_{force} = 0,33$ et $f = 1\text{Hz}$)

Nous pouvons également nous intéresser au comportement mécanique de part et d'autre du joint de grains pour tenter de comprendre son influence sur la ruine de notre structure. Pour cela, nous allons définir une zone de part et d'autre du joint de grains représentant un volume de $4\text{-}5\text{mm}^3$ dans la région où la valeur des glissements octaédriques cumulés, représentatif de la plasticité, est la plus

élevée au niveau du joint de grains. Nous avons choisi de ne considérer que cette petite zone au lieu de toute la longueur du joint de grains au niveau de l'éprouvette de structure pour ne prendre en compte qu'une zone où la concentration de glissement octaédrique cumulé est la plus grande. Enfin, nous ne retiendrons que les éléments de la peau de l'intrados qui sont en traction comme pour les éléments des éprouvettes de type élément de volume. Cette zone peut être divisée en deux parties, une pour chacun des grains. Elle est représentée sur la Figure 5.14 pour chacune des éprouvettes de structure testées à 950°C.

Ainsi, sur cette zone considérée, toutes les grandeurs étudiées sont moyennées au niveau de chaque grain. Nous avons choisi de considérer une moyenne plutôt que de prendre la valeur maximale, car la maximale est fortement lié au maillage.

Les boucles de contrainte normale au plan du joint de grains σ_m ou de taux de cisson sur le système le plus actif τ_m en fonction de la déformation normale au plan du joint de grains ont été tracées pour 20 cycles de chargement pour les deux éprouvettes de structure sur les Figures 5.15 et 5.16 pour les éprouvettes A950/F/EM et A950/F/EF respectivement.

Les boucles relatives à l'éprouvette de structure A950/F/EM (cf. Figures 5.15(b) et 5.17(b)) montrent un effet de rochet qui semble se stabiliser au fur et à mesure des cycles. Cet effet se produit lorsque la réponse de l'éprouvette n'atteint jamais un état stabilisé, c'est à dire que la déformation plastique croît sans cesse, ce qui provoque une ruine prématurée de la structure. Cet effet de rochet est présent lors des premiers cycles de chargement et s'atténue au fur et à mesure du cyclage pour obtenir une plasticité quasi infinitésimale après 20 cycles numériques. Quant aux boucles de l'éprouvette de structure A950/F/EF (cf. Figures 5.16(b) et 5.18(b)), elles sont stabilisées et ne présentent pas d'effet de rochet. Les éprouvettes ont été sollicitées avec un rapport de force positif qui induit une contrainte moyenne, de 186 MPa pour l'éprouvette 1950/F/EF et de 118 MPa pour l'éprouvette A950/F/EM.

Nous nous sommes également intéressés à l'historique des boucles des taux de cisson τ en fonction du glissement γ sur les 12 systèmes octaédriques pour les deux éprouvettes de structure testées à 950°C. L'existence de ces boucles est dépendante des systèmes de glissements activés. Nous avons tracé l'historique du chargement pendant 20 cycles présenté sur la Figure 5.19. Pour les deux éprouvettes de structure, le système le plus actif est le 10, car il présente la valeur du glissement au cours des cycles la plus élevée.

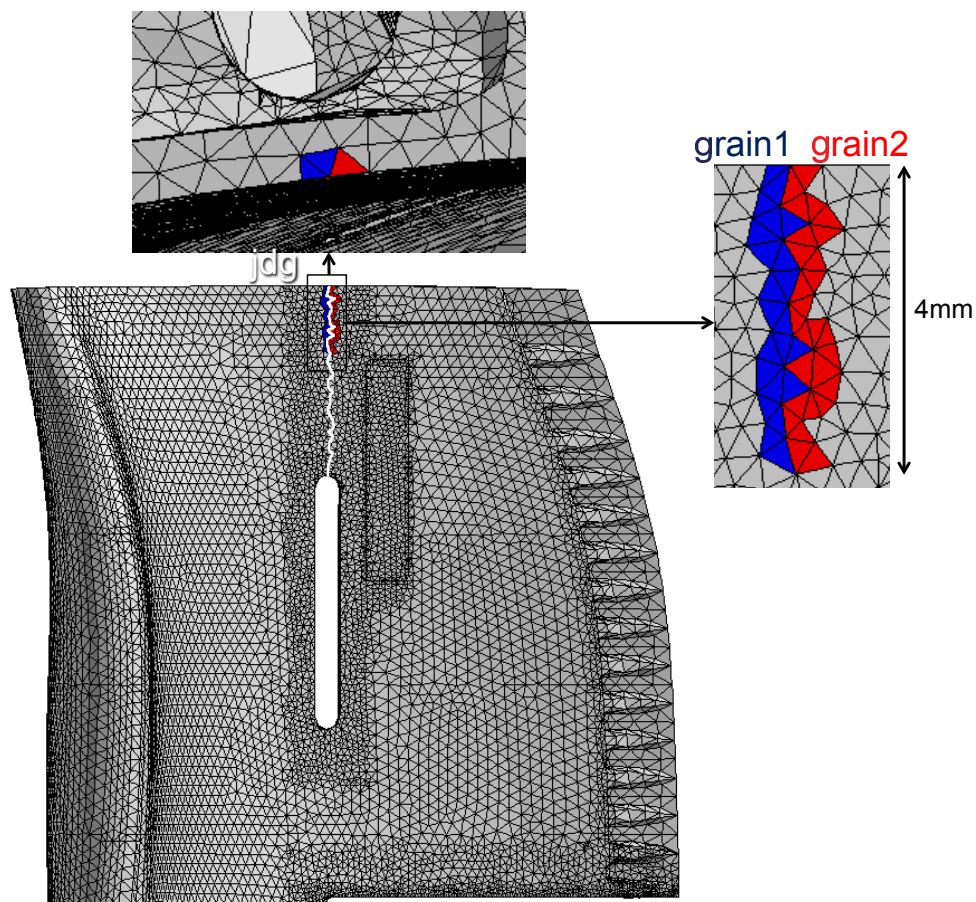
Il convient de souligner que la réponse macroscopique des éprouvettes de structure sollicitées à 950°C n'est pas exactement en accord avec l'expérience en raison de l'introduction du gradient thermique linéaire qui ne correspond pas rigoureusement au gradient thermique subi par l'éprouvette de structure lors de l'essai. Il faut donc rester prudent dans notre analyse microscopique au niveau de la zone de 4-5mm³ autour du joint de grains pour définir l'influence des différents paramètres étudiés comme la variation du taux de cisson, le glissement octaédrique cumulé, etc...

5.1.4 Bilan

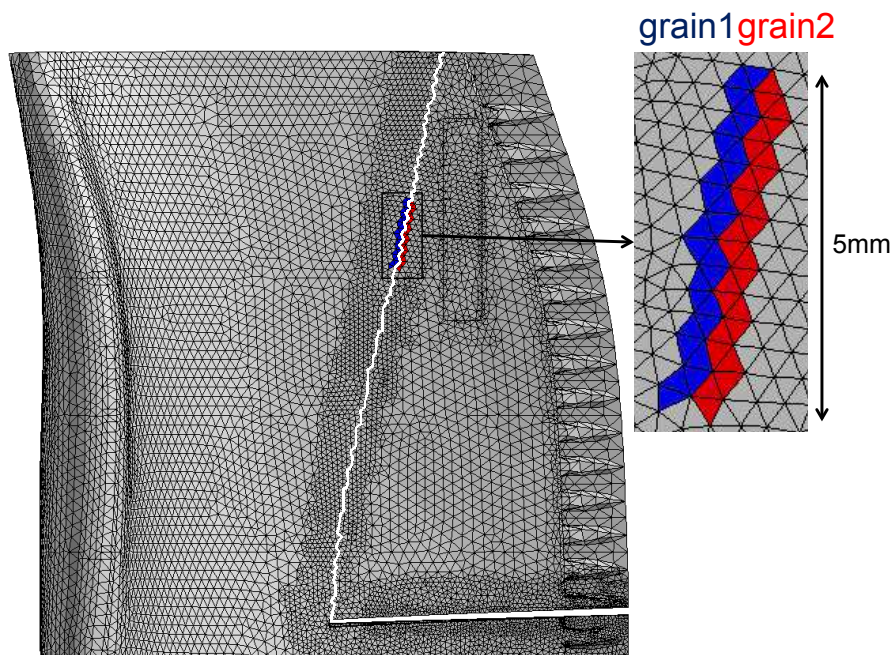
Les différentes simulations effectuées montrent que nous pouvons prédire la zone de rupture de l'éprouvette de structure. Par contre, le rôle du joint de grains sur cette rupture ne peut être déterminé par les simulations numériques.

Nous avons mis en évidence à l'aide des simulations sur éprouvettes de structure l'effet du joint de grains dans les simulations grâce principalement aux glissements cubiques. La représentation en contrainte ne suffit pas à rendre compte du rôle du joint de grains dans les simulations.

Des analyses numériques plus fines ont été faites sur les deux éprouvettes de structure sollicitées à 950°C. On remarque pour ces deux éprouvettes que les boucles de contrainte en fonction de la déformation montrent un petit effet de rochet qui semble saturer au fur et a mesure des cycles de chargement. Il est toutefois plus important pour l'éprouvette A950/F/EM que pour l'éprouvette A950/F/EF.

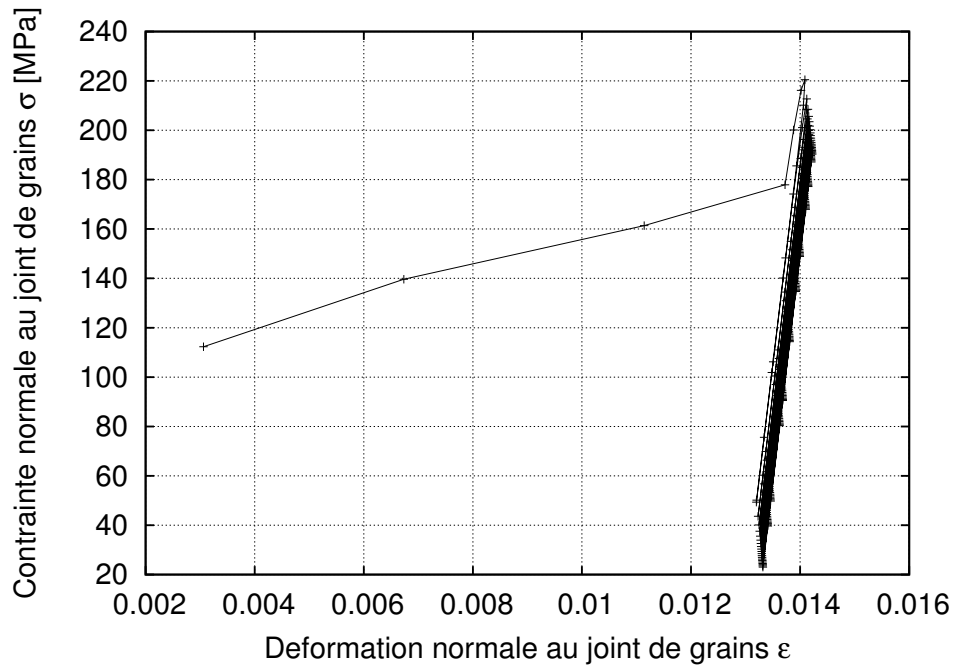


(a) Zone prise en compte pour l'éprouvette de structure A950/F/EM

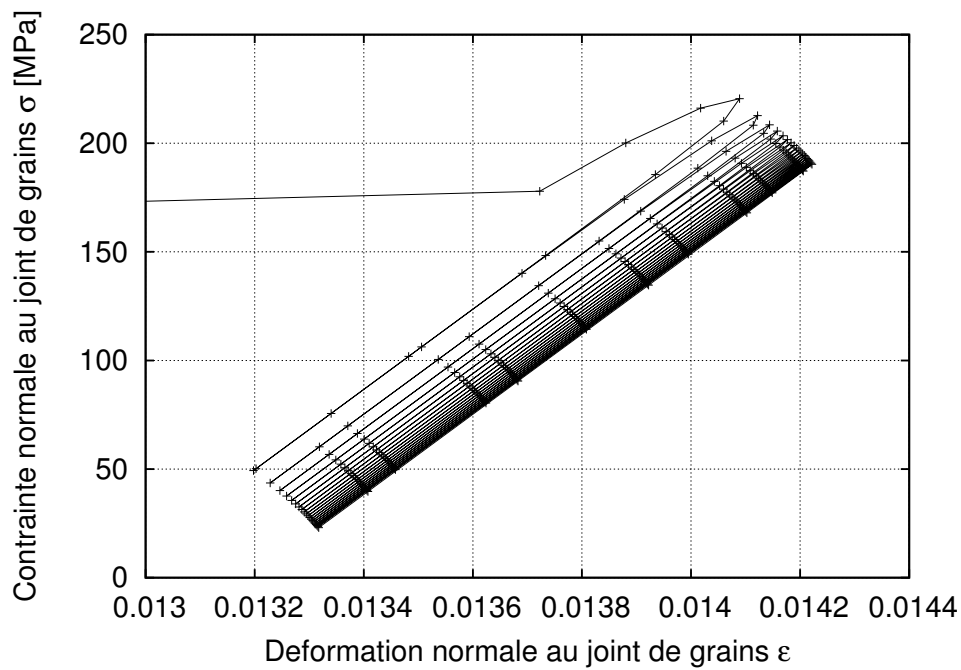


(b) Zone prise en compte pour l'éprouvette de structure A950/F/EF

FIGURE 5.14 – Zones prises en compte dans le calcul des différentes boucles



(a) Boucles de contrainte en fonction de la déformation



(b) Zoom sur les boucles

FIGURE 5.15 – Historique des boucles de la contrainte normale au plan moyen du joint de grains en fonction de la déformation pour 20 cycles de chargement pour l'éprouvette A950/F/EM.

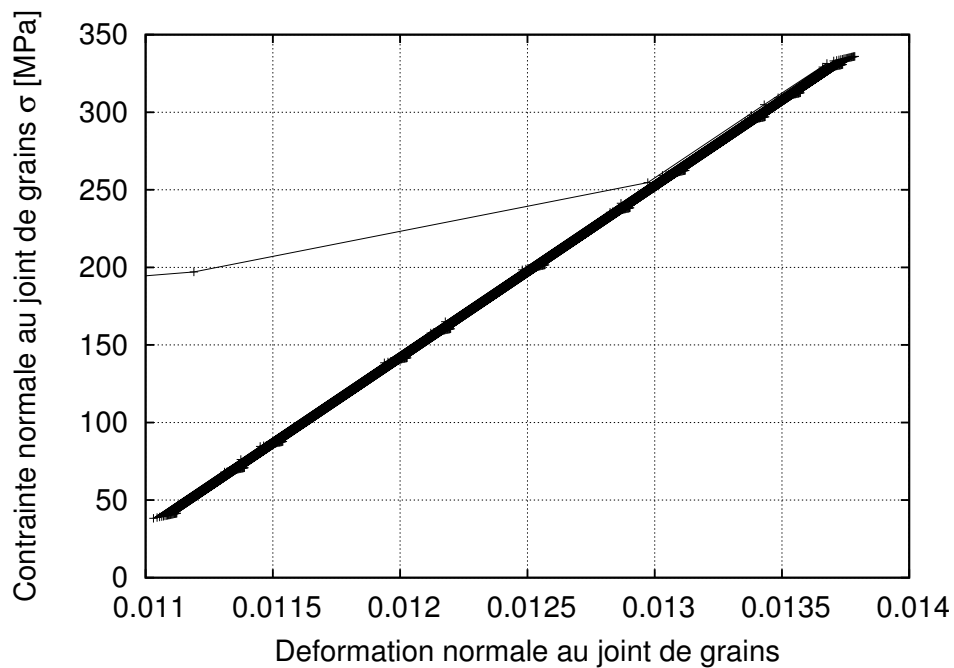
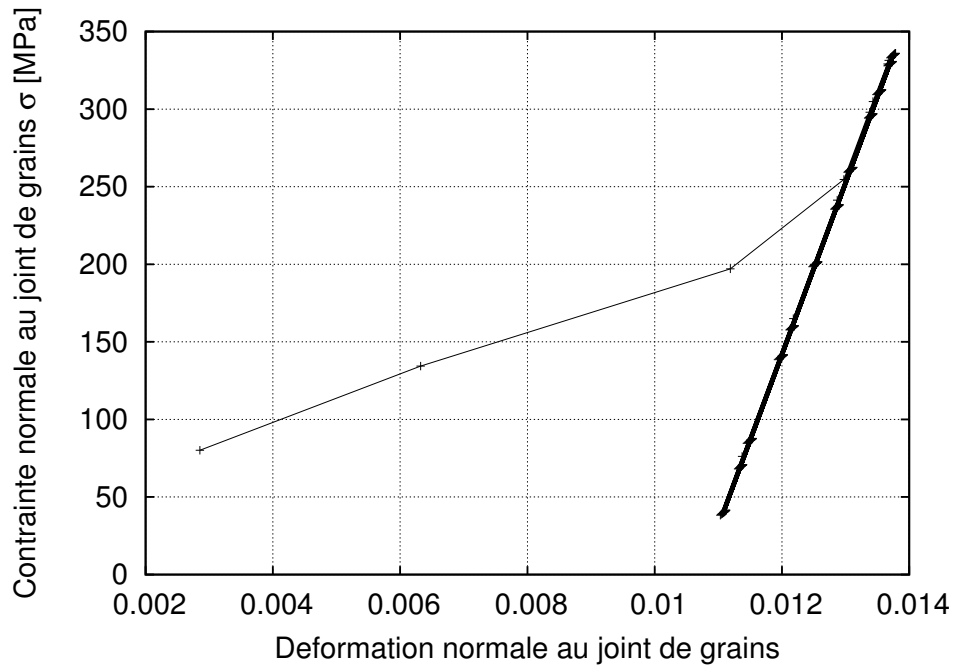
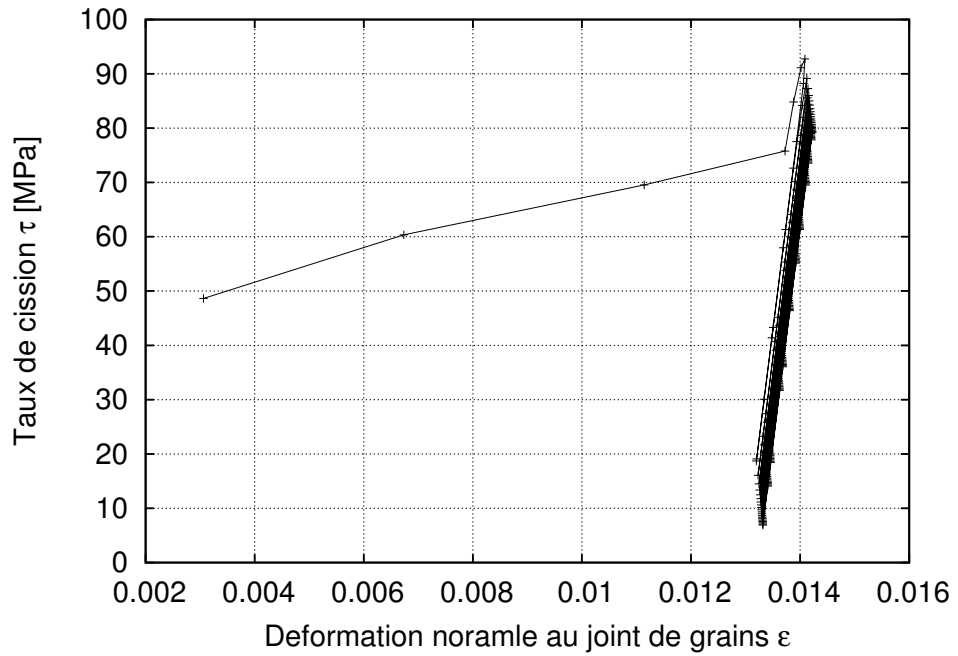
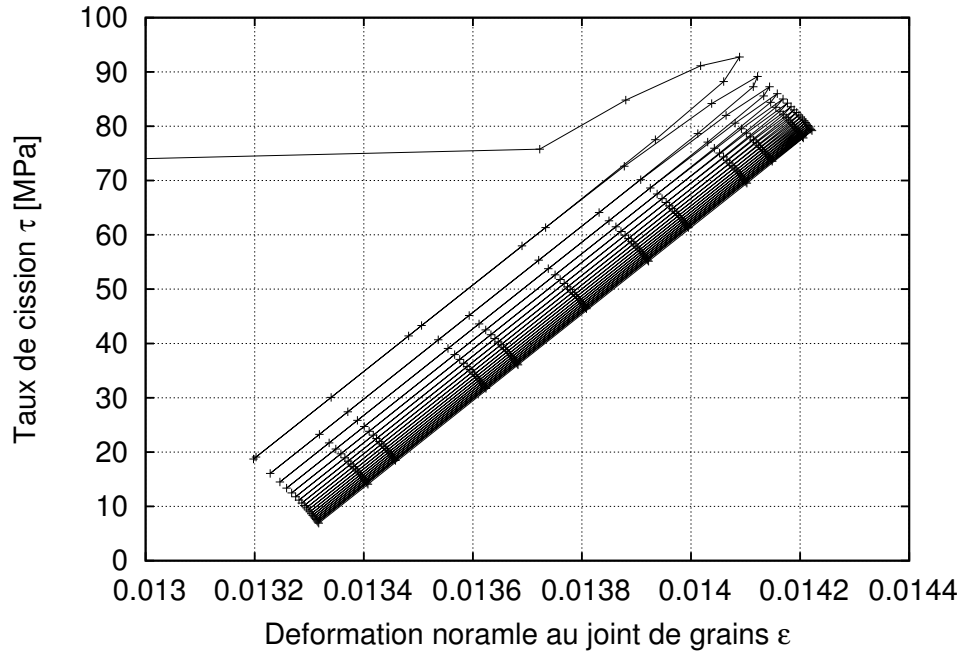


FIGURE 5.16 – Historique des boucles de la contrainte normale au plan moyen du joint de grains en fonction de la déformation pour 20 cycles de chargement pour l'éprouvette A950/F/EF.

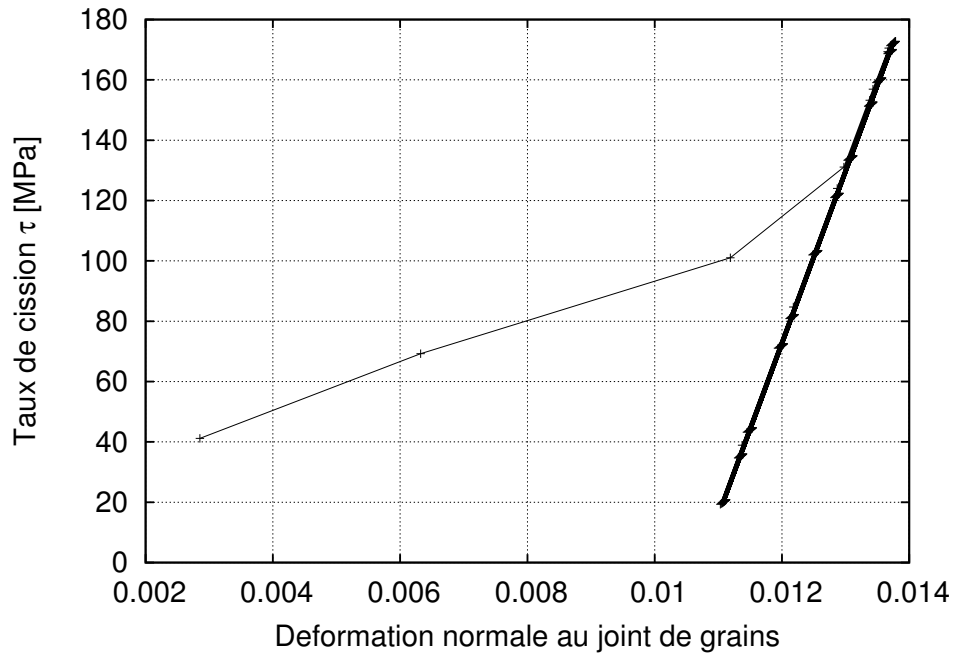


(a) Boucles de contrainte en fonction de la déformation

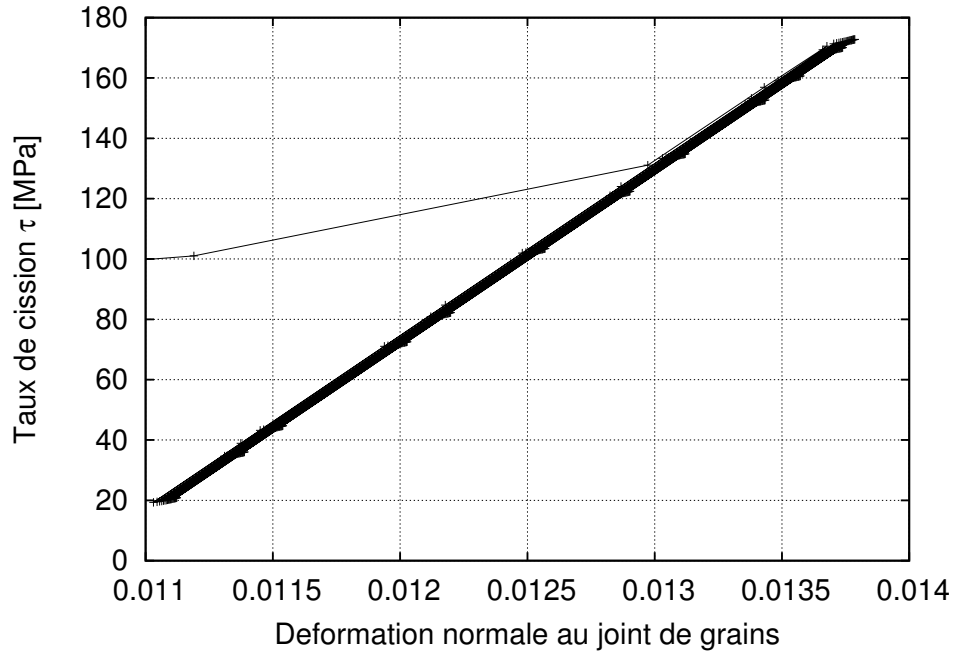


(b) Zoom sur les boucles

FIGURE 5.17 – Historique des boucles du taux de cisssion τ en fonction de la déformation pour 20 cycles de chargement pour l'éprouvette A950/F/EM.

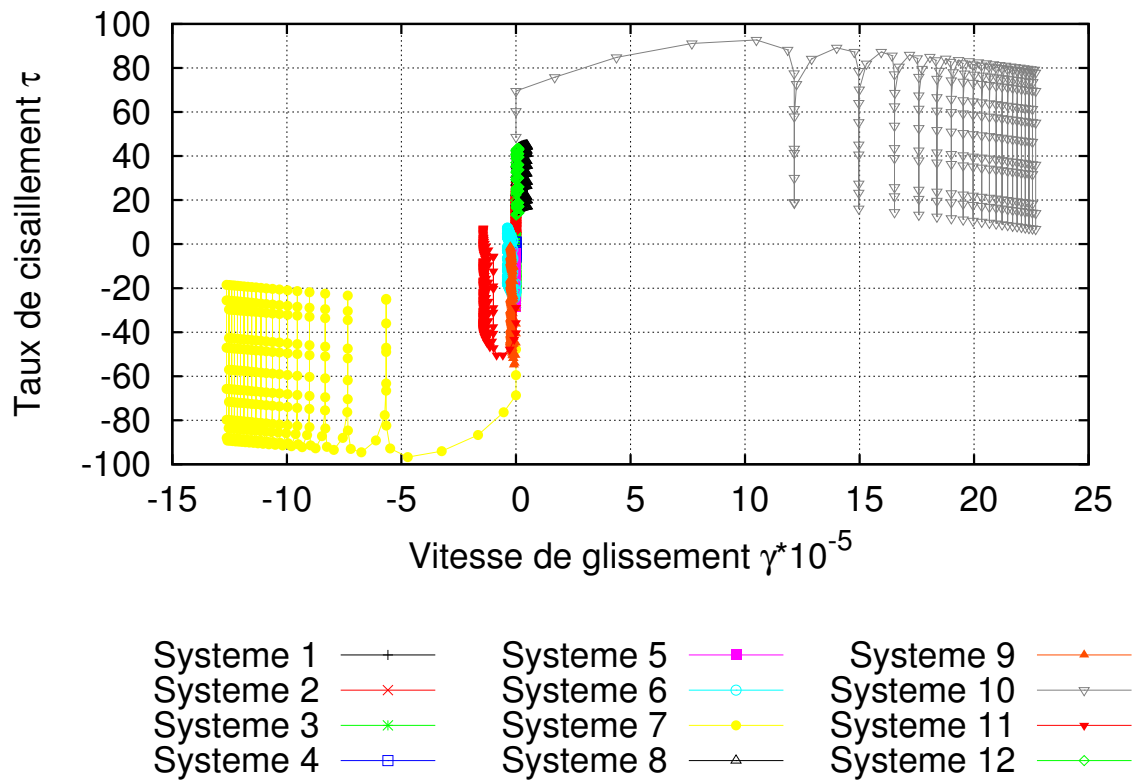


(a) Boucles de contrainte en fonction de la déformation

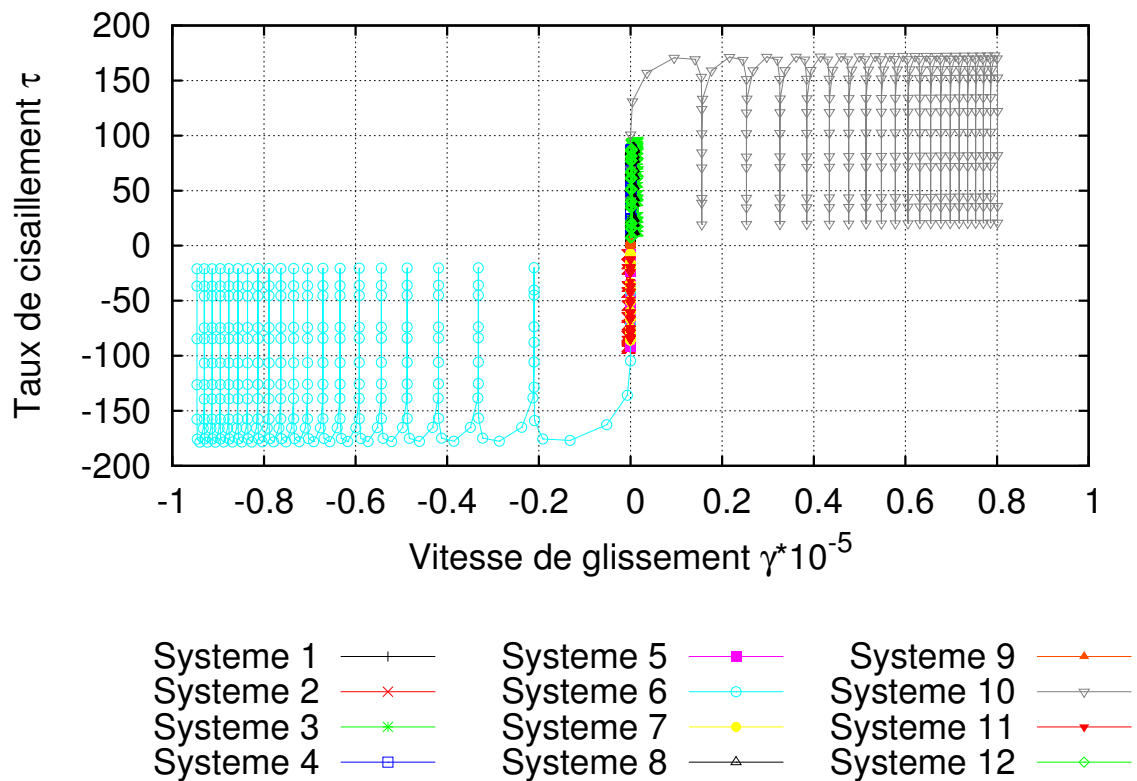


(b) Zoom sur les boucles

FIGURE 5.18 – Historique des boucles du taux de cisssion τ en fonction de la déformation pour 20 cycles de chargement pour l'éprouvette A950/F/EF.



(a) Eprouvette de structure A950/F/EM



(b) Eprouvette de structure A950/F/EF

FIGURE 5.19 – Historique des boucles des taux de cisaillement en fonction du glissement sur les 12 systèmes octaédriques pour 20 cycles de chargement.

5.2 Application des critères de durée de vie

La difficulté est d'appliquer les critères de durée de vie développés sur les éprouvettes bicristallines de type élément de volume sur des éprouvettes bicristallines de type structure. Il faut donc définir les paramètres les plus pertinents pour établir un critère de durée de vie transposable des éprouvettes de type élément de volume aux éprouvettes de type structure.

5.2.1 Passage de l'élément de volume à la structure

Les essais de fatigue sur éprouvettes bicristallines de type élément de volume soumises à une déformation imposée sont réalisés dans des conditions sans gradient de contrainte macroscopique. Ils sont utiles pour déterminer la durée de vie des éprouvettes bicristallines. En revanche, dans le cas des essais sur structures réelles, les conditions de chargement et géométriques sont moins maîtrisées. La résistance à la fatigue des structures est alors sujette à plus d'incertitudes que dans le cas des éprouvettes testées :

- les détails géométriques (irrégularités, perçage, mesures, etc ...) induisent des concentrations de contrainte qui augmentent localement l'amplitude de contraintes (comme l'addition des entailles dans les aubes de turbines) ;
- les effets d'échelles sont à prendre en considération car la répartition des contraintes dans une section varie suivant l'épaisseur de la pièce, en particulier en présence de flexion. Des considérations statistiques sont également à prendre en compte avec le nombre plus élevé de microfissures dans une pièce de plus grande taille, ce qui induit un risque plus important de rupture. Enfin des considérations technologiques sont à prendre en compte avec les effets de surface dus à la fabrication des pièces.

Paramètres d'influence en fatigue

Pour établir un critère de durée de vie, il faut prendre en compte tous les paramètres qui peuvent influencer sur la tenue en fatigue des structures.

Les paramètres d'ordre métallurgique sont par exemple dans notre cas les défauts métallurgiques (inclusions, pores) qui peuvent être à l'origine de l'endommagement par fatigue. Par incompatibilité de déformations, ils provoquent des concentrations de contraintes locales. La réduction de la durée de vie dépendra de leurs quantités, taille, nature, répartition (plus nombreux dans le cas d'une pièce que dans le cas d'une éprouvette de type LCF), orientation par rapport aux efforts.

Les paramètres d'ordre mécanique et géométrique sont :

La nature du chargement :

Dans le cas d'un chargement périodique, les paramètres prépondérants sont :

- la forme du signal : un signal de type carré est plus pénalisant que celui de type sinusoïdal ;
- Le rapport R (rapport entre la valeur minimale et la valeur maximale de chargement) : plus le rapport R augmente et plus la durée de vie diminue ;
- La contrainte moyenne : à amplitude de chargement constante, si la contrainte moyenne augmente, la durée de vie diminue.

Accidents de forme (discontinuité dans la géométrie : entailles, trous, ...) :

Un accident de forme augmente localement le niveau de contrainte.

Effet d'échelle :

A niveau de contrainte égale, deux pièces semblables mais de dimensions différentes n'auront pas la même tenue en fatigue : plus les dimensions d'une pièce croissent, plus la résistance à la fatigue diminue. En effet, plus le volume de matière sollicitée est grand et plus la probabilité de trouver un défaut est importante ([?]).

Qualité d'usinage :

Généralement, l'endommagement par fatigue apparaît en premier lieu à la surface des pièces. La prise en compte des deux aspects suivants améliore la tenue en fatigue :

- l'aspect microgéométrique de la surface : un mauvais usinage provoque en surface des microreliefs susceptibles d'augmenter localement le niveau de contrainte. Ce qui induit que l'amorçage des fissures en surface est retardé lorsque la rugosité est faible.
- L'aspect contraintes résiduelles : l'usinage peut introduire des contraintes résiduelles de traction en surface, ces contraintes se superposent à celles du chargement et accélèrent l'endommagement par fatigue.

L'environnement :

Un milieu agressif (températures élevées, milieux corrosifs...) aggrave le phénomène de fatigue.

La prise en compte de ces effets peut être intégrée par différents facteurs comme l'ont fait Chopra [Chopra and Shack, 1998] et Guede [Guede, 2005]. Par exemple, un facteur de majoration des contraintes ou un facteur de réduction de durée de vie peuvent être introduits. La valeur de ces facteurs peut être obtenue par une analyse déterministe par exemple. Il existe dans la littérature [Guede, 2005] différentes décompositions de ces facteurs mais malheureusement non applicables aux aubes de turbines, comme par exemple :

$$\gamma_p^j = \gamma_{taille}^j \gamma_{etat\ de\ surface}^j \gamma_{environnement}^j, \quad j = N, S \quad (5.1)$$

avec N = facteur de réduction des durées de vie et S = facteur de majoration des contraintes.

La méthode de prévision de durée de vie en fatigue des structures comporte beaucoup d'incertitudes, notamment en raison des différences de comportement en fatigue entre les éprouvettes testées en laboratoire et les structures réelles.

Nous souhaitons établir un critère de durée de vie avec les résultats des durées de vie des éprouvettes bicristallines pour pouvoir le transférer à la structure. Le problème majeur du passage de l'éprouvette à la structure est le phénomène de localisation. L'éprouvette est sollicitée en traction et compression de façon assez uniforme dans la zone utile malgré la présence du joint de grains, par contre, l'éprouvette de structure introduit un phénomène de localisation dû à la géométrie complexe de la structure.

La question est de savoir, comment s'affranchir de ce phénomène de localisation dû à la structure. La première approche est de ne pas se focaliser sur les valeurs maximales qui sont fortement dépendantes de la taille du maillage, ni sur les valeurs moyennes qui sont dépendantes de la zone considérée et qui, de plus, varient suivant les types d'entailles effectuées sur les éprouvettes de structure.

La solution proposée est de considérer la valeur moyenne des glissements octaédriques sur un cycle stabilisé sur une zone de $1mm^3$ autour du joint de grains.

5.2.2 Application du critère de durée de vie mis en place sur éprouvettes bicristallines de type élément de volume à l'éprouvette bicristalline de type structure

Critère de durée de vie Fat-Flu modifié

Le critère de durée de vie Fat-Flu identifié sur éprouvettes bicristallines de type élément de volume est appliqué aux deux éprouvettes de type de structure dont le joint de grains a été chauffé à 950°C , l'éprouvette A950/F/EM et A950/F/EF. On compare ensuite les valeurs de durée de vie obtenues expérimentalement et numériquement. Lors de notre estimation de durée de vie expérimentale, nous sommes basés sur le déplacement maximum du piston à chaque cycle. Mais, il se peut qu'un micro-amorçage de fissure ait lieu sans que le déplacement de l'éprouvette n'en soit affecté.

Nous avons appliqué le critère Fat-Flu modifié sur une zone d'environ $4\text{-}5\text{mm}^3$ autour du joint de grains et le critère Fat-Flu non modifié sur toute l'éprouvette de structure. Ensuite, les deux critères sont assemblés sur un même maillage.

La durée de vie expérimentale de l'éprouvette de structure A950/F/EM est de **3000 cycles** pour l'amorçage ($R_{charge} = 0,33$ avec $force_{min} = 0,1\text{kN}$ et $force_{max} = 0,3\text{kN}$) et la rupture complète de l'aube s'est produite après une dizaine de cycles seulement, et en suivant le joint de grains. L'application du critère de durée de vie Fat-Flu modifié sur l'éprouvette de structure A950/F/EM donne une durée de vie calculée à l'amorçage minimum de **3800 cycles** avec un amorçage se situant au niveau du joint de grains vers la partie proche de la baignoire (cf. Figure 5.20). Le but du critère est d'estimer la durée de vie ainsi que de localiser l'amorçage correspondant à ce que nous avons obtenu expérimentalement. Dans le cas de l'éprouvette de structure A950/F/EM, la durée de vie calculée et la prévision de la localisation de l'endommagement sont en bon accord avec l'expérience.

La durée de vie expérimentale de l'éprouvette de structure A950/F/EF est de **110 000 cycles** pour l'amorçage ($R_{charge} = 0,1$ avec $force_{min} = 0,1\text{kN}$ et $force_{max} = 1\text{kN}$). Elle s'est rompue selon le joint de grains vers la baignoire, aux plus hautes température et intragranulairement dans la zone de plus basse température. Pour cette éprouvette de structure (A950/F/EF), l'application du critère de durée de vie Fat-Flu modifié donne une durée de vie de **20 000 cycles** environ (cf. Figure 5.21). La prévision de la durée de vie pour cette éprouvette n'est donc pas satisfaisante car on obtient une durée de vie de **20 000 cycles** au lieu des **110 000 cycles** expérimentaux. Quant à la localisation de l'amorçage, elle est correcte et se situe au niveau de l'embranchement entre la rupture intergranulaire et intragranulaire obtenue expérimentalement.

L'application du critère de durée de vie Fat-Flu n'est donc pas concluant pour les deux éprouvettes de structure testées. Il donne une bonne approximation de la zone d'endommagement de l'éprouvette mais pas de valeur de durée de vie calculée qui puisse être industriellement acceptable. Le critère semble trop conservatif, surtout dans le cas de l'éprouvette à entaille fine.

Nous pouvons émettre l'hypothèse que le gradient thermique imposé n'est pas assez représentatif de la réalité et induit une concentration de contrainte trop élevée pour l'éprouvette A950/F/EF ce qui conduit à une forte réduction de la durée de vie simulée.

L'explication qui peut être formulée est que le critère de durée de vie Fat-Flu s'appuie sur les contraintes alors que le rôle du joint de grains est plutôt représenté par la plasticité, donc les glissements cumulés. Dans le chapitre 4.1.2, nous avons mis en avant que les concentrations de contrainte étaient représentatives de l'effet du chargement sur la structure mais pas au niveau de joint de grains.

De plus, le critère Fat-Flu dans cette forme ne prend pas en compte le phénomène d'oxydation. Or c'est justement l'oxydation qui réduit la résistance du joint de grains et qui confine la rupture de

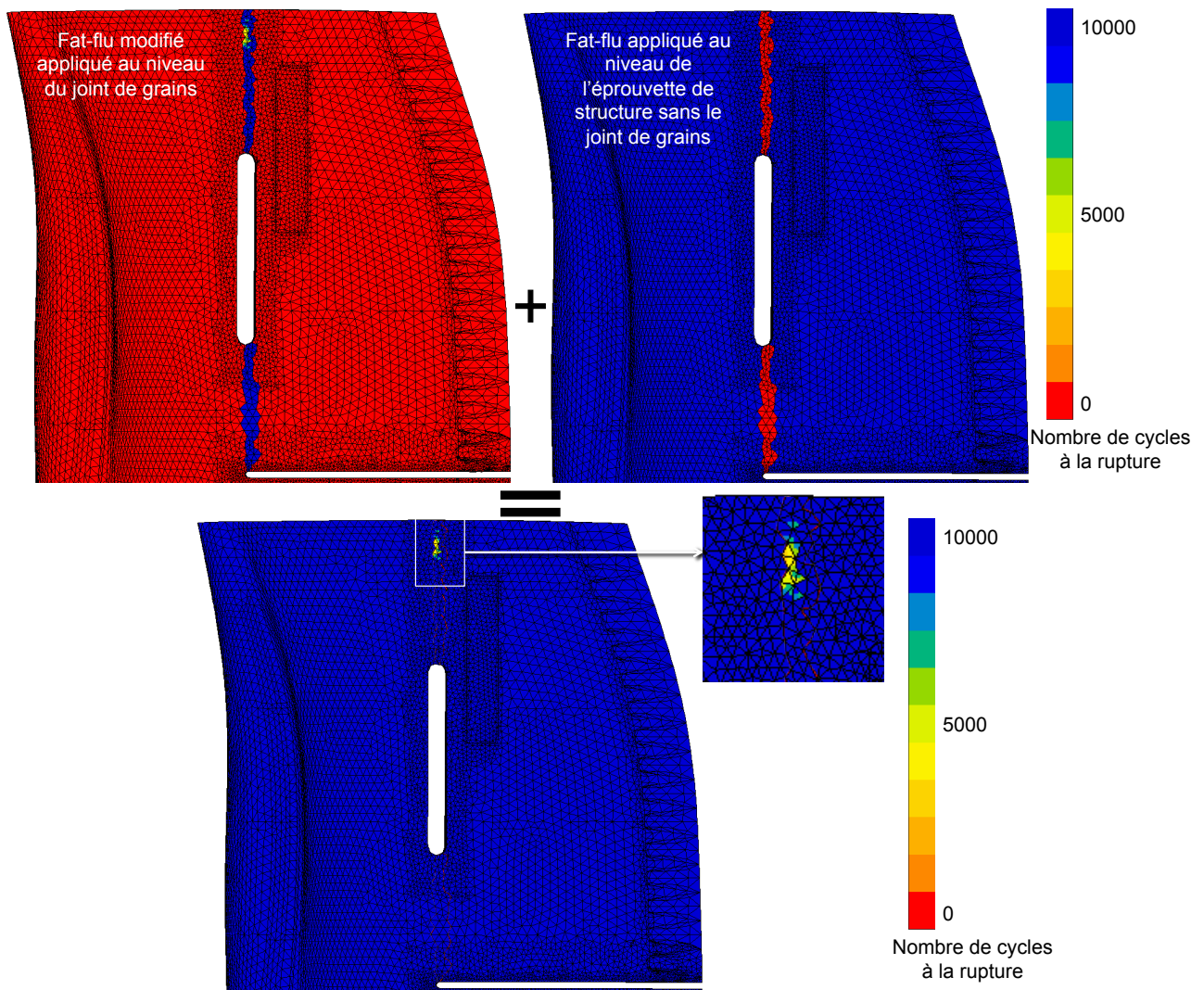


FIGURE 5.20 – Durée de vie prédite par le critère Fat-Flu pour l'éprouvette de structure A950/F/EM

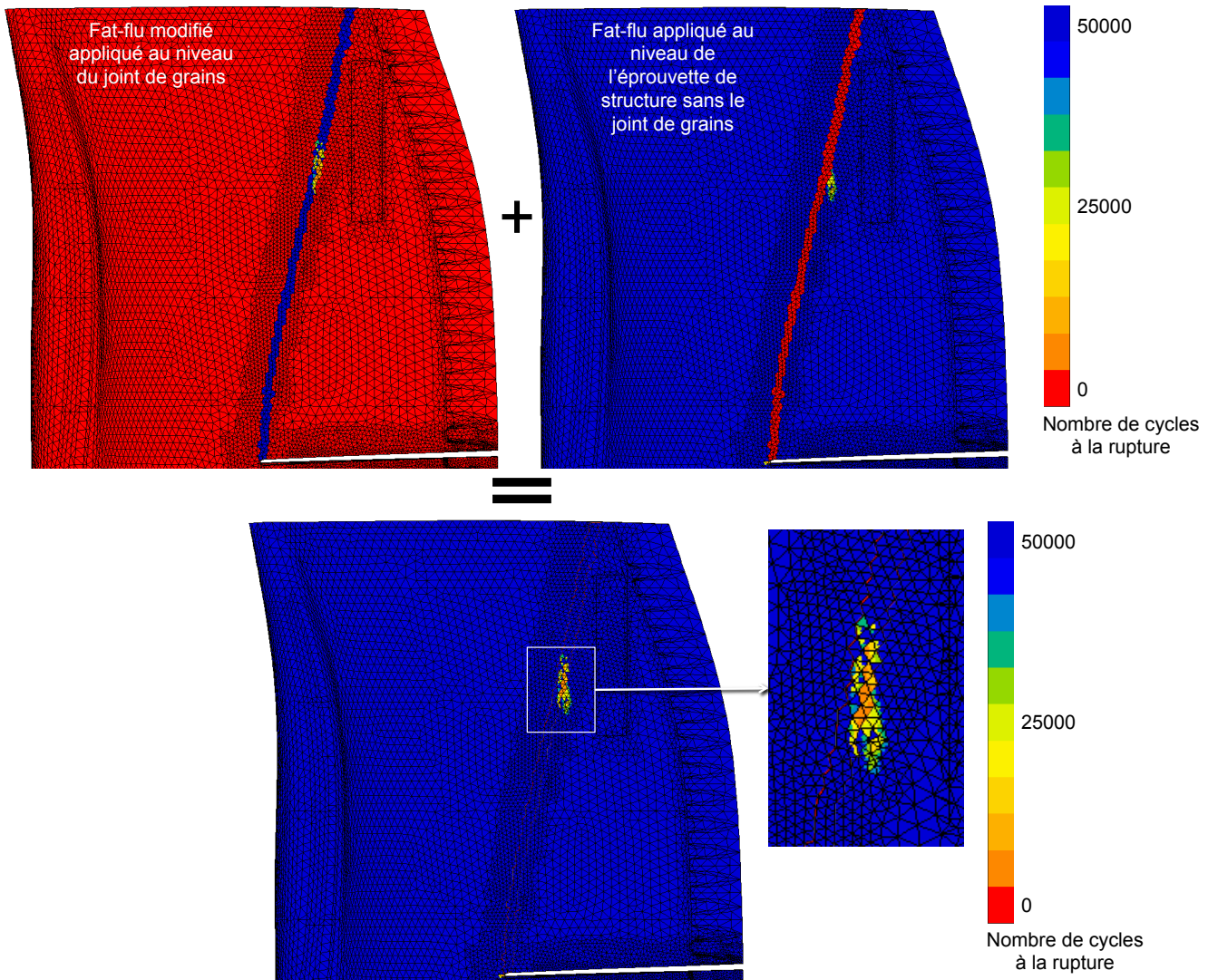


FIGURE 5.21 – Durée de vie prédite par le critère Fat-Flu pour l'éprouvette de structure A950/F/EF

l'éprouvette de structure le long de celui-ci. Mais cela n'explique pas le problème de la durée de vie trop faible par rapport à la réalité pour l'éprouvette A950/F/EF, car prendre l'oxydation en compte conduirait à réduire encore la durée de vie calculée.

C'est pourquoi nous avons cherché un autre critère de durée de vie en prenant en compte la concentration des glissements octaédriques, de la pression hydrostatique ou encore des taux de cission au niveau de la structure. Les glissements sont des paramètres de localisation de l'endommagement et donc de la plasticité. Ils traduisent donc un phénomène plus local que les contraintes normales au joint de grains comme utilisé dans le modèle Fat-Flu.

Critère de durée de vie

Nous voulons établir un critère de durée de vie en utilisant des paramètres significatifs de l'influence du joint de grains sur la durée de vie. Nous avons tenté de mettre en place différents critères de durées de vie basés selon différents paramètres. Le passage d'un critère sur éprouvettes à un critère sur structure s'avère délicat puisque la désorientation relative entre les grains sur éprouvette et sur structure est différente. De plus, il n'y a pas d'effet de contrainte moyenne sur les éprouvettes de type LCF alors que l'effet est bien présent sur les éprouvettes de structure.

Nous avons testé différents paramètres pour identifier un critère permettant le passage de l'éprouvette à la structure, comme la variation et le maximum :

- des glissements cubiques cumulés ;
- des glissements octaédriques cumulés ;
- du taux de cission τ par système de glissement ;
- de la contrainte normale σ au joint de grains ;
- de la pression hydrostatique P .

Le maximum des glissements cubiques sur un cycle stabilisé, localisés au joint de grains semblait être un bon paramètre pour quantifier la nocivité du joint de grains sur la durée de vie de la structure. Mais le maximum des glissements cubiques sur un cycle stabilisé est très faible sur les éprouvettes de type LCF (de l'ordre de 10^{-8}) et ne permet pas d'établir un critère de durée de vie robuste.

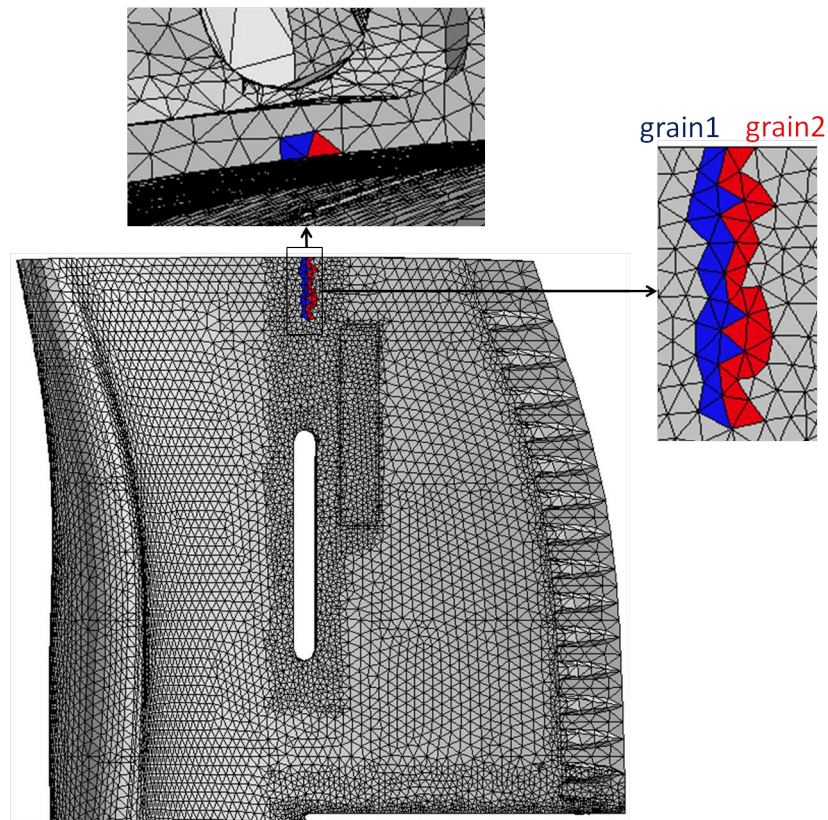
Le maximum et la variation des glissements octaédriques sur un cycle stabilisé sont plus importants, de l'ordre de 10^{-5} , c'est un paramètre plausible à prendre en compte pour le critère de durée de vie puisqu'il est représentatif de la plasticité.

Le taux de scission sur chaque système est aussi un élément à prendre en compte car il est décrit sur chaque système de glissement. Le taux de scission le plus actif est donc le plus propice à contrôler la durée de vie.

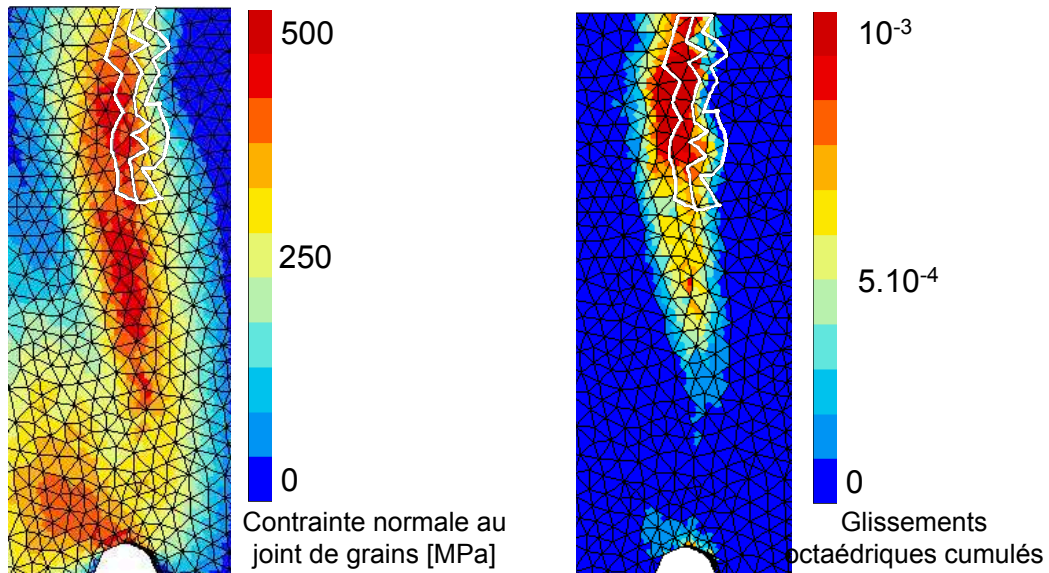
La contrainte normale au joint de grains ainsi que la pression hydrostatique sont des éléments significatifs prenant en compte l'effet de structure.

La question est de savoir quelle zone prendre en compte sur l'éprouvette de structure pour appliquer le critère de durée de vie car la difficulté est de retranscrire les résultats des essais de traction/compression menés sur éprouvettes de type LCF à des essais conduits principalement en flexion menés sur les éprouvettes de structure engendrant des efforts de traction du côté de la peau de l'intrados de la structure et de compression de l'autre. Comme notre critère a été développé pour l'aspect bicristallin, nous ne nous considérons pas toute l'éprouvette de structure pour appliquer le critère mais

seulement sur une zone précise contenant le joint de grains.



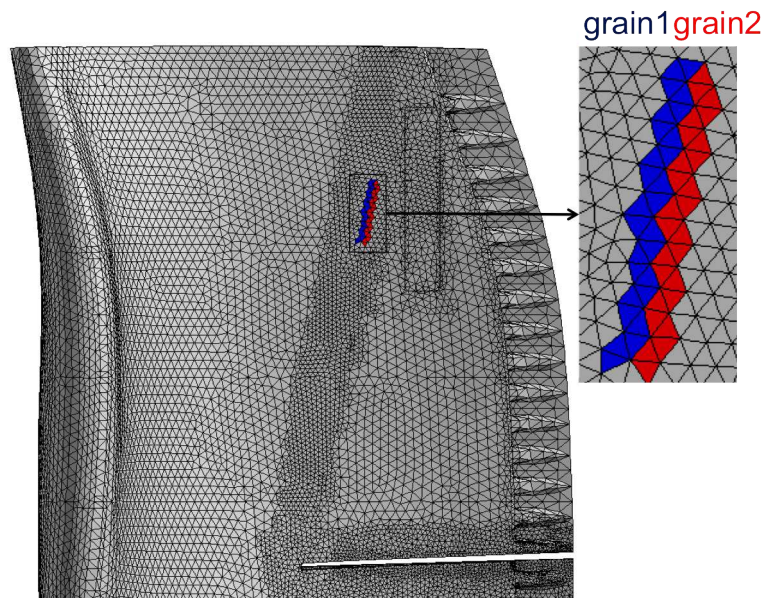
(a) Eprouvette de structure A950/F/EM, zoom sur la zone étudiée



(b) Contrainte normale

(c) Glissements octaédriques cumulés

FIGURE 5.22 – Zone de l'éprouvette de structure A950/F/EM prise en compte pour appliquer le critère de durée de vie ($T = 950^{\circ}C$ au joint de grains, $R_{force} = 0,33$ et $f = 1Hz$)



(a) Epreuve de structure A950/F/EF, zoom sur la zone étudiée

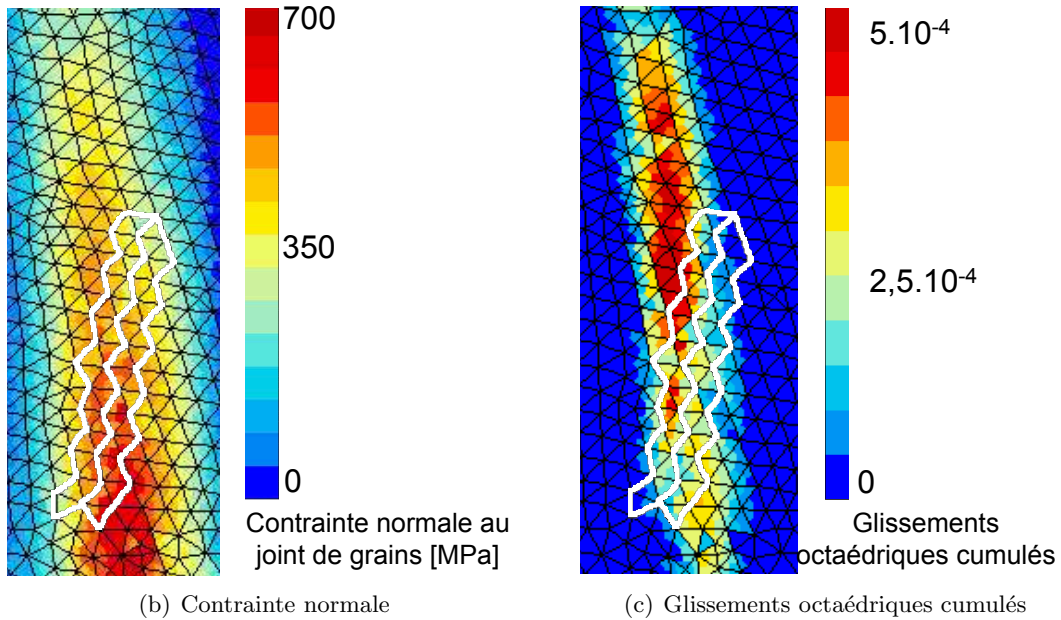


FIGURE 5.23 – Zone prise en compte de l'éprouvette de structure A950/F/EF pour appliquer le critère de durée de vie ($T = 950^{\circ}C$ au joint de grains, $R_{force} = 0,1$ et $f = 1Hz$)

La zone prise en compte pour les deux aubes sollicitées à la température de $950^{\circ}C$ au niveau du joint de grains correspond à la zone dans laquelle on observe les plus forts glissements octaédriques (cf. Figure 5.22 et 5.23). Par contre si l'on se place au niveau de la contrainte normale au joint de grains, on remarque que les zones les plus contraintes ne sont pas du tout au même endroit. Nous avons malgré tout choisi de considérer la zone où la valeur des glissements octaédriques est la plus élevée puisque ce paramètre est dépendant de la plasticité engendrée lors de la sollicitation du matériau.

Les éléments sélectionnés de la zone se situent sur la face intrados de l'aube sur la première couche d'éléments du maillage pour ne prendre en compte que les éléments mis en traction dans la simulation. La zone prise en compte a un volume de 4 à $5mm^3$ environ de chaque côté du joint de grains. La zone prise en compte est indépendante de l'influence des entailles effectuées puisqu'elle n'est pas située au niveau du fond d'entaille mais dans une zone voisine.

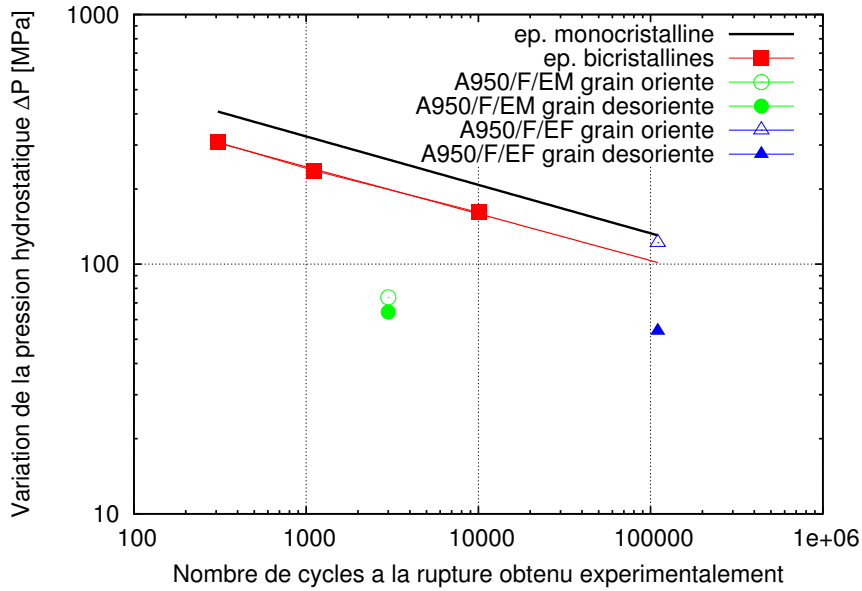
Nous nous sommes donc intéressés aux quatre paramètres décrits ci-dessus. Pour chaque paramètre, les valeurs obtenues pour différents chargements sont tracées pour les éprouvettes monocristallines et bicristallines de type élément de volume. Ensuite, les résultats obtenus pour les deux essais sur éprouvettes bicristallines de type structure sont rajoutés. Toutes les valeurs obtenues sont calculées sur un cycle stabilisé et moyennées sur la zone prise en compte pour le calcul (cf. Figure 5.22 et 5.23). Nous avons fait la distinction, pour chacune des éprouvettes de structure, entre la moyenne selon le grain 1 et celle selon le grain 2.

Nous avons tracé les diagrammes correspondants au maximum et à l'amplitude de contrainte normale au plan moyen du joint de grains ainsi que la variation et l'amplitude de la pression hydrostatique sur un cycle stabilisé (cf. Figure 5.25 et 5.24).

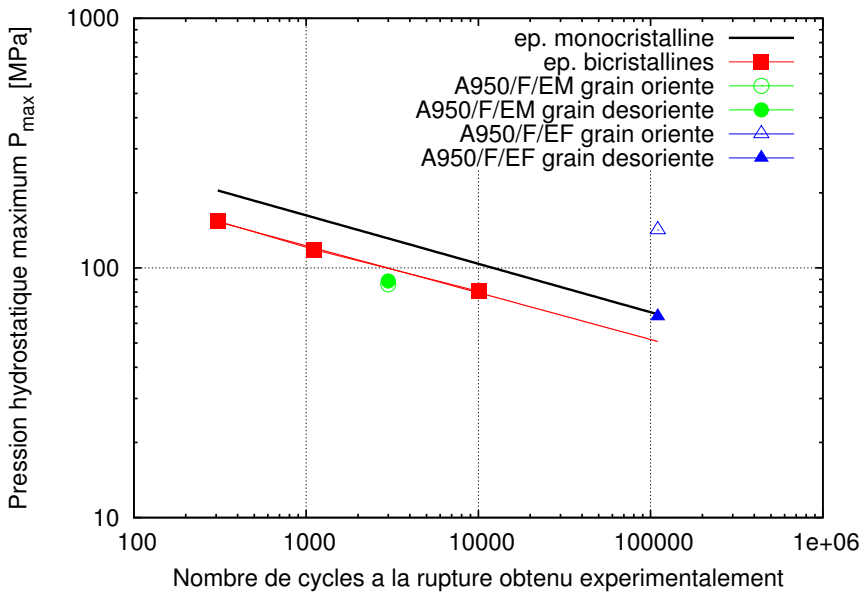
Si l'on s'intéresse à la variation et au maximum de la pression hydrostatique P (cf. Figure 5.24) en choisissant plutôt le maximum afin de s'affranchir de l'effet de contrainte moyenne présent sur les éprouvettes de structure qui sont sollicitées avec un rapport de charge positif par rapport aux éprouvettes de type LCF dont le rapport de charge est de -1, on remarque que les valeurs calculées pour les deux éprouvettes de structure tendent à s'aligner sur les valeurs obtenues pour les éprouvettes bicristallines de type élément de volume. Par contre si on observe la variation de la pression hydrostatique ΔP , on voit que l'éprouvette A950/F/EF qui possède la plus grande durée de vie expérimentale se retrouve du côté conservatif de la courbe alors que l'éprouvette A950/F/EM se retrouve du côté de la rupture prématurée. Le critère à prendre en compte est donc le maximum de la pression hydrostatique P_{max} .

Enfin, si l'on considère la variation et le maximum de contrainte normale au plan moyen du joint de grains sur un cycle stabilisé pour les éprouvettes de type structure et élément de volume (cf. Figure 5.25), on remarque que les valeurs obtenues pour l'éprouvette A950/F/EF qui a eu un effet mixte joint de grains et structure pour la rupture se situent au niveau des valeurs obtenues pour les éprouvettes monocristallines. Par contre les valeurs obtenues pour l'éprouvette A950/F/EM se situent en deçà des valeurs obtenues pour les éprouvettes bicristallines de type élément de volume.

Nous avons mis en évidence qu'il y avait un léger phénomène de rochet sur les éprouvettes de structure qui n'est pas présent sur les éprouvettes bicristallines de type élément de volume puisqu'elles ont été cyclées avec un rapport de charge de -1 (contrairement aux éprouvettes de structure qui ont un rapport de charge positif). Néanmoins, le rochet observé sur les éprouvettes de structure avait tendance à saturer et il est raisonnable de tracer les courbes d'amplitude (τ_{max}) et de variation ($\Delta\tau$) de taux de cisson le plus actif sur un cycle stabilisé de chargement (N=9) obtenues par simulation en fonction de la durée de vie expérimentale des éprouvettes bicristallines de type LCF et pour les éprouvettes bicristallines de type structure sur la Figure 5.26. On remarque que le résultat de l'éprouvette de

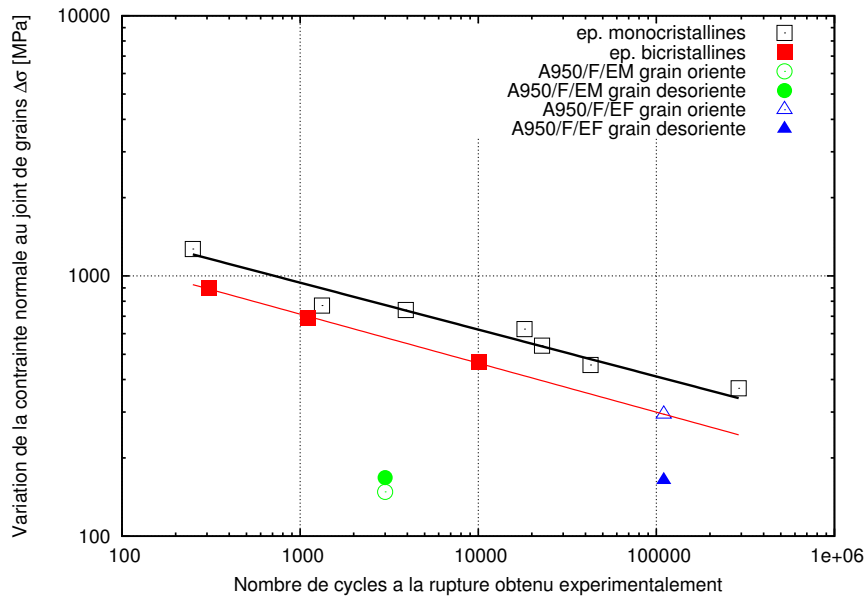


(a) Diagramme de la variation de la pression hydrostatique ΔP en fonction de la durée de vie expérimentale

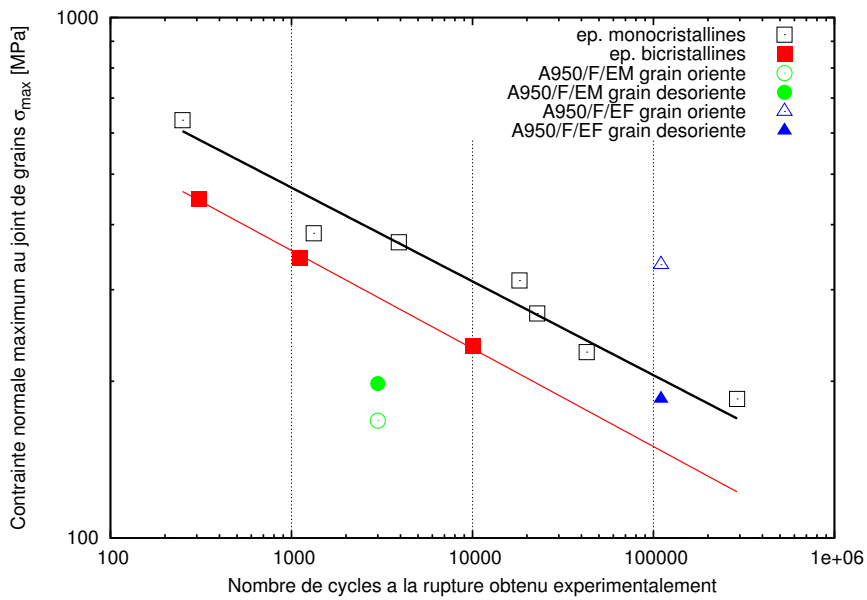


(b) Diagramme de la pression hydrostatique maximale P_{max} en fonction de la durée de vie expérimentale

FIGURE 5.24 – Représentation du critère selon la pression hydrostatique



(a) Diagramme de la variation de la contrainte normale au plan moyen du joint de grains $\Delta\sigma_{norm}$ en fonction de la durée de vie expérimentale



(b) Diagramme de la contrainte normale maximale au plan moyen du joint de grains $\sigma_{normmax}$ en fonction de la durée de vie expérimentale

FIGURE 5.25 – Représentation du critère selon la contrainte normale au plan moyen du joint de grains

structure A950/F/EF tend à s'aligner sur la courbe des éprouvettes de type LCF tandis que pour l'éprouvette de structure A950/F/EM le résultat se situe nettement en dessous de cette courbe. On peut expliquer cette différence par les hypothèses suivantes :

- l'effet de contrainte moyenne dont la valeur est plus élevée pour l'éprouvette A950/F/EF (187 MPa) que pour l'éprouvette A950/F/EM (116MPa) ;
- la désorientation relative entre les grains de l'éprouvette de structure A950/F/EF est proche de celles des éprouvettes bicristallines de type élément de volume alors que celle de l'éprouvette de structure A950/F/EM en est plus éloignée. Il en résulte que la durée de vie de l'éprouvette A950/F/EM est fortement sous-estimée par rapport aux taux de cisson induits.

Si on se concentre maintenant sur les glissements octaédriques cumulés sur un cycle stabilisé (cf. Figure 5.27), on remarque de la même manière que l'éprouvette de structure A950/F/EM ne se trouve pas dans la zone de sécurité comme l'éprouvette de structure A950/F/EF. L'utilisation de l'amplitude des glissements octaédriques sur un cycle stabilisé conduit à des valeurs assez faibles, de l'ordre de 10^{-5} , or plus les valeurs sont faibles et moins elles sont significatives.

Les différents paramètres étudiés montrent que la durée de vie de l'éprouvette A950/F/EM est toujours en dessous de la courbe référence des éprouvettes bicristallines de type élément de volume. Il semble donc que sa forte désorientation relative entre les deux grains en soit la raison qui met en défaut les autres critères d'estimation de la durée de vie des éprouvettes de structure sauf pour la représentation avec le maximum de la pression hydrostatique P_{max} .

Il faudrait donc établir un nouveau critère basé sur ces 4 paramètres (la contrainte normale au plan moyen du joint de grains σ , la pression hydrostatique P , le taux de cisson τ et les glissements octaédriques cumulés). La difficulté est de savoir comment les combiner pour obtenir un critère décrivant efficacement la nocivité du joint de grains.

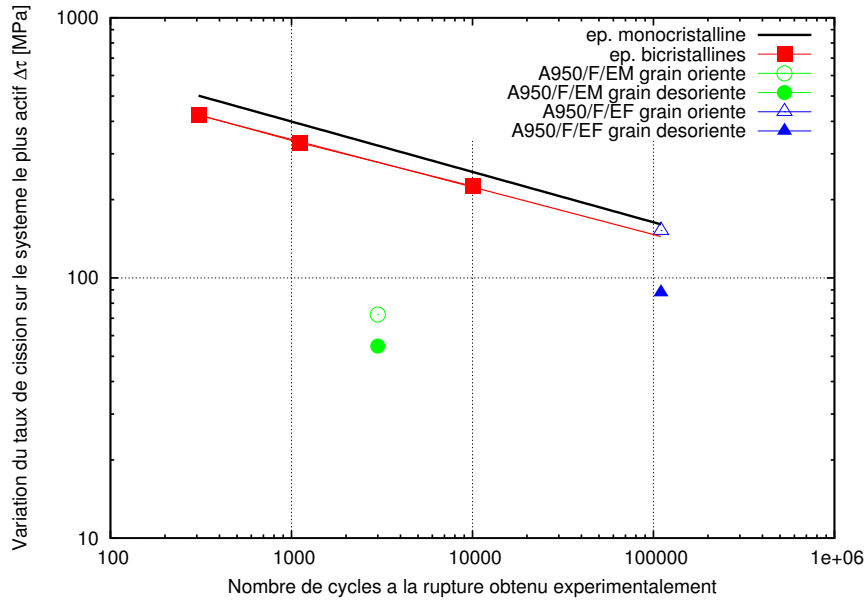
Sur tous les critères étudiés, celui qui permet de bien représenter les essais sur éprouvette de type élément de volume et de type structure est la **représentation de la pression hydrostatique maximum** P_{max} (cf. Figure 5.28). Les points obtenues pour les éprouvettes de structure tendent à s'aligner sur la courbe calculée pour les éprouvettes bicristallines de type élément de volume. Or cette courbe montre seulement un effet important de la pression hydrostatique max P_{max} mais cela ne peut être admis comme un critère de fatigue. Il faudrait faire intervenir dans le critère une combinaison entre $\Delta\tau_{max}$ et P_{max} pour obtenir un critère de rupture en fatigue.

Avec un tel critère, la présence du défaut au sein d'une éprouvette de structure pourra être admis si la durée de vie $N_f \geq N_{voulue}$.

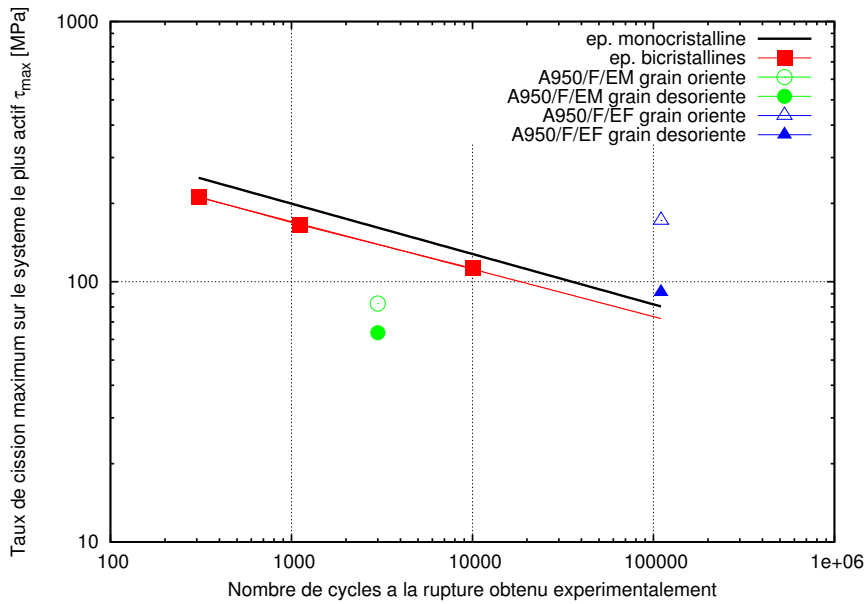
5.3 Conclusions

Au niveau de la comparaison entre les comportements mécaniques expérimental et simulé pour les éprouvettes de structure, on s'aperçoit que la réponse mécanique est fortement dépendant du gradient thermique implémenté. Nous avons supposé un gradient thermique linéaire qui n'est pas forcément représentatif de la réalité surtout en présence de multiples entailles. Ainsi pour les éprouvettes de structure sollicitées à haute température, la réponse macroscopique simulée n'est pas en accord avec l'expérience.

L'application d'un critère de durée de vie sur les aubes bicristallines a montré que selon le maximum de contrainte normale, de pression hydrostatique ou encore de taux de cisson, l'éprouvette A950/F/EM la plus désorientée avec la plus faible durée de vie et qui présente une forte désorientation, rend le

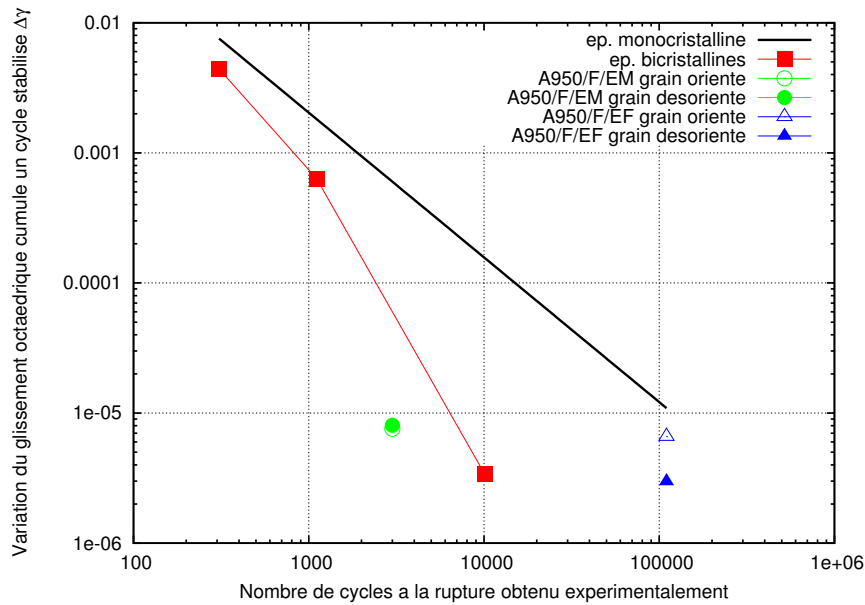


(a) Diagramme de la variation du taux de cission sur le plan le plus actif $\Delta\tau_{max}$ en fonction de la durée de vie expérimentale

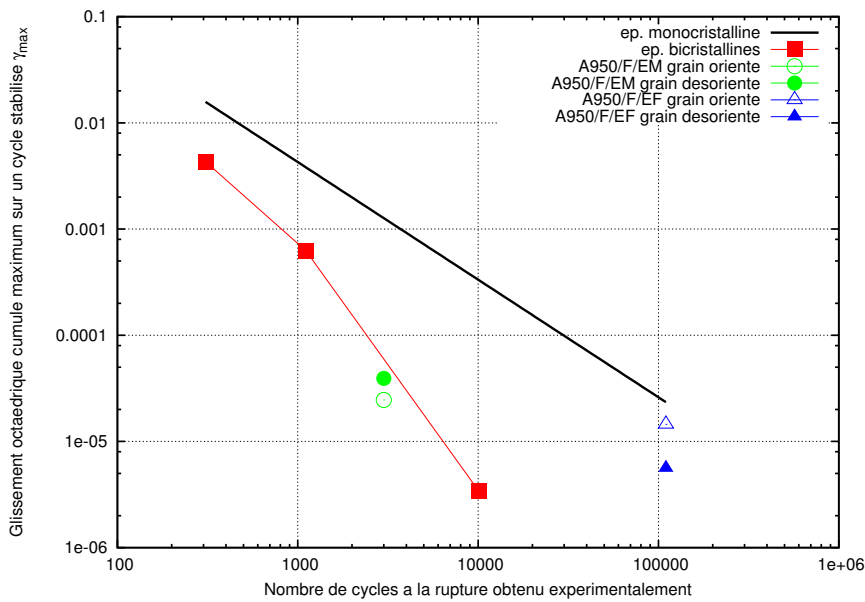


(b) Diagramme du taux de cission maximal sur le plan le plus actif τ_{max} en fonction de la durée de vie expérimentale

FIGURE 5.26 – Représentation du critère selon le taux de cission sur le plan le plus actif

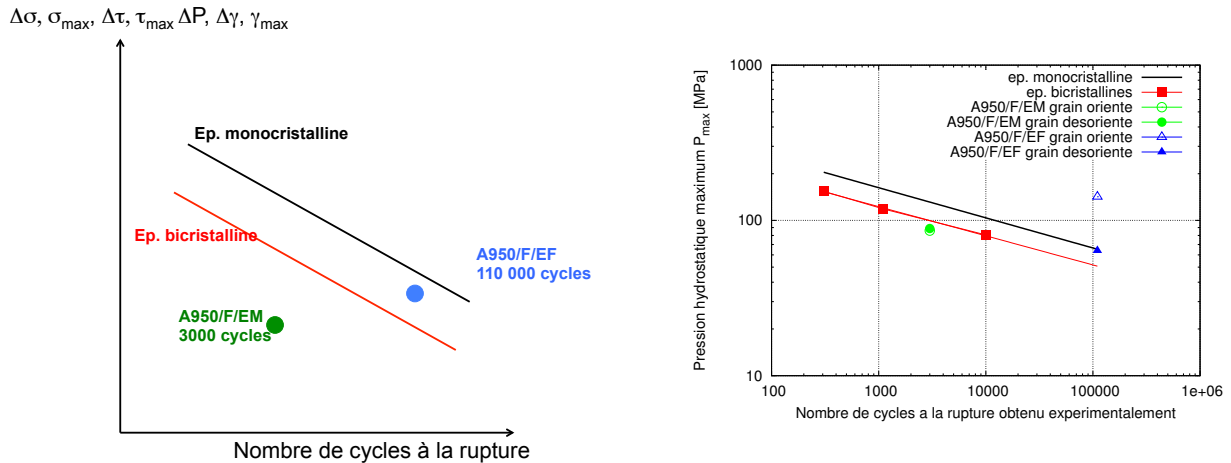


(a) Diagramme de la variation du glissement octaédrique cumulé $\Delta\gamma$ sur un cycle stabilisé en fonction de la durée de vie expérimentale



(b) Diagramme du glissement octaédrique cumulé maximal γ_{max} sur un cycle stabilisé en fonction de la durée de vie expérimentale

FIGURE 5.27 – Représentation du critère selon le glissement octaédrique cumulé sur un cycle stabilisé



(a) Diagramme des différents paramètres étudiés en fonction de la durée de vie

(b) Diagramme de l'amplitude de la pression hydrostatique P_{max} en fonction de la durée de vie expérimentale

FIGURE 5.28 – Représentation du critère selon le glissement octaédrique cumulé sur un cycle stabilisé

joint de grain fortement nuisible à la durée de vie. Pour une orientation similaire comme c'est le cas pour l'éprouvette de structure A950/F/EF, la présence du joint de grains ne nuit pas à la durée de vie de la pièce puisque celle-ci quelle que soit les grandeurs analysées pour le critère de durée de vie, se retrouve toujours du côté conservatif vers la courbe correspondant aux éprouvettes monocristallines.

Cependant, il est difficile avec ces seuls deux essais sur structure d'établir un modèle de durée de vie en fatigue transposable d'une éprouvette à une structure. Nous manquons d'essais couvrant un domaine plus large de désorientations et de conditions de chargement pour valider le critère. Néanmoins, nous pouvons formuler des hypothèses quant à sa mise en place et les voies d'amélioration possibles comme l'établissement d'un critère de fatigue faisant intervenir $\Delta\tau_{max}$ et P_{max} .

Chapitre 6

Conclusion générale et Perspectives

L'objectif de ce travail était de quantifier la nocivité d'un joint de grains dans une structure réelle, ici une aube monocristalline élaborée par solidification dirigée. Une méthodologie a été mise en place afin d'étudier l'influence du défaut de fonderie sur une pièce réelle. Cette méthodologie est fondée sur des essais technologiques. Tout d'abord, une étude expérimentale a été menée sur des structures simplifiées par l'ajout d'entailles afin de concentrer l'endommagement au niveau du joint de grains et connaître son influence sur la durée de vie à l'amorçage des éprouvettes bicristallines de type structure. Cette étude a permis de mettre en évidence l'effet de structure de l'aube mais aussi l'effet du joint de grains sur la durée de vie. Ensuite, une étude de l'influence du joint de grains sur des éprouvettes bicristallines de type élément de volume a été menée. Elle a permis de constater que l'introduction d'un joint de grains induit un abatement au niveau de la durée de vie par rapport à la durée de vie d'éprouvettes monocristallines testées dans les mêmes conditions. A partir de cette étude sur des éprouvettes bicristallines de type élément de volume, nous avons appliqué deux critères de durée de vie : un critère établi à partir du modèle ONERA FAT-Flu modifié et un critère à partir de la pression hydrostatique. Après validation de ces deux modèles sur les éprouvettes bicristallines de type élément de volume, nous les avons appliqués aux éprouvettes bicristallines de type structure.

Intérêt du calcul sur éprouvette de structure

Nous avons choisi de mener des calculs sur éprouvettes de structure afin d'étudier la microstructure réelle du matériau. Nous voulons étudier le défaut réel observable en production, pas un défaut sur une éprouvette standard usinée.

Le défaut réel dans son environnement, c'est à dire sur une aube de turbine ou une éprouvette de structure est sollicité dans des conditions complexes, avec des effets de concentration dus à la géométrie particulière de l'éprouvette de structure et de gradient thermique.

Afin de caractériser l'influence du joint de grains sur la durée de vie d'une éprouvette de structure, nous avons établi un critère de durée de vie en se basant sur les résultats obtenus sur un élément de volume monocristallin et un élément de volume bicristallin. Le critère de durée de vie Fat-Flu a été recalé sur la base de ces données d'essais. Ce critère de durée de vie permet d'avoir une relation entre la durée de vie d'une éprouvette de type élément de volume bicristalline et celle d'une structure.

Méthodologie pour les essais technologiques

La méthodologie d'étude choisie pour les essais technologiques concerne les essais sur structures réelles. Nous avons décidé de prendre en compte le défaut réel, c'est à dire l'aube issue du procédé industriel. Par contre, l'aube n'est pas étudiée dans des conditions représentatives des conditions en service, c'est à dire que le type de chargement appliqué thermiquement et mécaniquement ne

correspond pas à un vol de type mission. Pour prendre en compte l'effet du défaut, nous avons choisi de passer d'une structure réelle à une structure 'aménagée'. Pour cela, différentes géométries d'entailles ont été effectuées au sein des aubes de turbines. Ces entailles ont pour but de concentrer les contraintes au niveau du joint de grains afin d'observer et de quantifier l'influence de celui-ci sur l'amorçage et la propagation de fissure. Pour mener ces essais, un montage adaptable sur une machine de fatigue a été conçu permettant de solliciter l'éprouvette de structure en fatigue.

Mise en évidence expérimentale de l'effet du joint de grains sur la durée de vie à l'amorçage des éprouvettes bicristallines de type structure

L'étude expérimentale menée sur les éprouvettes bicristallines de type structure a montré une influence du joint de grains sur la durée de vie : plus la température d'essai est haute ($\geq 950^{\circ}\text{C}$) et plus la résistance du joint de grains diminue.

Des observations métallographiques ont été réalisées afin de caractériser les zones de propagation de fissure intragranulaire et intergranulaire par l'aspect du faciès. La confrontation d'une analyse EBSD du faciès avec les cartographies MEB a montré qu'un faciès lisse indique une rupture intergranulaire tandis qu'un faciès comprenant des stries de fatigue indique une rupture intragranulaire. Les faciès de rupture obtenus lors des essais sur éprouvettes bicristallines de structure menés à 950°C montrent un faciès lisse correspondant à une rupture intergranulaire contrairement aux faciès des éprouvettes de structure testées à 650°C qui montrent une alternance entre faciès lisse et faciès strié.

Nous avons montré que le joint de grains a une influence sur la durée de vie de l'aube quand la température est élevée, c'est à dire que la viscoplasticité de l'alliage est importante et que l'oxydation dans l'air peut réduire la résistance du joint de grains à la rupture par fatigue.

Mise en évidence d'un abatement de la durée de vie sur éprouvettes bicristallines de type élément de volume

En complément des essais sur éprouvettes bicristallines de type structure, nous avons mené des essais sur éprouvettes bicristallines de type élément de volume. Ces essais ont mis en évidence que la présence d'un joint de grains dans une éprouvette de type LCF entraînait une diminution de la durée de vie par rapport à une éprouvette monocristalline de même type quelle que soit son orientation lorsque la représentation s'effectuait en contrainte dans le diagramme de BASQUIN. Nous avons donc voulu établir des critères de durées de vie à partir de ces résultats obtenus sur éprouvettes bicristallines de type élément de volume. Deux critères ont été choisis, le critère ONERA Fat-Flu et un critère basé sur la pression hydrostatique. Ces deux critères donnent une relation entre l'amplitude de contrainte et la durée de vie et entre la pression hydrostatique et la durée de vie respectivement.

Mise en évidence de l'influence de la rugosité et de l'orientation cristallographique du joint de grains dans les simulations numériques

Des simulations numériques ont été effectuées sur des cas simples afin de mettre en évidence l'influence de la rugosité du joint de grains ainsi que de son orientation cristallographique sur la concentration des contraintes. Elles ont montré que, plus la désorientation relative principale entre les deux grains est importante, plus la concentration de contrainte et de glissements au niveau du joint de grains est élevée. De même, plus la rugosité du joint de grains est importante (i.e. plus il est sinueux), plus les valeurs des contraintes et glissement le sont dans le voisinage du joint de grains.

Par contre dans les résultats des simulations numériques sur structures, l'influence de la désorientation et de la rugosité n'est plus aussi importante que sur les cas simples à cause d'un fort effet de la géométrie de l'aube sur les concentrations de contraintes. Seule la représentation en glissements cubiques cumulés

a montré un effet de concentration au niveau du joint de grains en rapport avec l'endommagement de l'aube bicristalline.

Mise en place du critère de durée de vie sur éprouvettes bicristallines de type élément de volume et application des critères de durée de vie sur les éprouvettes bicristallines de type structure

Plusieurs critères ont été appliqués sur les éprouvettes de type structure afin de voir leur pertinence par rapport à ceux développés sur éprouvettes bicristallines de type élément de volume.

Le critère de durée de vie Fat-Flu modifié induit une bonne localisation de l'amorçage mais une valeur de la durée de vie beaucoup trop faible pour l'éprouvette de structure A950/F/EF. Le critère est trop conservatif avec les simulations actuelles des éprouvettes de structure, c'est à dire avec un gradient thermique approché qui ne correspond pas au gradient thermique réel subi.

Les critères en contrainte normale maximale par rapport au plan moyen du joint de grains, en pression hydrostatique ou encore en scission octaédrique maximale montrent que l'éprouvette de structure A950/F/EM se situe hors du domaine de sécurité alors que l'éprouvette de structure A950/F/EF se situe toujours au niveau de la sécurité. Mais nous nous sommes basés sur les durées de vie expérimentales. On peut dire que le critère se basant sur la pression hydrostatique maximale permet de s'affranchir de l'effet de contrainte moyenne qui est présente dans les essais sur structures.

Perspectives

L'étude sur éprouvettes bicristallines de type structure a été menée à partir d'aubes fournies par Snecma de Gennevilliers dont le joint de grains et la désorientation cristalline ne sont pas des paramètres contrôlés par le processus de fabrication. Ainsi, les essais effectués sont tous de nature différente puisque les désorientations relatives et les positions de joint de grains sont différentes d'une part, ainsi que les entailles et les conditions d'essais d'autre part. Nous n'avons donc pas analysé l'influence de la position du joint de grains au sein de l'aube ni l'influence de la désorientation relative entre les grains au travers des essais sur éprouvettes bicristallines de type structure que nous avons réalisés. D'une part, parce que nous ne disposons pas de suffisamment d'éprouvettes de structure, et d'autre part parce que nous n'avons pas assez de variabilité dans nos éprouvettes bicristallines de structure au niveau des positions de joint de grains et des orientations relatives des grains. Notre analyse de la durée de vie des éprouvettes de structure manque de données expérimentales. Il faudrait disposer de plus d'essais à la température de $950^{\circ}C$ voire à $1050^{\circ}C$ sur éprouvettes bicristallines de type élément de volume avec une variation systématique de la désorientation du grain secondaire par rapport au grain principal et sur un plus grand nombre d'aubes 'éprouvettes de structure' pour quantifier plus précisément la réduction de durée de vie induite par la désorientation du grain secondaire par rapport au grain principal. Ces essais permettraient d'enrichir la base de données de durée de vie à ces températures et de pouvoir déceler une influence de la désorientation relative ou encore de la position du joint de grains.

Les simulations numériques ont été effectuées avec un gradient thermique linéaire approché. Nous avons montré sur un exemple que la prise en compte du gradient thermique réel par une reconstruction 3D à l'aide de la méthode Gappy POD permettait d'obtenir un déplacement simulé plus proche de celui mesuré expérimentalement. Cette méthode, encore au stade de développement, gagnerait à être renforcée de manière à permettre la reconstruction de chaque gradient thermique des éprouvettes de structure testées pour que les résultats des simulations soient le plus proche possible des résultats expérimentaux.

Les simulations numériques peuvent également être améliorées par l'introduction de la morphologie du joint de grains dans le maillage de l'éprouvette de structure. La morphologie du joint de grains que

nous avons introduite dans les simulations n'est pas représentative des morphologies réelles puisque le joint de grains suit les arêtes des éléments du maillage de l'éprouvette de structure. Il serait intéressant d'étudier l'effet de l'introduction d'une géométrie réelle de joint de grains sur les concentrations de contraintes dans les simulations. Ainsi, nous pourrions analyser l'influence de la rugosité du joint de grains sur les concentrations de contraintes et les concentrations des glissements par rapport à l'effet de structure sur la durée de vie. Pour commencer de façon simple, la morphologie du joint de grains pourrait être prise en compte en 2D en reproduisant sa géométrie visible à la surface de la pièce à simuler puis cette morphologie serait extrudée sur l'épaisseur de la pièce. Ensuite, la morphologie du joint de grains pourrait être reproduite en 3D. Il faudrait pour cela cartographier la morphologie du joint de grains en 3D. Une première piste pourrait être la tomographie d'un volume restreint mais proche du joint de grains, et espérant que la désorientation cristallographique produise un contraste pour discerner le joint de grains. Une autre solution serait de reproduire la morphologie du joint de grains post mortem à partir d'un faciès de rupture intergranulaire par profilométrie. La cartographie du joint de grains serait alors introduite au sein du maillage des éprouvettes de structure. Cependant, la reproduction de la morphologie d'un joint de grains en 2D ou en 3D plus représentative d'un joint de grains réel entraînerait un maillage plus fin et par conséquent une augmentation significative des temps de calcul.

Il aurait été également intéressant de mener une étude plus poussée sur les éprouvettes bicristallines de type élément de volume. Nous n'avons étudié qu'une seule température ($950^{\circ}C$) et qu'une seule désorientation relative primaire d'environ 12° . Cette étude a certes permis de comprendre le rôle du joint de grains sur la durée de vie par rapport à l'amplitude de contrainte, mais l'étude de différents paramètres comme l'effet de la contrainte moyenne, de la désorientation relative et de la température est également nécessaires.

Le critère de durée de vie Fat-Flu est trop conservatif par rapport à la durée de vie réelle obtenue sur les éprouvettes de structure testées à $950^{\circ}C$. Par contre, le critère se basant sur la pression hydrostatique maximum semble convenir. Néanmoins, il est important de souligner que l'application des critères de durées de vie (Fat-Flu et le critère en pression hydrostatique max P_{max}) est fortement dépendant d'une bonne mise en données pour les simulations numériques. Or, nous avons vu que la réponse macroscopique n'était pas tout à fait en accord avec l'expérience dû à un gradient thermique trop approché. Pour développer un critère plus performant, il faut se baser sur des simulations représentant le comportement mécanique tel qu'il est observé lors de l'essai. Il faudrait reproduire les bonnes simulations pour chaque essai effectué.

De plus, un critère adapté au cas du joint de grains pourrait faire intervenir $\Delta\tau_{max}$ et P_{max} comme en endurance illimitée. Mais il est nécessaire de disposer d'essais plus nombreux couvrant un plus large domaine de désorientations d'une part et une plus grande variété de conditions de chargement pour définir un critère de fatigue avec assez de précision, et au delà d'avoir une base de données suffisamment riche pour définir des critères d'acceptation ou de rejet d'aubes bicristallines fiables. Des essais complémentaires sont donc indispensables pour établir un critère de durée de vie robuste qui puisse être appliqué sans restriction.

Annexe A

A.1 Dépouillement des clichés de Laue

La méthode de Laue en retour permet d'obtenir les clichés de la figure A.1. Sur les clichés de Laue en retour, on obtient des hyperboles

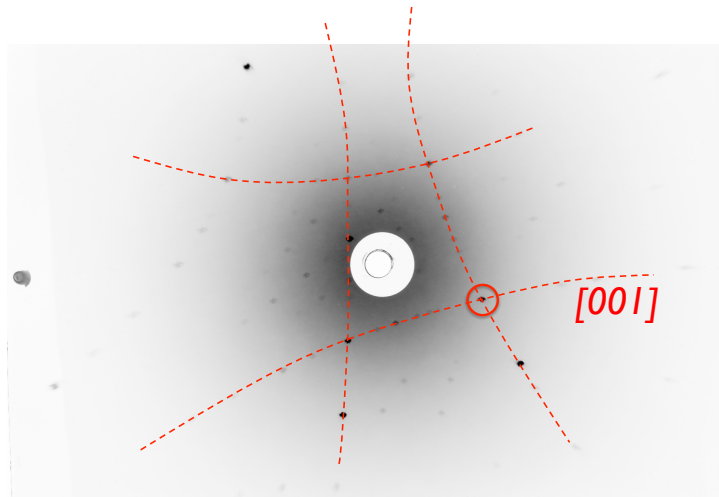


FIGURE A.1 – Cliché obtenu avec la méthode de Laue en retour

La projection stéréographique est une méthode permettant de représenter les orientations cristallines des cristaux. La projection stéréographique combine la projection sphérique avec une projection plane ([Phan, 1996]). Le point P est la normale du cristal projeté sur la sphère. Par la suite, P est projeté sur le plan équatorial et devient p. Cette projection est l'intersection entre le segment PS et le plan de projection.

Le cristal étudié est placé au centre d'une sphère (cf. Figure A.2). L'intersection de cette sphère avec les normales aux faces du cristal est projetée sur un plan équatorial lors de la projection stéréographique.

Nous obtenons donc un cliché avec la méthode en retour de Laue. Sur ce cliché, il y a un ensemble d'hyperboles. Ces hyperboles sont tracées et répertoriées suivant un angle γ et un angle δ . Ces angles (l'angle δ puis l'angle γ) sont alors reporté sur un cercle à l'aide du canevas de Wulff. Le canevas de Wulff est utilisé en cristallographie pour représenter les orientations cristallines du cristal étudié et obtenu par projection stéréographique d'une série de méridiens et de parallèles définissant un quadrillage de la sphère défini autour d'un axe contenu dans le plan de projection. Au bout de quelques tracés d'hyperboles, les différentes intersections représentent les directions cristallographiques

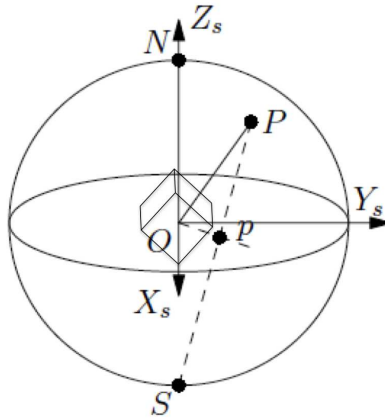


FIGURE A.2 – Projection stéréographique d'un échantillon

du cristal. Une fois ces directions principales du cristal identifiées (directions $[001]$, $[010]$ et $[100]$), nous pouvons déterminer les angles d'Euler correspondants.

Si nous prenons comme exemple un cristal dont les points rouges représentent l'orientation cristallographique des directions $[001_{cristal}]$, $[010_{cristal}]$ et $[100_{cristal}]$. Nous voulons déterminer les angles de rotation passant d'un repère $[001]$ (repère de la pièce) à un repère $[001_{cristal}]$. La première rotation d'Euler ϕ_1 selon $[001]$ conduit à la position \star . La seconde rotation Φ selon $[100]$ conduit à la position \blacksquare . Enfin, la troisième rotation ϕ_2 selon $[001]$ rejoint la position \bullet .

Cette méthode permet alors d'orienter correctement le grain dans la simulation numérique par rapport au repère initial de la pièce.

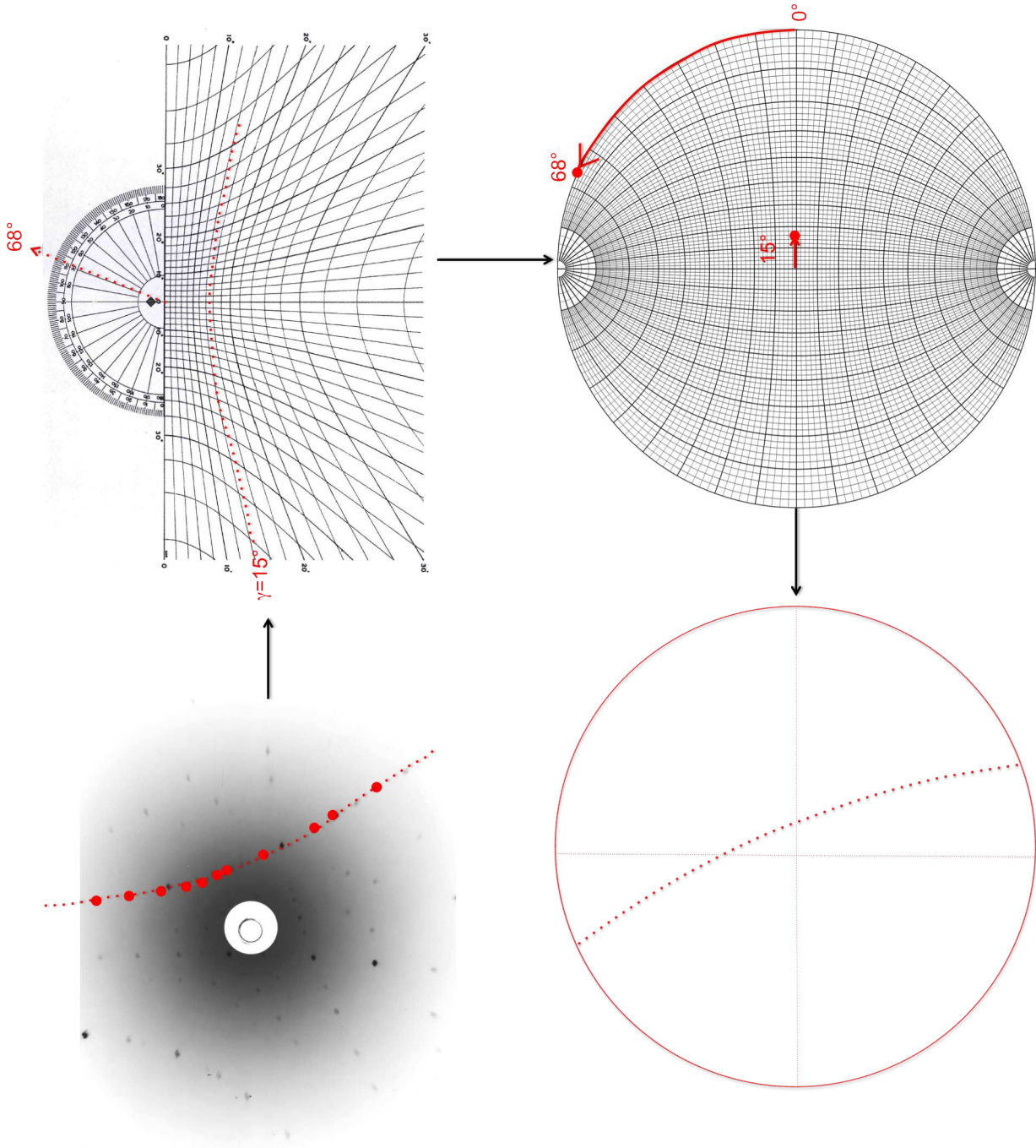


FIGURE A.3 – Passage d'un cliché de Laue au tracé des lignes

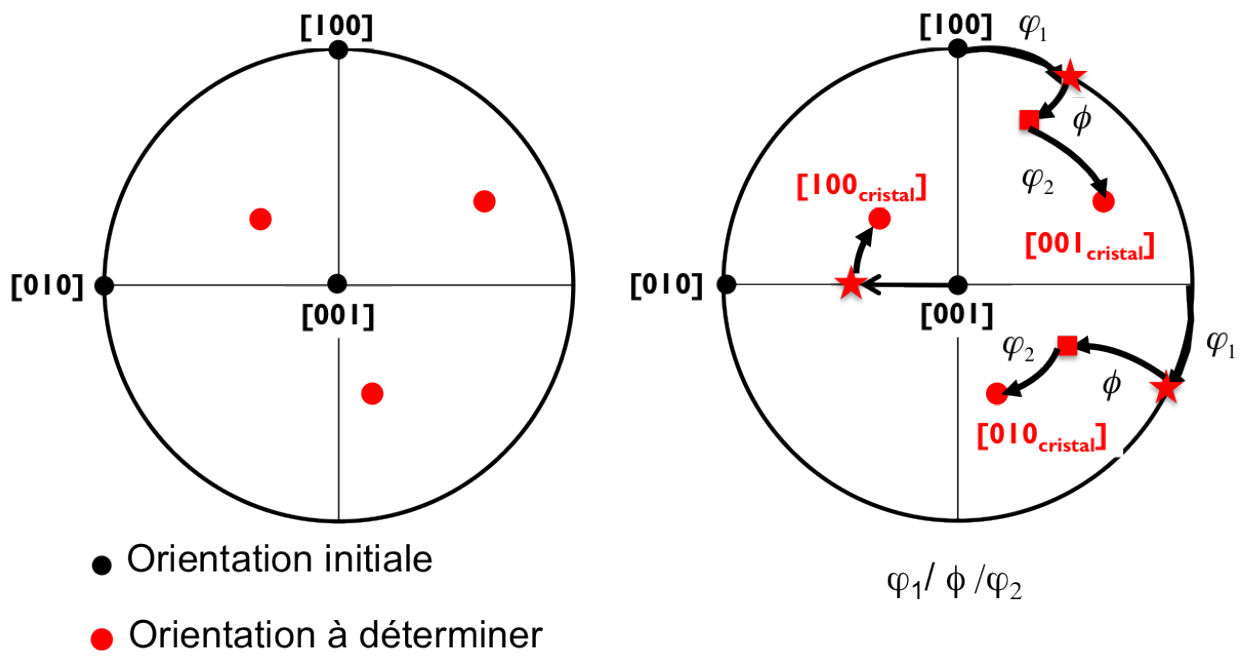


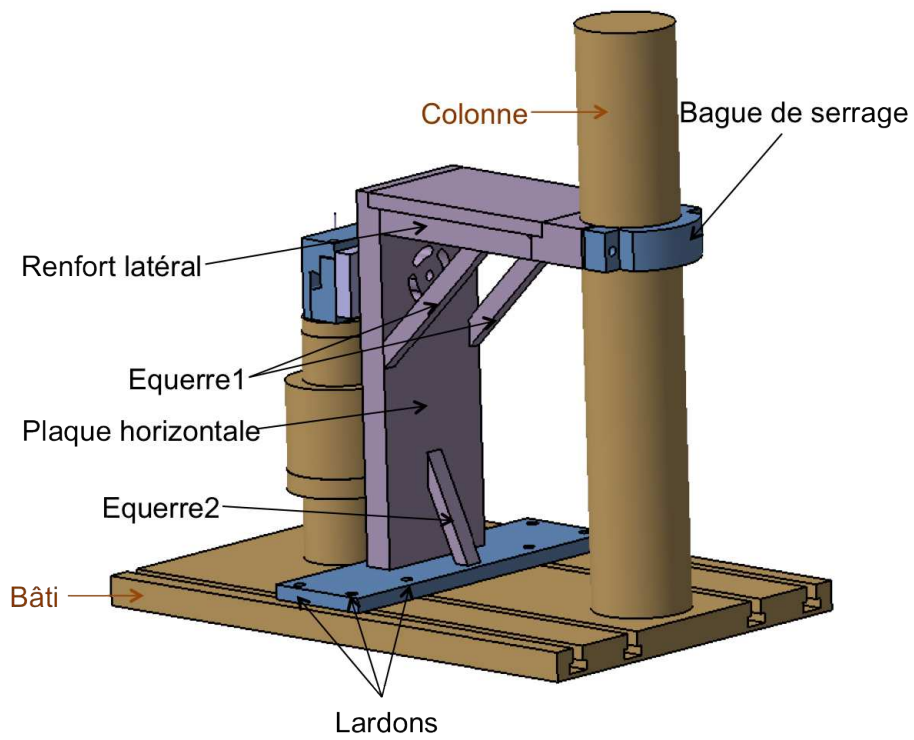
FIGURE A.4 – Les trois angles d’Euler ϕ_1 , Φ et ϕ_2 représentés dans la projection stéréographique dans le plan RP

Annexe B

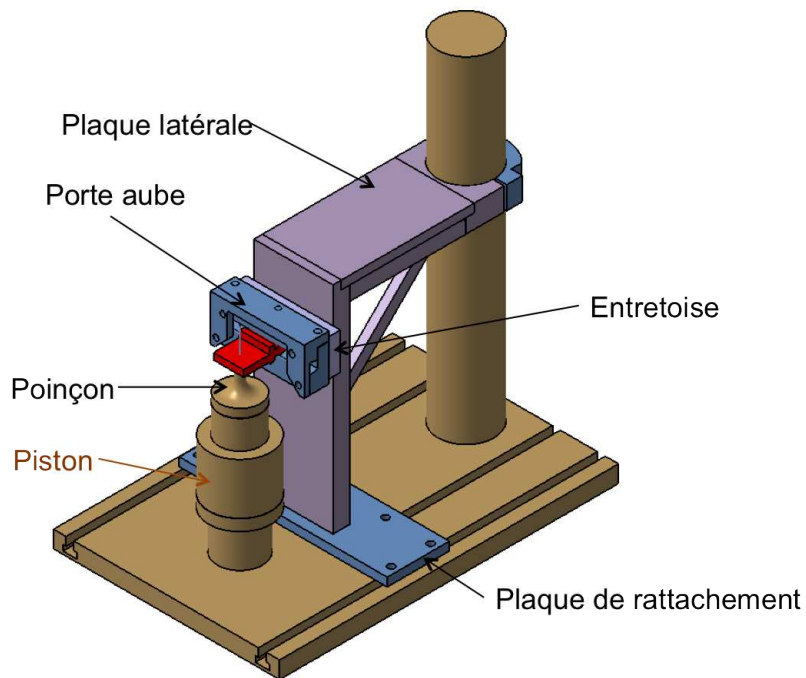
B.1 Plan du montage pour éprouvette de structure

Les différents plans des éléments constituant le montage sont indiqués ci-dessous :

- l'appui aube est vissé au sommet du piston et permet d'appliquer la force sur une partie précise de l'éprouvette de structure. Cet appui aube ou encore poinçon est muni d'un trou de refroidissement pour que lors des essais à haute température (jusque $950^{\circ}C$), le poinçon ne vienne pas surchauffer la cellule de charge et fausser les mesures (comme le chargement appliqué par exemple) ;
- la bague de serrage est soudée à la plaque latérale et serrée à la colonne de la machine de fatigue ;
- une seconde bague de serrage (blocage piston) avec un cylindre sert à bloquer le piston en rotation afin que la charge appliquée soit toujours positionnée au même endroit sur l'éprouvette de structure ;
- la plaque latérale est soudée à la plaque horizontale et les deux équerres 1 les soutiennent entre elles. La plaque horizontale comporte des trous oblong permettant d'orienter le porte aube et ainsi l'éprouvette de structure pour positionner l'appui aube ;
- le porte aube est l'élément maintenant l'éprouvette de structure par son pied de sapin afin de l'encastrier dans le montage ;
- la plaque de rattachement à la machine de traction est soudée à la plaque horizontale. Cette plaque comporte des trous correspondant à la position des différentes rainures présentes sur la machine de fatigue. Des lardons sont introduits dans ces rainures et sont vissés à la plaque de rattachement. Ainsi le montage est rattaché à la machine de fatigue
- les renforts sont positionnés en dessous de la plaque horizontale entre la plaque latérale et la bague de serrage ;
- l'entretoise peut se positionner entre la plaque contenant les trous oblong et le porte aube. Elle sert à changer la position du poinçon par rapport à l'éprouvette de structure.



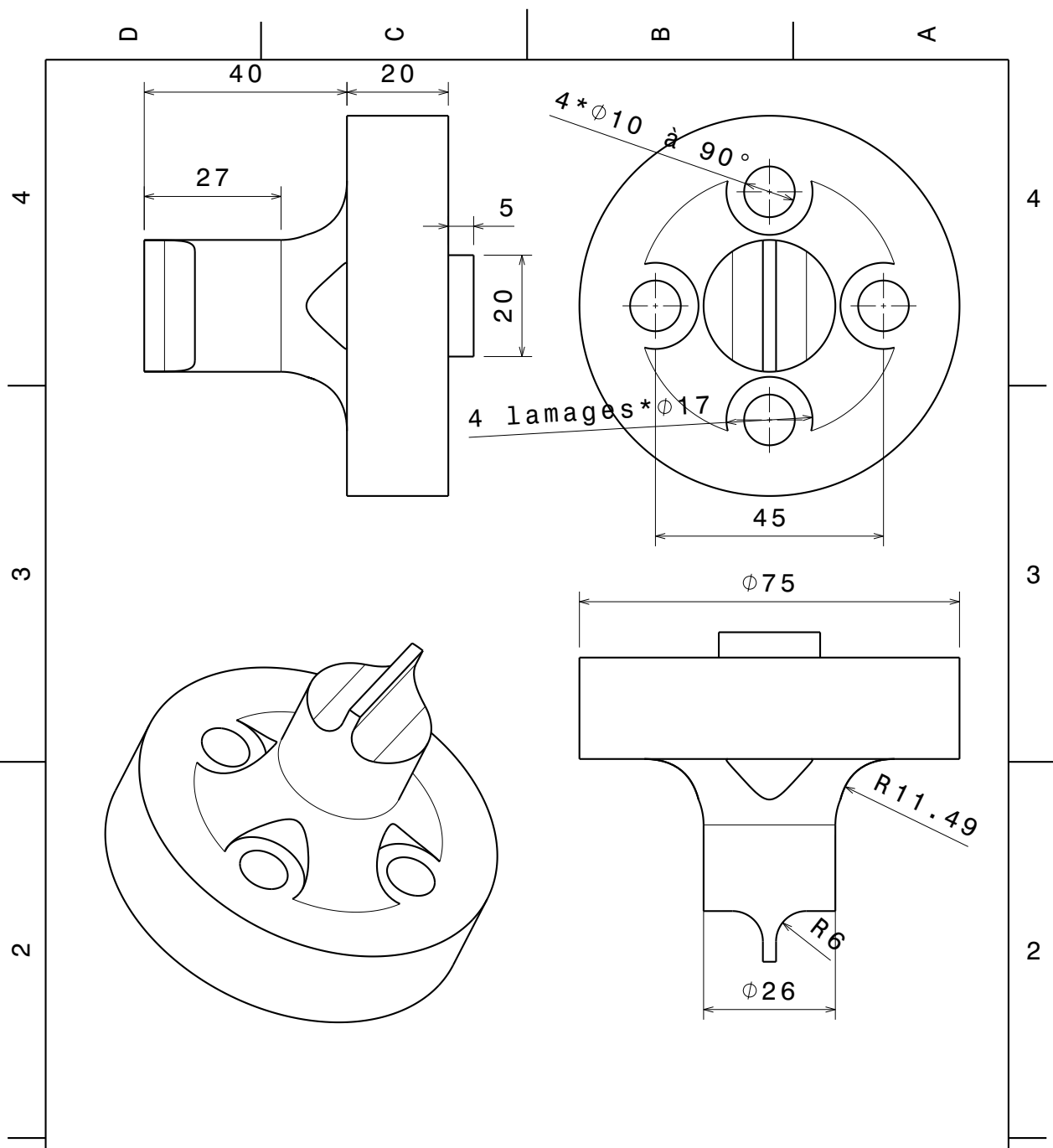
(a) côté intrados



(b) côté extrados

FIGURE B.1 – Parties décrivant l'aube

B.1. PLAN DU MONTAGE POUR ÉPROUVETTE DE STRUCTURE



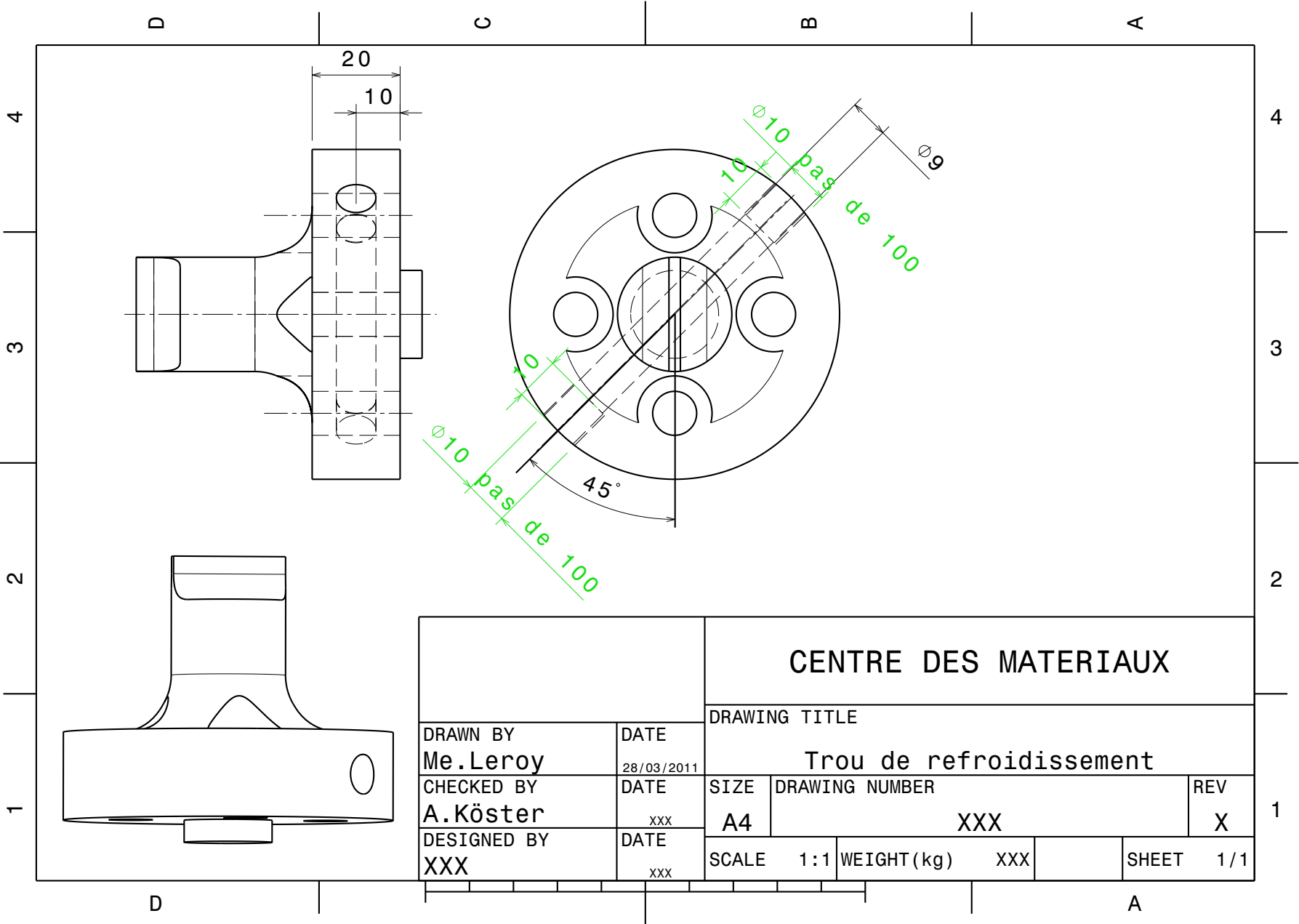
		CENTRE DES MATERIAUX			
		DRAWING TITLE			
DRAWN BY Me.Leroy		DATE 08/10/2010		Appui aube	
CHECKED BY XXX		SIZE A4	DRAWING NUMBER XXX		REV X
Material Inconel 718		DATE XXX	SCALE 1:1	WEIGHT (kg) XXX	SHEET 1/1

1

1

D

A



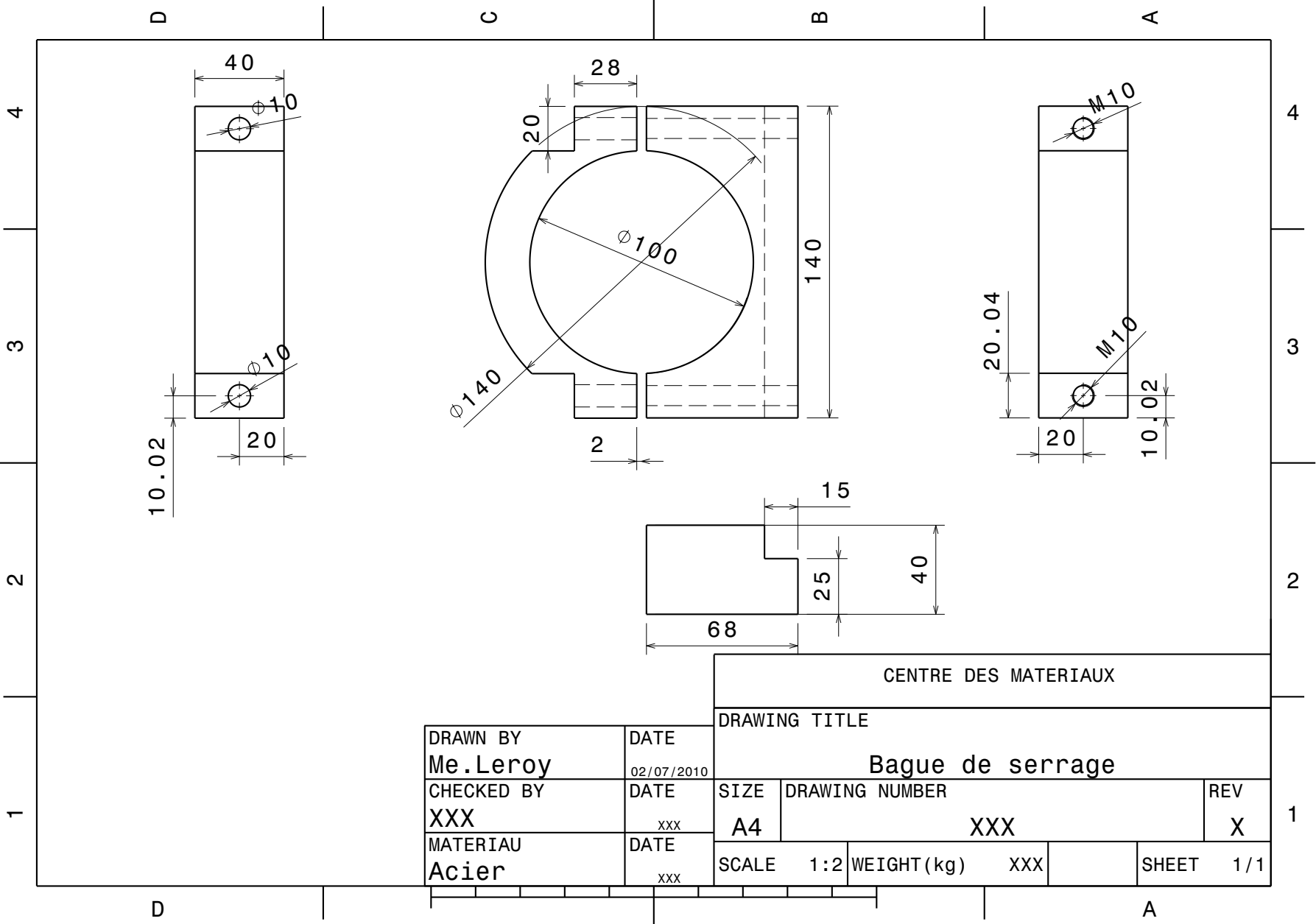
		CENTRE DES MATERIAUX		
		DRAWING TITLE		
		Trou de refroidissement		
DRAWN BY Me.Leroy	DATE 28/03/2011	SIZE A4	DRAWING NUMBER XXX	REV X
CHECKED BY A.Köster	DATE xxx			
DESIGNED BY XXX	DATE xxx	SCALE 1:1	WEIGHT(kg) xxx	SHEET 1/1

4
3
2
1

D C B A

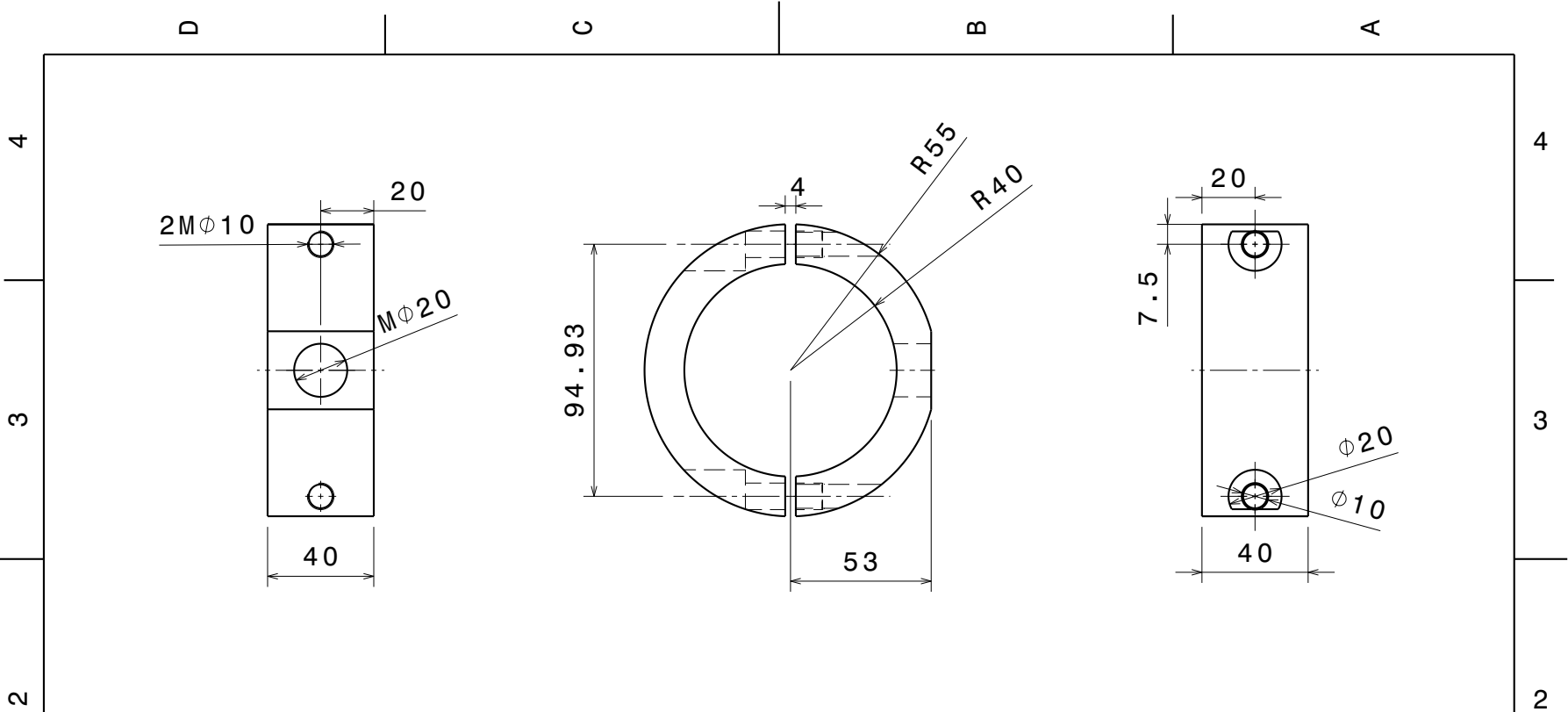
D A

4
3
2
1



DRAWN BY Me.Leroy	DATE 02/07/2010
CHECKED BY XXX	DATE xxx
MATERIAU Acier	DATE xxx

CENTRE DES MATERIAUX			
DRAWING TITLE Bague de serrage			
SIZE A4	DRAWING NUMBER XXX	REV X	1
SCALE 1:2	WEIGHT(kg) XXX	SHEET 1/1	



		CENTRE DES MATERIAUX			
		DRAWING TITLE			
		Blocage piston			
DRAWN BY Me.Leroy	DATE 23/11/2010	SIZE A4	DRAWING NUMBER 1		REV X
CHECKED BY XXX	DATE xxx				
MATERIAL Alu	DATE xxx	SCALE 1:2	WEIGHT(kg) XXX	SHEET 1/1	

2

3

4

2

3

4

1

1

D

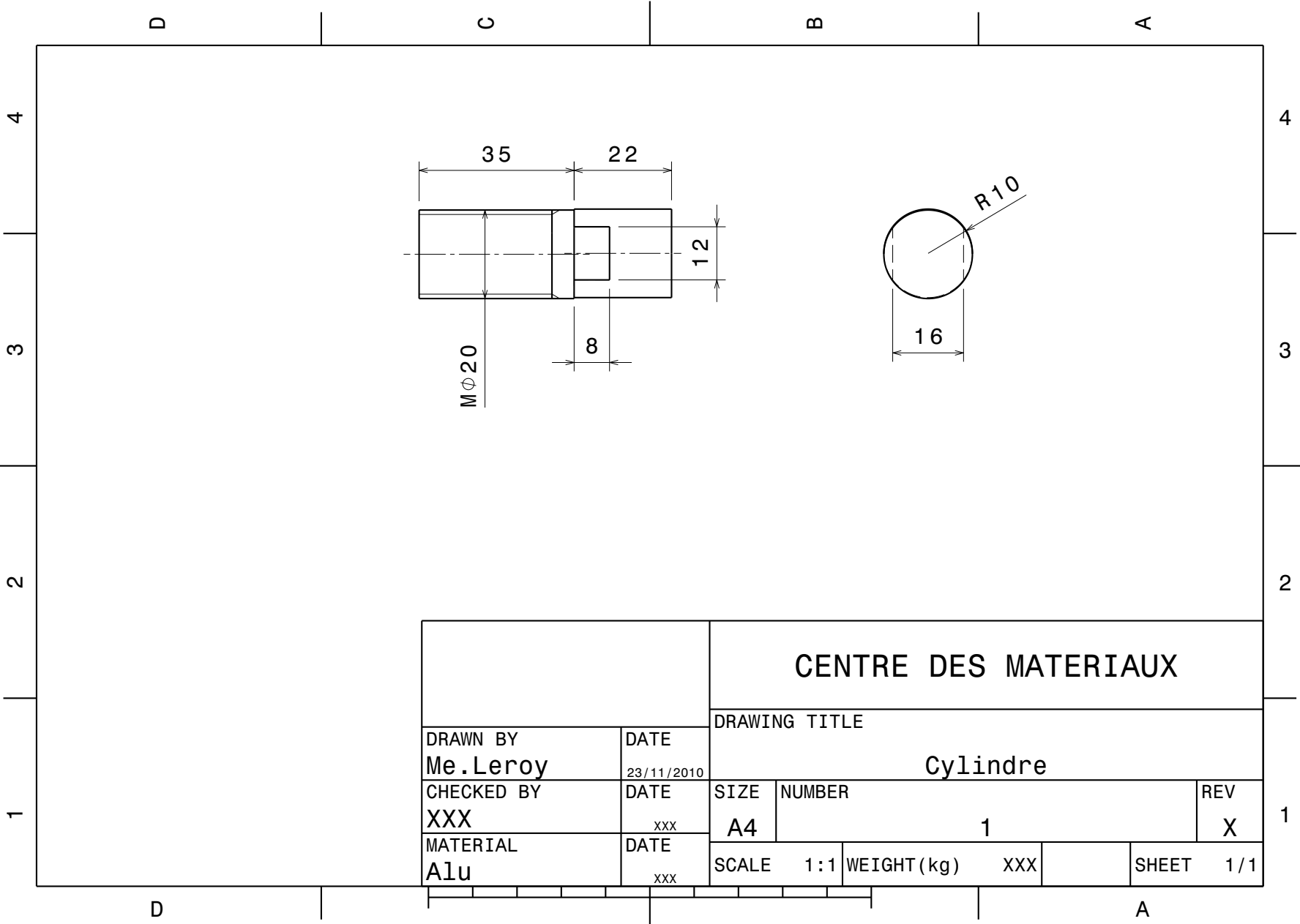
A

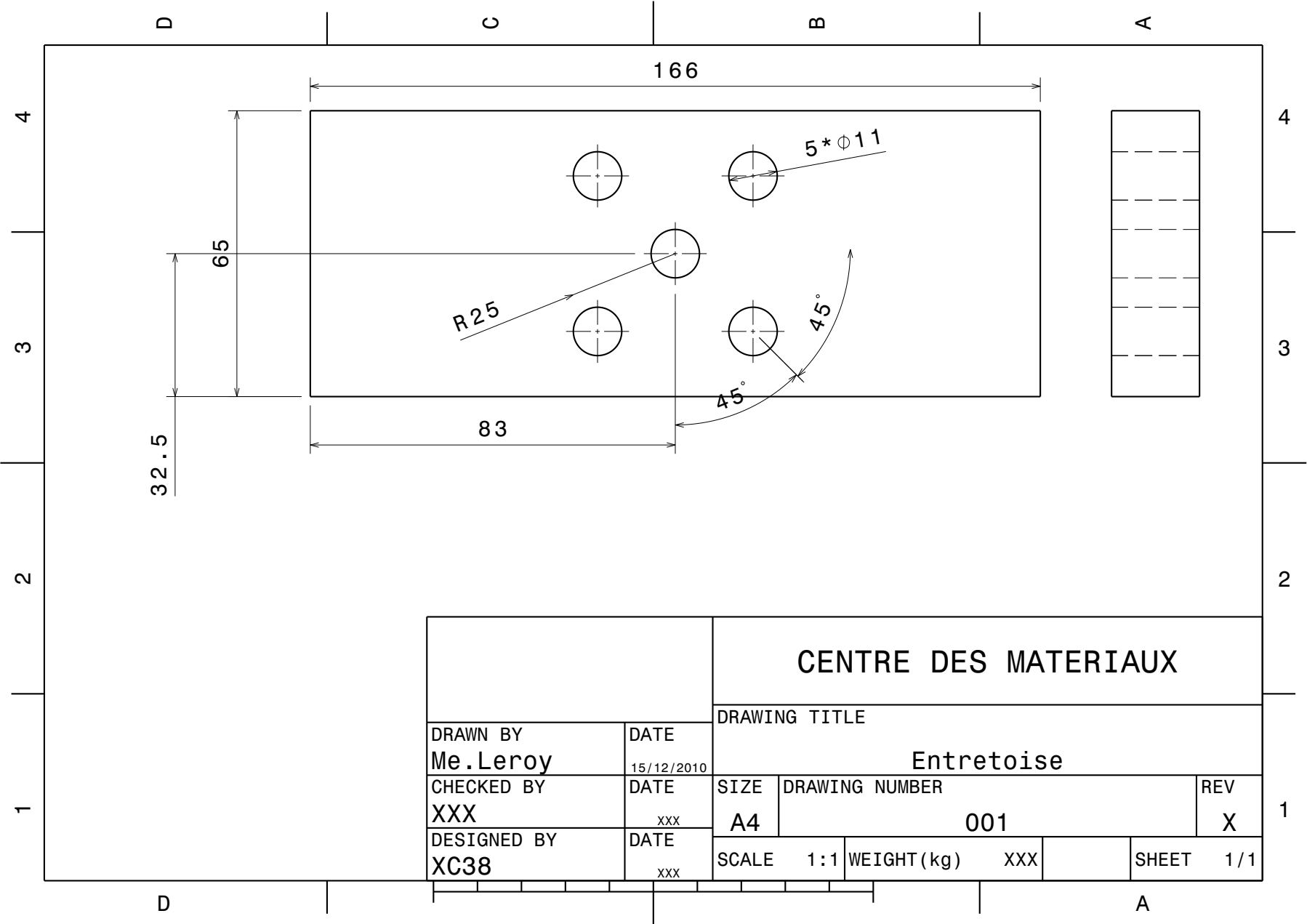
D

A

C

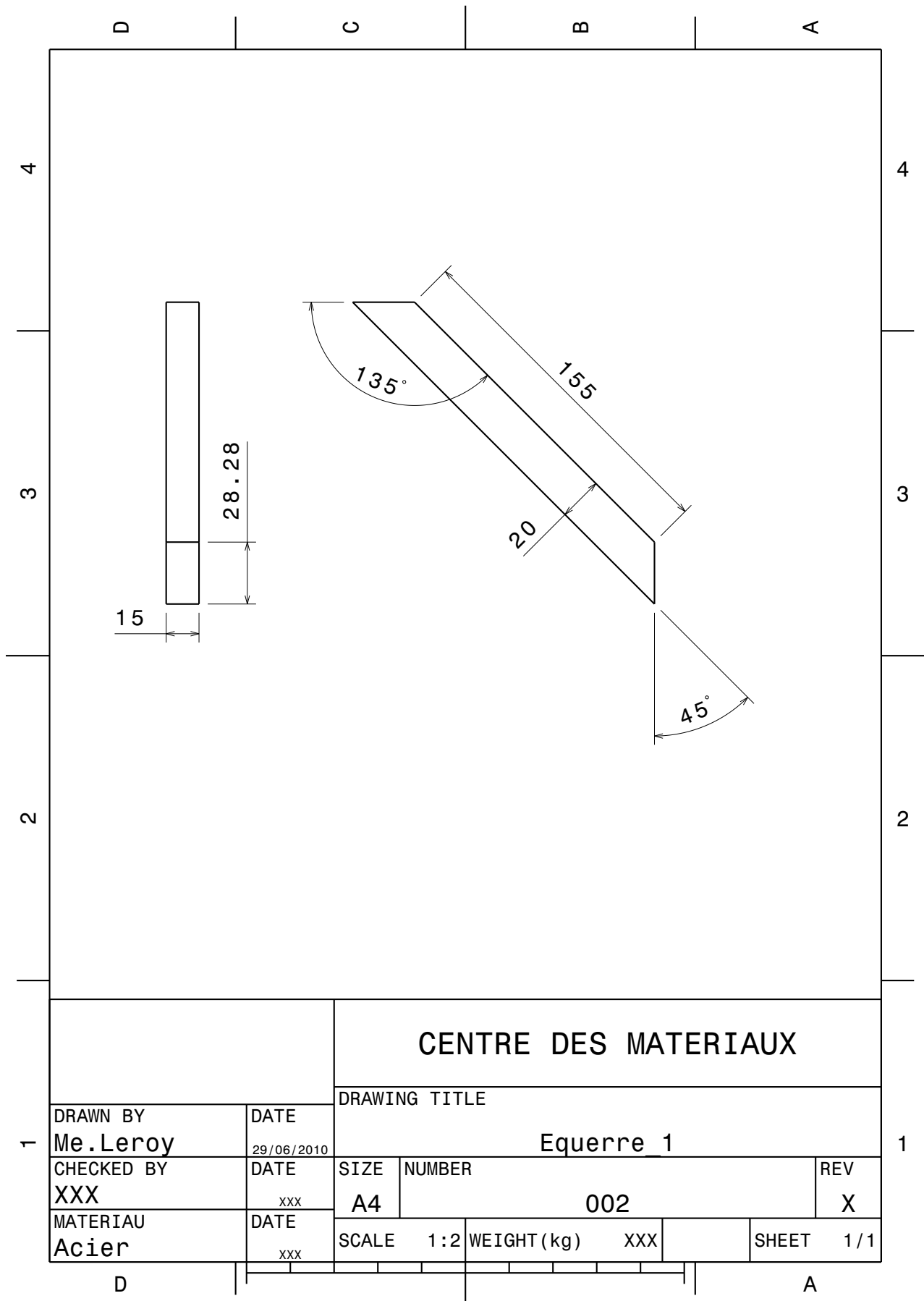
B

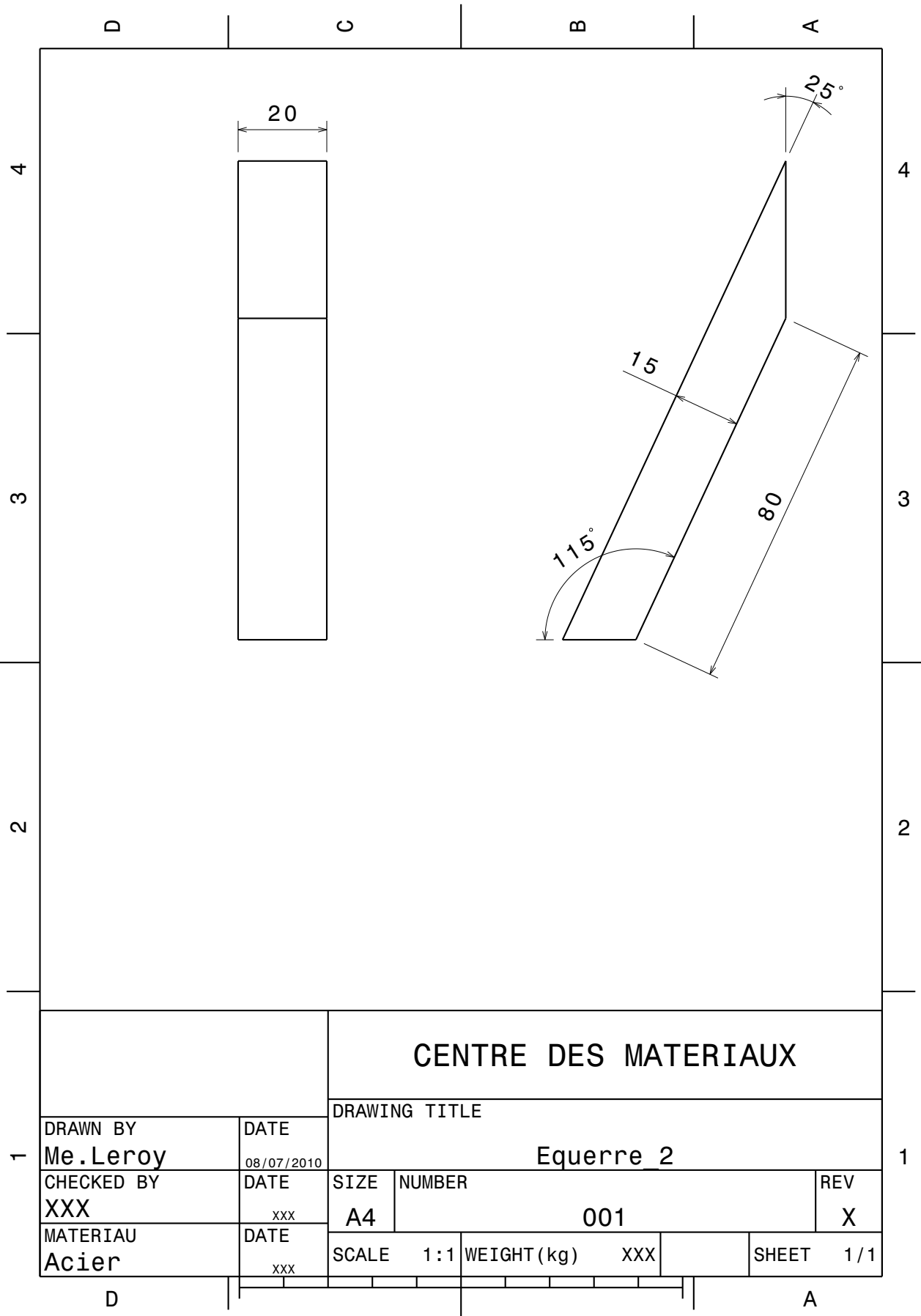


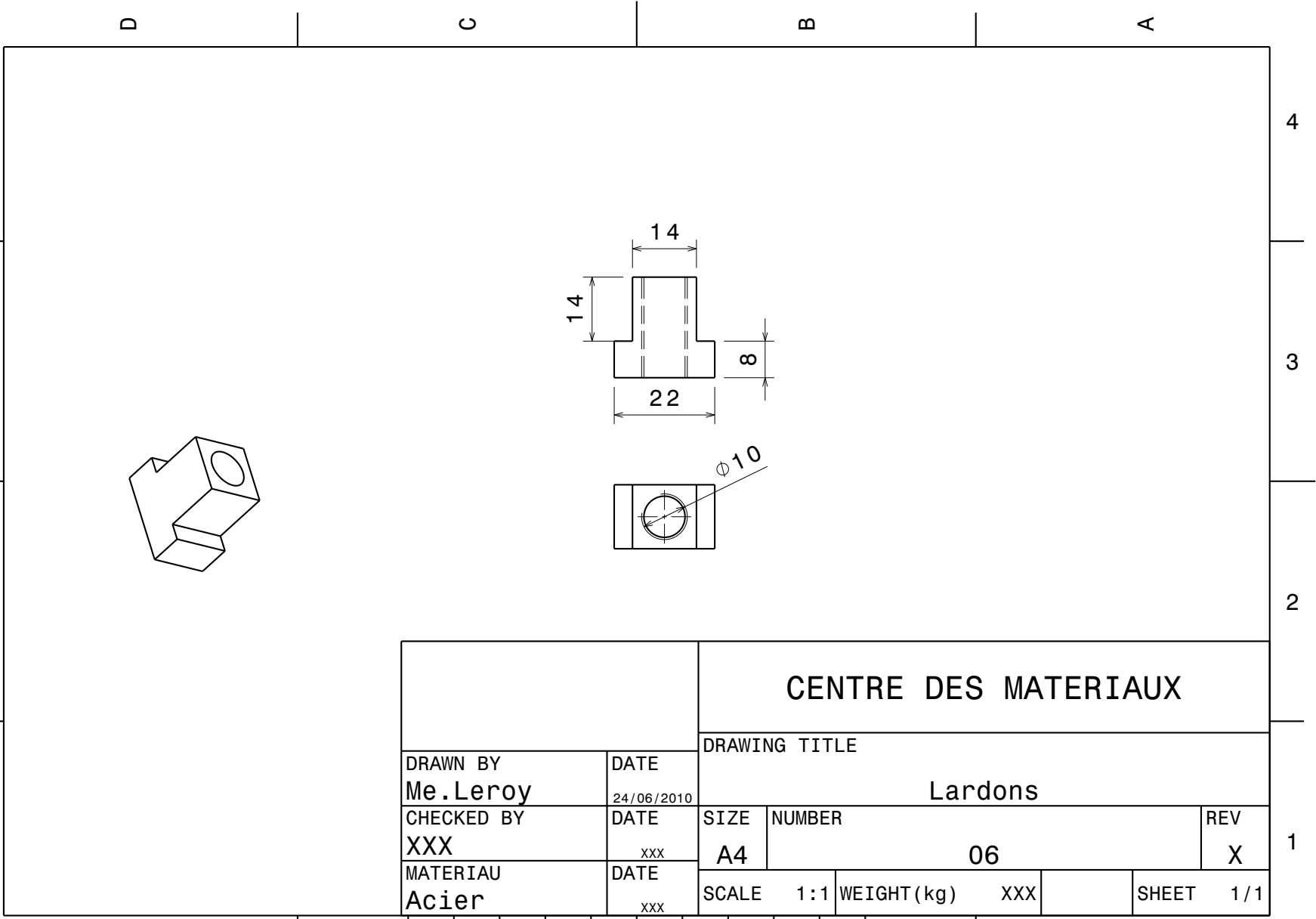


		CENTRE DES MATERIAUX			
		DRAWING TITLE			
		Entretoise			
DRAWN BY Me.Leroy	DATE 15/12/2010	SIZE A4	DRAWING NUMBER 001	REV X	1
CHECKED BY XXX	DATE xxx	SCALE 1:1	WEIGHT(kg) XXX	SHEET 1/1	
DESIGNED BY XC38	DATE xxx				

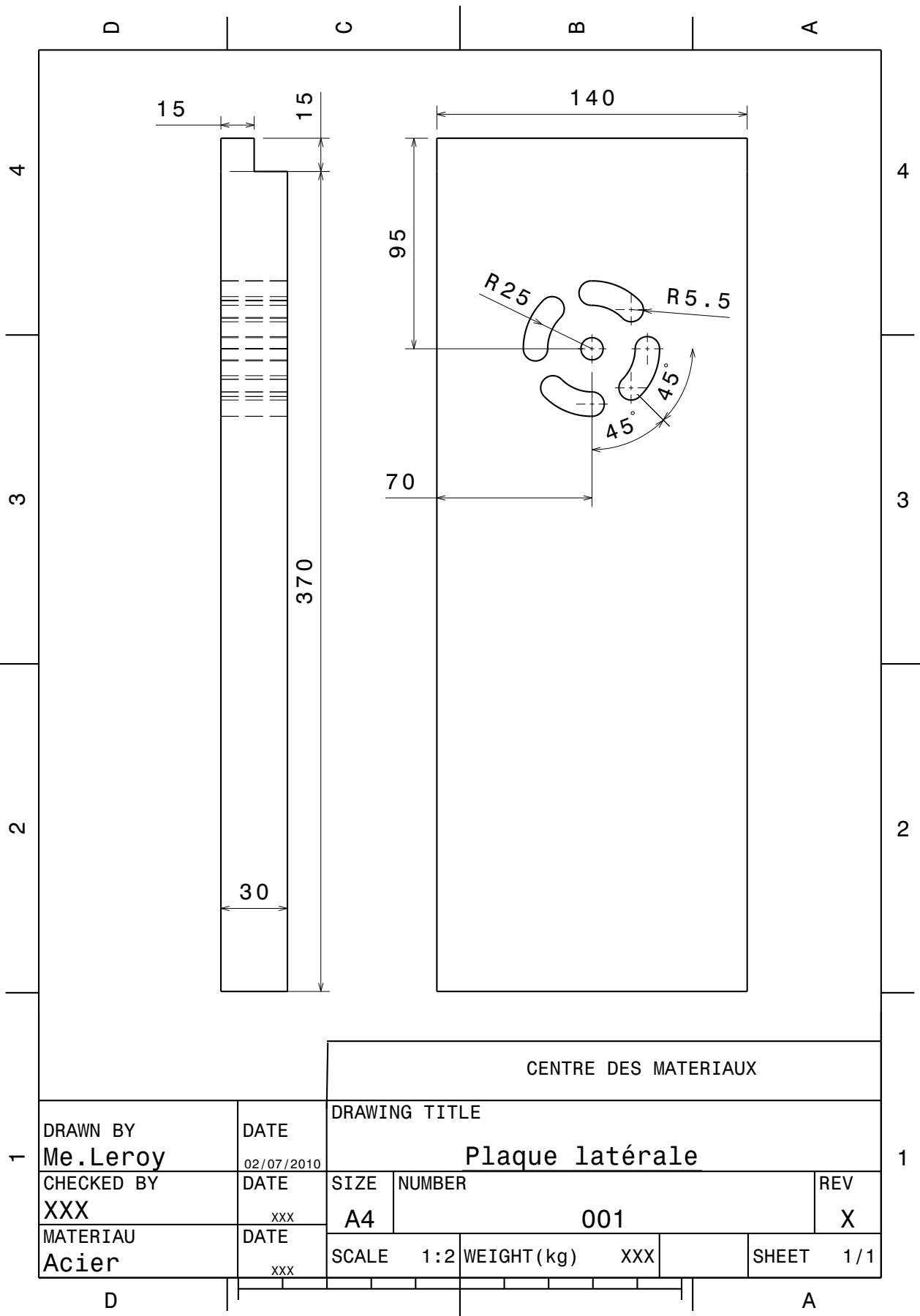
B.1. PLAN DU MONTAGE POUR ÉPROUVETTE DE STRUCTURE



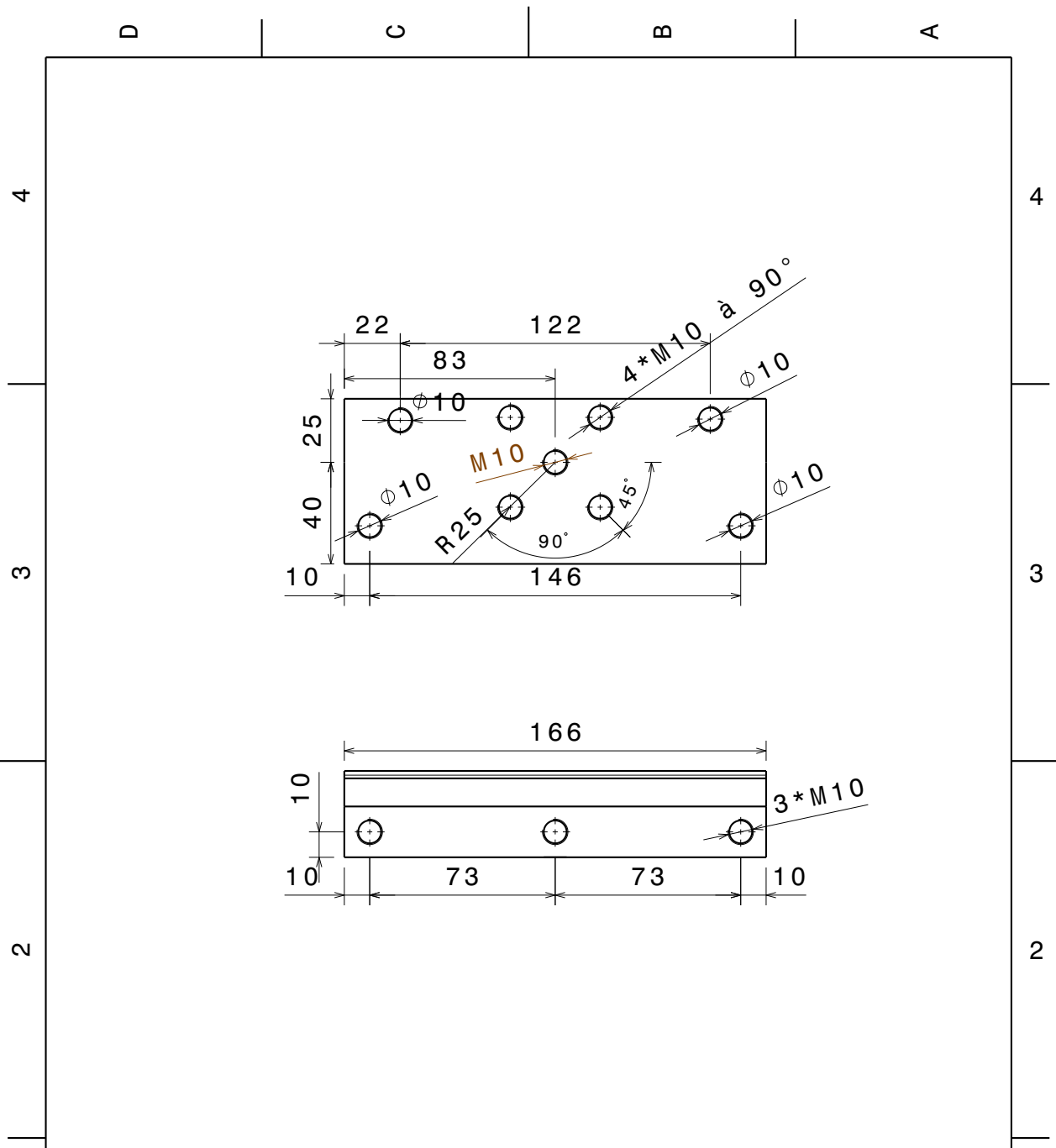




		CENTRE DES MATERIAUX			
		DRAWING TITLE			
		Lardons			
DRAWN BY Me.Leroy	DATE 24/06/2010	SIZE A4	NUMBER 06	REV X	1
CHECKED BY XXX	DATE xxx	SCALE 1:1	WEIGHT (kg) xxx	SHEET 1/1	
MATERIAU Acier	DATE xxx				



B.1. PLAN DU MONTAGE POUR ÉPROUVETTE DE STRUCTURE



This drawing is our property. It can't be reproduced or communicated without our written agreement.		CENTRE DES MATERIAUX			
DRAWING TITLE		Porte aube 1			
DRAWN BY Me.Leroy	DATE 30/06/2010	SIZE A4	NUMBER 001	REV X	
CHECKED BY XXX	DATE xxx	SCALE 1:2	WEIGHT (kg) xxx	SHEET 1/2	
MATERIAU Acier	DATE xxx				

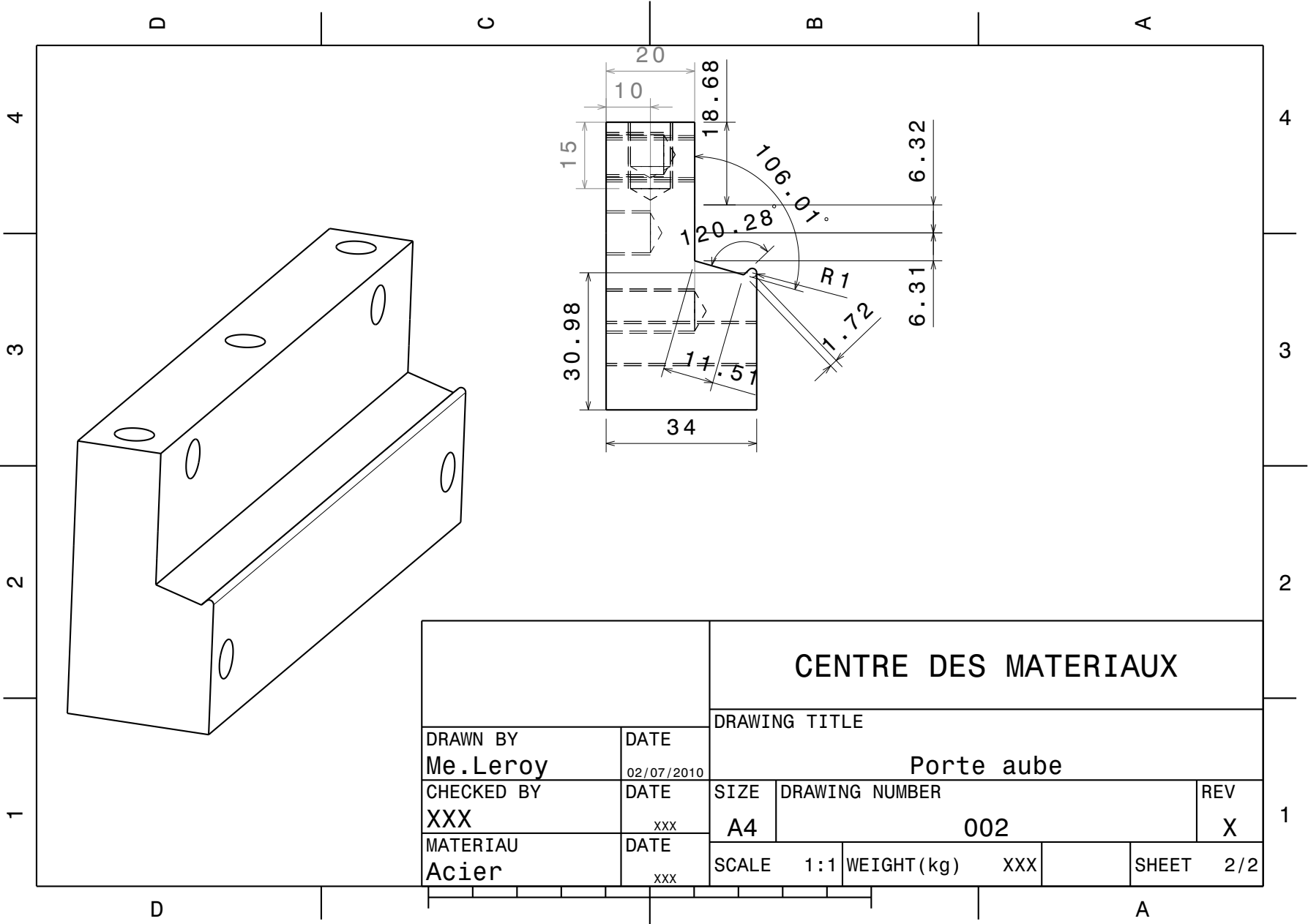
1

1

D

A

200



		CENTRE DES MATERIAUX			
		DRAWING TITLE			
		Porte aube			
DRAWN BY Me.Leroy	DATE 02/07/2010	SIZE A4	DRAWING NUMBER 002	REV X	1
CHECKED BY XXX	DATE xxx	SCALE 1:1	WEIGHT(kg) XXX	SHEET 2/2	
MATERIAU Acier	DATE xxx				

D

C

B

A

4

3

2

1

4

3

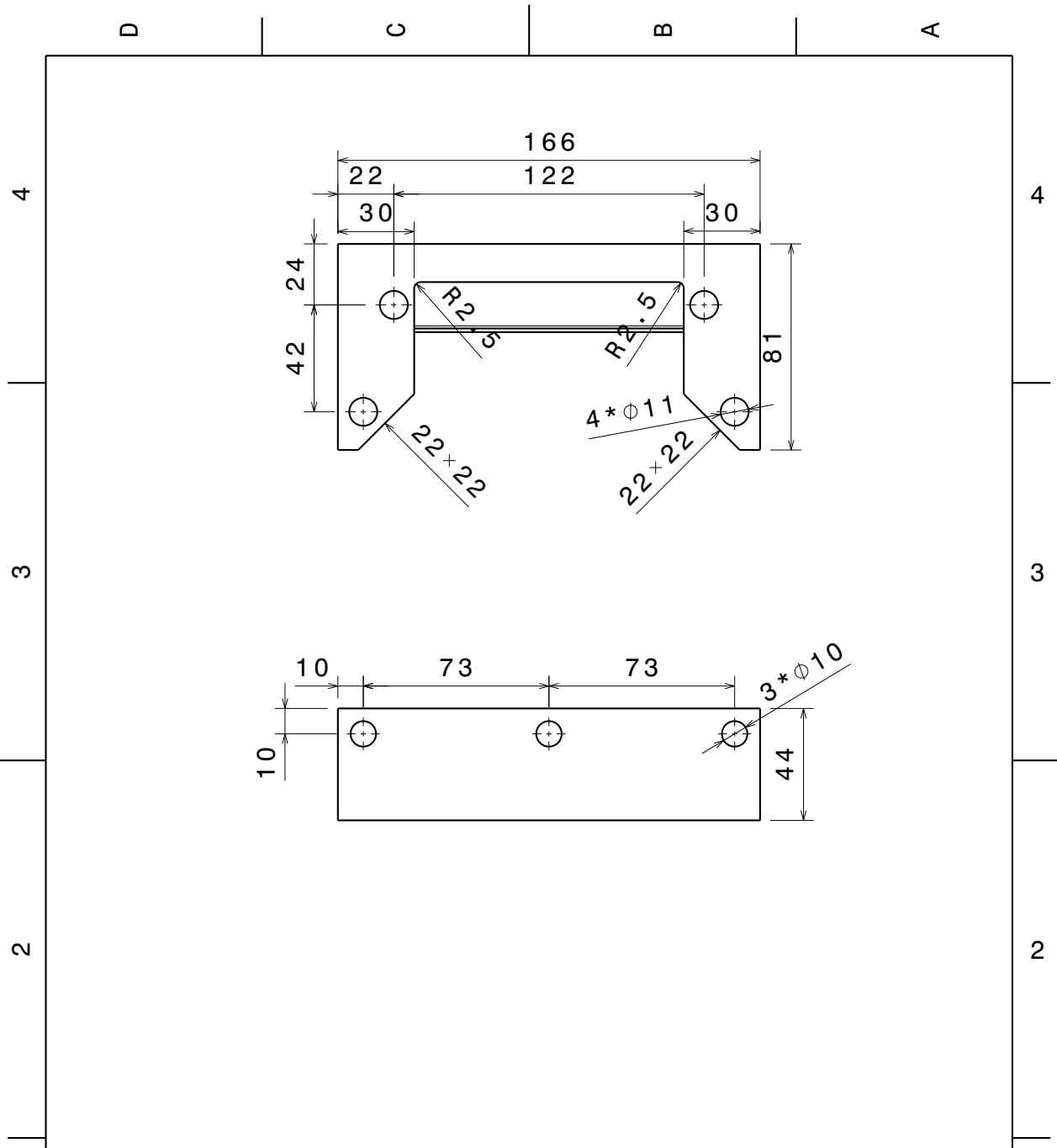
2

1

D

A

B.1. PLAN DU MONTAGE POUR ÉPROUVETTE DE STRUCTURE



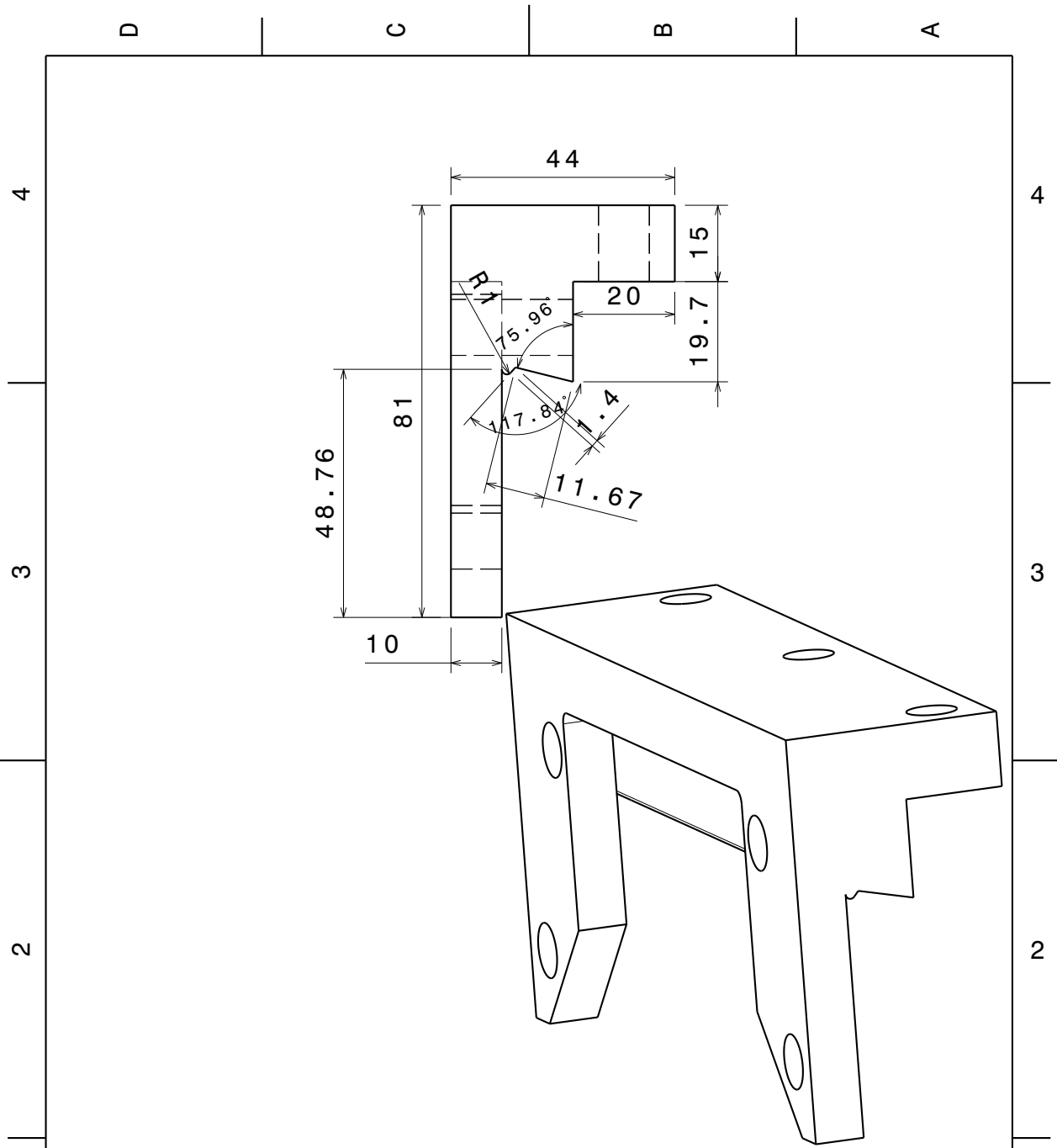
This drawing is our property. It can't be reproduced or communicated without our written agreement.		DASSAULT SYSTEMES			
		DRAWING TITLE			
DRAWN BY Me.Leroy		DATE 30/06/2010		Porte aube 2	
CHECKED BY XXX		SIZE A4	DRAWING NUMBER XXX		REV X
MATERIAU Acier		DATE XXX	SCALE 1:2	WEIGHT (kg) XXX	SHEET 1/2

1

1

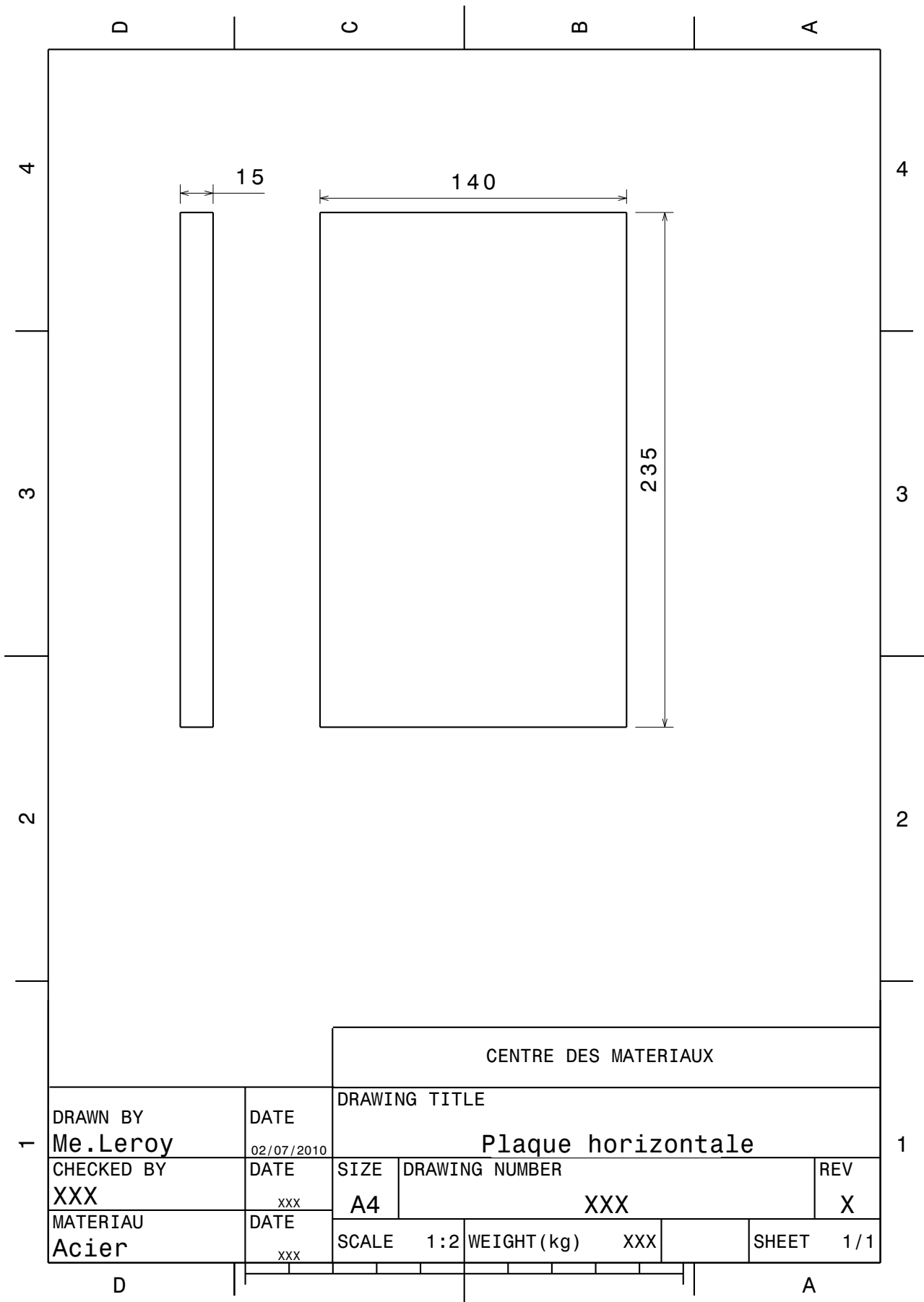
D

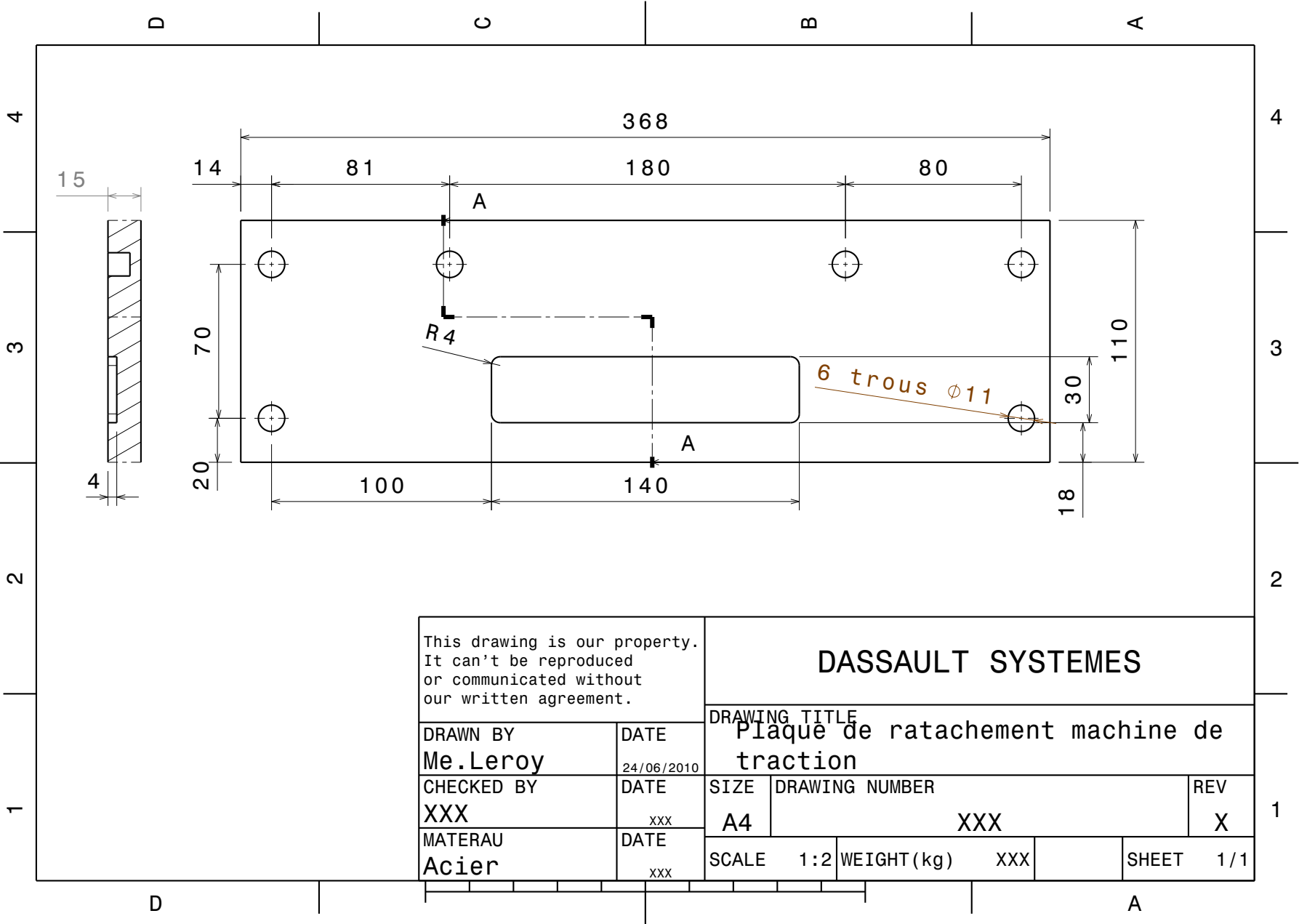
A



		CENTRE DES MATERIAUX			
		DRAWING TITLE			
DRAWN BY Me.Leroy		DATE 02/08/2010	Porte aube1		
CHECKED BY XXX	DATE xxx	SIZE A4	DRAWING NUMBER XXX		REV X
DESIGNED BY XXX	DATE xxx	SCALE 1:1	WEIGHT (kg) xxx	SHEET 2/2	

B.1. PLAN DU MONTAGE POUR ÉPROUVETTE DE STRUCTURE





This drawing is our property. It can't be reproduced or communicated without our written agreement.		DASSAULT SYSTEMES		
DRAWN BY Me.Leroy		DATE 24/06/2010	DRAWING TITLE Plaque de rattachement machine de traction	
CHECKED BY XXX	DATE xxx	SIZE A4	DRAWING NUMBER XXX	REV X
MATERAU Acier	DATE xxx	SCALE 1:2	WEIGHT(kg) XXX	SHEET 1/1

4
3
2
1

4
3
2
1

D C B A

D A

Annexe C

C.1 Reconstruction du champ thermique par la méthode Gappy POD

L'objectif de la méthode est de reconstruire un champ de température 3D sur un maillage éléments finis à partir des valeurs de température obtenues par la caméra infrarouge et les thermocouples. Le champ de température reconstruit permettra de faire un calcul thermomécanique représentant au mieux le gradient thermique présent au sein de l'aube durant les essais de fatigue. Le champ obtenu par caméra infrarouge est incomplet, c'est pourquoi on se propose de reconstruire le champ en 3D par l'utilisation d'une base POD issue d'une série de champs calculés pour différentes sources de chaleur supposées.

Nous avons reconstruit un gradient de température complexe grâce à la méthode Gappy POD à partir des données expérimentales obtenues sur l'éprouvette de structure A650/F/EM/2.

C.1.1 La théorie de l'approximation

La théorie de l'approximation [Weil and Yger, 2009] permet de trouver une représentation approchée de fonctions à l'aide d'une base de fonction connues. On ne peut approcher la fonction recherchée par une base polynomiale car elle ne respecte pas la physique de l'équation de la chaleur.

C.1.2 Equations de la chaleur

On cherche un champ de température $T(x, \mu)$ fonction d'un vecteur de paramètres $\mu \in (R)^m$ associé à un modèle de sources de chaleurs vérifiant l'équation de la chaleur :

$$\operatorname{div} q = r(\mu), \quad \forall x \in \Omega \quad (\text{C.1})$$

$$q = -k \cdot \operatorname{grad} T, \quad \forall x \in \Omega \quad (\text{C.2})$$

$$q \cdot n = -\Phi(\mu), \quad \forall x \in \partial_{\Phi} \Omega \quad (\text{C.3})$$

$$T = T_c, \quad \forall x \in \partial_T \Omega \quad (\text{C.4})$$

La formule faible de ce problème est de trouver $T(x, \nu) \in \nu + T_0$ tel que,

$$a(\nu, t, \mu) = b(\nu, \mu), \quad \forall \nu \in \nu \quad (\text{C.5})$$

Le champ T_0 vérifie les équations suivantes :

$$\operatorname{div} q_0 = 0, \quad \forall x \in \Omega \quad (\text{C.6})$$

$$q_0 = -k \cdot \operatorname{grad} T_0, \quad \forall x \in \Omega \quad (\text{C.7})$$

$$q_0 \cdot n = 0, \quad \forall x \in \partial_{\Phi} \Omega \quad (\text{C.8})$$

$$T_0 = T_c, \quad \forall x \in \partial_T \Omega \quad (\text{C.9})$$

Les équation du modèle éléments finis sont déduites de la forme faible ci dessus en introduisant un sous espace de ν de dimension finie, engendré par les fonctions de forme du modèle éléments finis : $\nu_h = \text{span}(\{N_i\}_{i=1}^N)$. Les fonctions de forme des éléments finis n'ont pas de sens physique mais on suppose que le maillage du domaine Ω est suffisamment fin pour que ν_h approche de façon acceptable des champs de température ayant un sens physique.

C.1.3 Construction d'une base POD issue d'un modèle de sources de chaleur

On définit différentes sources de chaleur volumique et surfacique sur le modèle éléments finis. C'est un choix arbitraire qui a une influence sur le résultat final. On choisit de mettre des sources là où l'on suppose qu'il y a échauffement ou perte de chaleur. L'ensemble de flux de chaleur peut être discrétisé et ils sont modélisés comme résultant de la combinaison linéaire de sources supposées :

$$r(\mu) = \sum_{i=1}^m r_i \mu_i \quad (\text{C.10})$$

$$\Phi_c(\mu) = \sum_{i=1}^m \Phi_i \mu_i \quad (\text{C.11})$$

A des instants donnés, chaque source est activée individuellement. Chaque source est associée à un champ de température :

$$a(\nu, \tilde{\xi}_i, e_i) = b(\nu, e_i), \quad \forall \nu \in \nu_h \quad (\text{C.12})$$

On obtient donc une famille de champs de température $\{\tilde{\xi}_i\}_{i=1}^m$ qui ont un sens physique mais non linéairement indépendants comme le montre la Figure C.1.

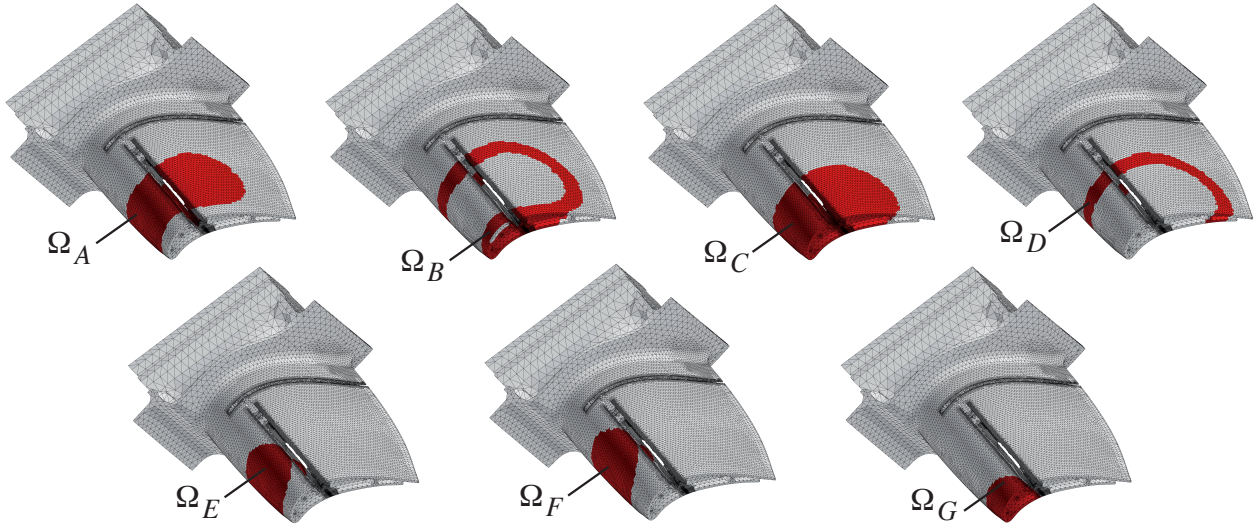


FIGURE C.1 – Représentation des sources de chaleur volumiques

Le but est de créer une base à partir des champs ξ_i . La méthode POD (Proper Orthogonal Decomposition) détermine la famille de fonctions orthogonales $(\Phi_k)_{k=1\dots p}$ solution du problème de minimisation par la décomposition des valeurs propres de $A^T A$ ou de AA^T tronquées à l'ordre P . Ainsi, à partir de champs considérés comme aléatoires, la méthode POD extrait les réalisations les plus probables et donc les modes dominants caractérisant ces champs.

La méthode POD permet de fournir des fonctions de base qui peuvent être utilisées pour définir un sous espace de faible dimension sur lequel on pourra projeter les équations d'état. On cherche alors à approximer le champ de déplacement $u(x, t)$ par une somme finie de produit de fonctions à variables séparées : $\sum_{k=1}^p a_k(t) \cdot \Phi_k(x)$ connaissant un ensemble de réalisation $u = \{u(x, t_i)\}_{i=1 \dots N_t}$ ou snapshots.

La taille de l'espace engendré par les champs de température est inférieure au nombre de sources de chaleur. Pour construire la base, la projection ψ_k est maximisée sur l'ensemble des ξ_i (cf. Figure C.2).

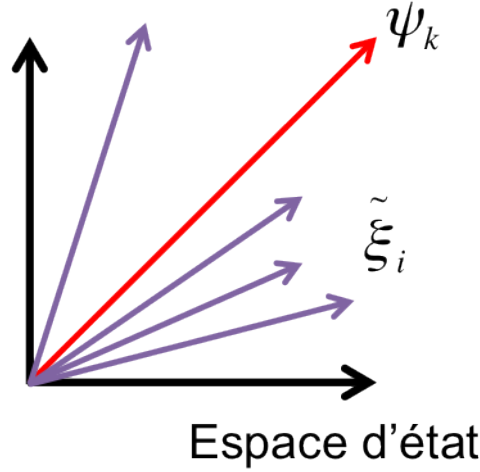


FIGURE C.2 – Maximisation de la projection de ψ_k sur l'ensemble des réponses ξ_i

Ainsi, les fonctions Φ_k déterminées par la méthode POD forment une base orthonormale optimale au sens de l'énergie et respecte les conditions aux limites et les symétries.

L'intensité de chaque champ est modifiée en tenant compte de sa projection sur la partie visible du champ mesuré par la caméra thermique notée T_{exp} (cf. Figure C.3).

Cependant, une base POD est incapable de représenter une information qui n'est pas contenu initialement dans la base de données utilisée pour la déterminer. D'où le choix des snapshots choisis dans le but de contenir le plus d'informations possibles sur les systèmes physique.

La zone masquée est définie à l'aide d'un champ scalaire z à valeur 0-1 (0 pour les zones masquées). Les champs ξ_i sont donc représentés par l'équation suivante :

$$\xi_i = \int_{\partial_{exp}\Omega} z T_{exp} \tilde{\xi}_i dx \tilde{\xi}_i, \quad i = 1, \dots, m + 1 \quad (C.13)$$

$$\int_{\partial_{exp}\Omega} z T_{exp} \tilde{\xi}_i^2 dx = 1 \quad (C.14)$$

A l'aide de la méthode snapshot POD [Sirovich, 1987], une base réduite $\{\psi_k\}_{k=1}^N$ est construite. On cherche par la méthode POD les fonctions Φ les mieux corrélées en moyenne aux réalisation u . Ces fonctions sont celles qui ont, au sens des moindres carrées, la plus grande projection sur les observations et donc maximisent l'expression :

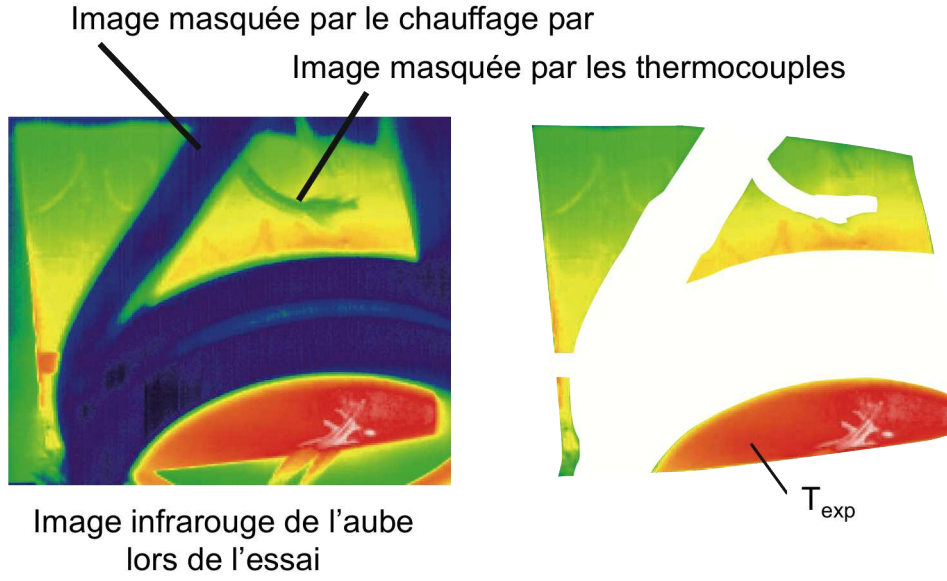


FIGURE C.3 – Représentation du champ visible par la caméra infrarouge de l'éprouvette de structure A650/F/EM/2

$$\psi_k = \arg \max_{\psi_k = \sum \xi_i \gamma_i} \frac{\sum_{i=1}^{m+1} \left(\int_{\partial_{exp} \Omega} \xi_i \psi dx \right)^2}{\int_{\partial_{exp} \Omega} \psi^2 dx} \quad (C.15)$$

$$\lambda_k = \frac{\sum_{i=1}^{m+1} \left(\int_{\partial_{exp} \Omega} \xi_i \psi dx \right)^2}{\int_{\partial_{exp} \Omega} \psi^2 dx} \quad (C.16)$$

$$\lambda_k \geq \lambda_{k+1} \quad (C.17)$$

$$N = \arg \min_{p=1, \dots, m+1, \lambda_p \in POD \lambda_1} p \quad (C.18)$$

ψ_k est une base du sous-espace engendré par les ξ_i . On s'intéresse seulement à la direction de ψ_k et non à sa valeur, c'est pourquoi le maximum est divisé par la norme de ψ_k . Le maximum est cherché par une combinaison linéaire des ξ_i . La méthode snapshot POD permet de chercher les γ_i à la place des ψ pour minimiser les valeurs à chercher. Plusieurs valeurs de ψ_k sont trouvées et celle qui est retenue réalise le maximum. Les λ_k calculés sont les valeurs propres pour chaque mode empirique. Les valeurs propres sont ordonnées par ordre croissant. Le dernier mode empirique est alors le plus représentatif du champ de température comme le montre la Figure C.4.

C.1.4 Reconstruction d'une forme de champ avec des mesures masquées

Les images obtenues par la caméra thermique peuvent être masquées par la présence d'appareils de mesure, comme l'inducteur dans notre cas. On a donc une mesure incomplète du champ de température de l'objet en question. La méthode Gappy POD [Everson and Sirovich, 1995] permet de traiter une mesure incomplète afin de construire des bases POD complètes, c'est à dire entièrement définies sur le domaine Ω choisi. Pour construire la base réduite complète à partir du champ mesuré, la base réduite $\{\psi_k\}_{k=1}^N$ est utilisée. Le champ reconstruit est noté T_R et est représenté dans la base.

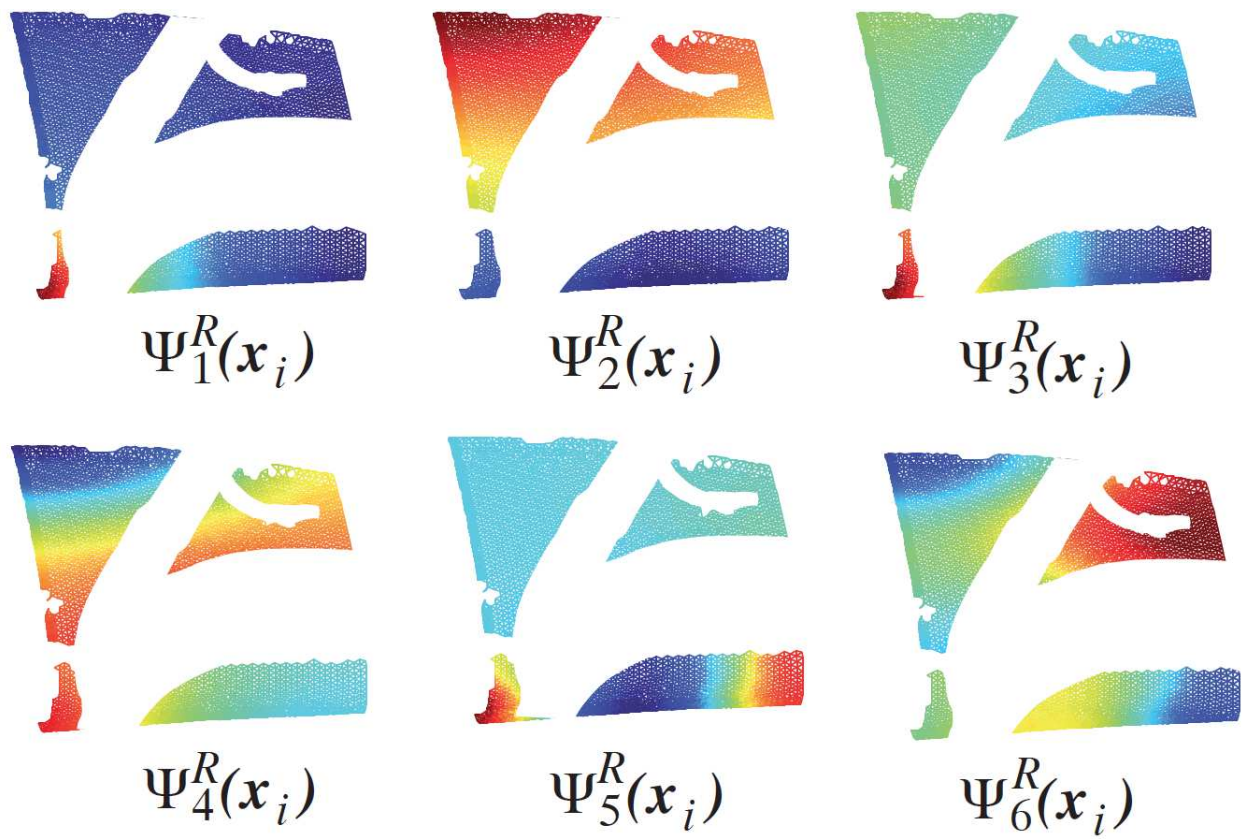


FIGURE C.4 – Modes POD obtenus pour l'éprouvette de structure A650/F/EM/2

C.1.5 Projection des mesures dans une base réduite

On veut recréer une nouvelle base prenant en compte la partie du problème non masquée. On recrée donc une base Υ_k avec un champ de température proche de celui de la caméra mais en 3D. On veut tenir compte de la valeur de la température prise par les thermocouples. Le champ reconstruit est noté T_F et est défini par les équations suivantes :

$$T_F = \sum_{k=1}^n \Upsilon_k c_k \quad (\text{C.19})$$

$$\{c_k\}_{k=1}^n = \arg \min_{\{y_k\}_{k=1}^n} \sum_{j=1}^n \left(T_{exp}(\zeta_j) - T_0(\zeta_j) - \sum_{k=1}^n \Upsilon_k(\zeta_j) y_k \right)^2 \quad (\text{C.20})$$

Pour retrouver T_F , on cherche à calculer les coefficients μ_i devant chaque coefficient $\tilde{\xi}_i$ comme défini dans l'équation suivante :

$$\{\mu_i\}_{i=1}^m = \arg \min_{\{\mu_i\}_{i=1}^m} \int_{\Omega} \left(T_F - \sum_{k=1}^m \tilde{\xi}_k \mu_k \right)^2 dx \quad (\text{C.21})$$

On obtient alors une bonne approximation du gradient thermique recomposé en 3D par rapport à la mesure initiale comme la montre la Figure C.5.

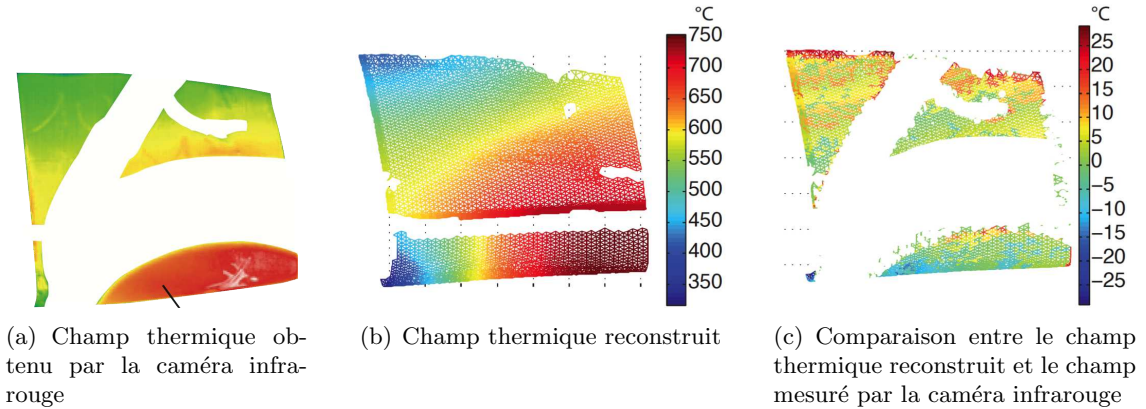


FIGURE C.5 – Reconstruction du champ thermique

Annexe D

D.1 Récapitulatif des essais sur aubes

D.1.1 Plan des entailles effectuées

Entaille large

Les éprouvettes de structure à entaille large ont été découpées selon la Figure D.1 ci dessous. L'entaille de 12mm de diamètre se place à 11mm du bord d'attaque de l'aube, c'est à dire en étant tangent au joint de grains, en rasant la plate-forme.

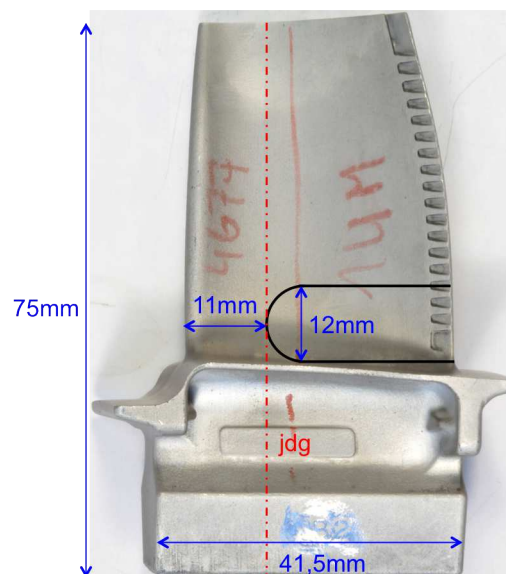


FIGURE D.1 – Plan de l'entaille effectuée sur les éprouvettes de structure A20/F/EL et A650/F/EL suivant la position du joint de grains

Entailles multiples

Les entailles effectuées sur les trois éprouvettes de structure à entailles multiples, respectivement A650/F/EM/1, A650/F/EM/2 et A950/F/EM sont représentées sur les Figures D.2, D.3 et D.4. Chaque entaille effectuée est de longueur variable suivant la zone utile désirée et la position du joint de grains au sein de la pièce. L'entaille située à 10mm de la plate forme possède un diamètre de $0,3\text{mm}$ (épaisseur un fil pour un usinage par électroérosion).

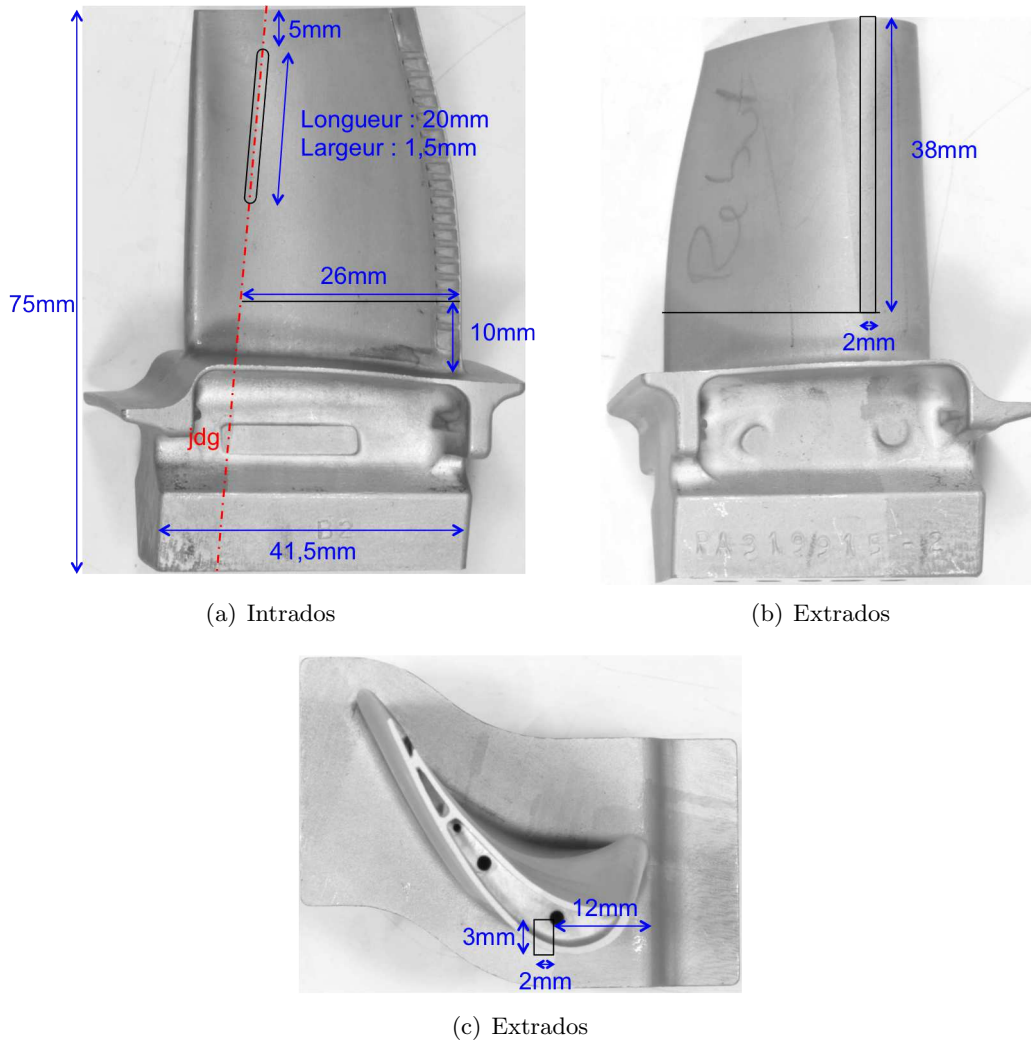


FIGURE D.2 – Plan des entailles effectuée sur l'éprouvette de structure A650/F/EM/1 suivant la position du joint de grains

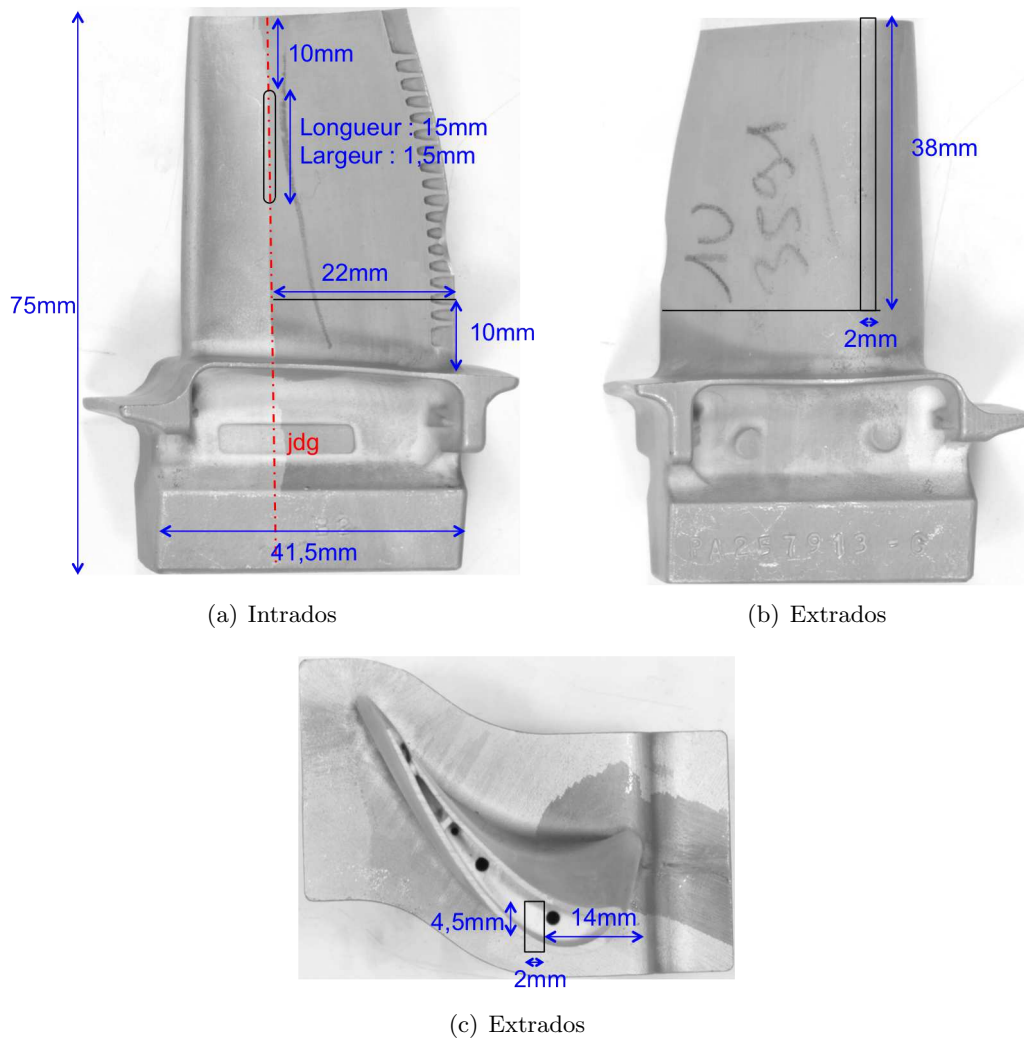


FIGURE D.3 – Plan des entailles effectuée sur l'éprouvette de structure A650/F/EM/2 suivant la position du joint de grains

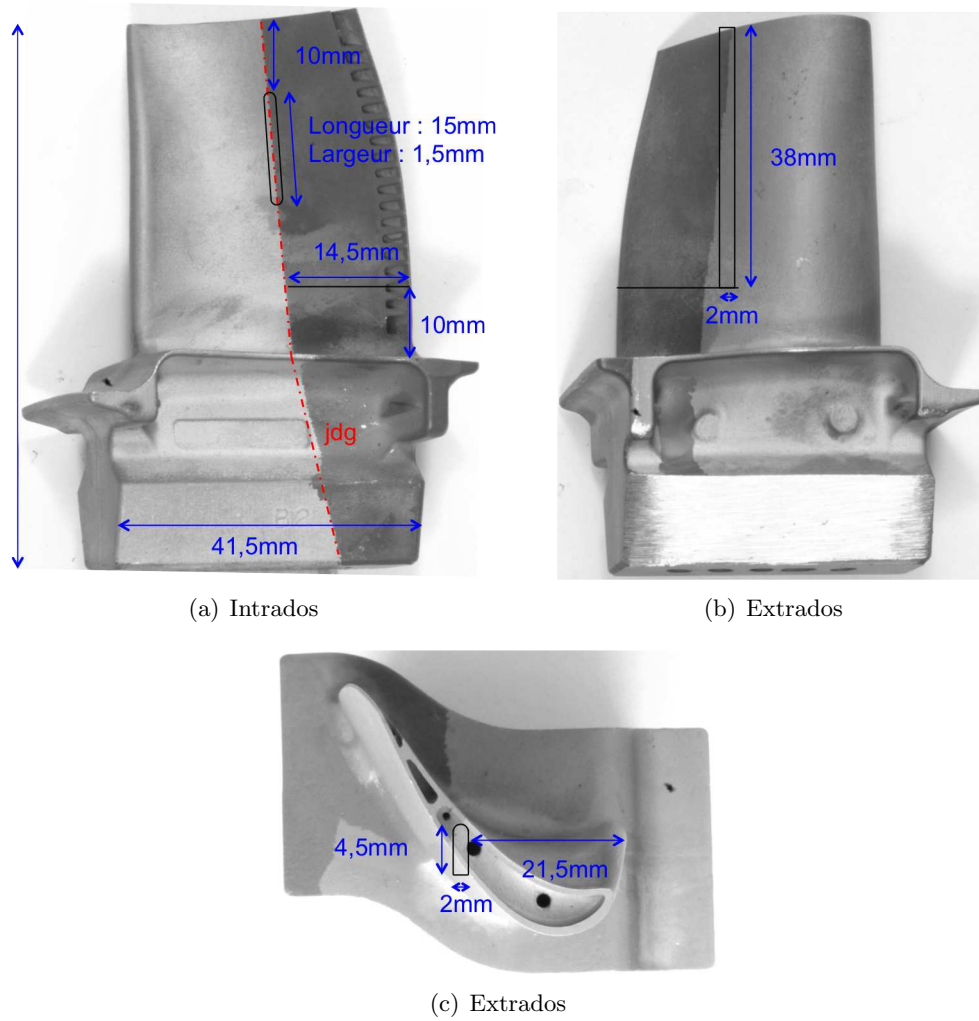


FIGURE D.4 – Plan des entailles effectuée sur l'éprouvette de structure A950/F/EM suivant la position du joint de grains

Entaille fine

L'éprouvette de structure à entaille fine est entaillée selon le plan donné par la Figure D.5. L'entaille possède une longueur de 13mm avec un diamètre de 0,3mm (épaisseur un fil pour un usinage par électroérosion).

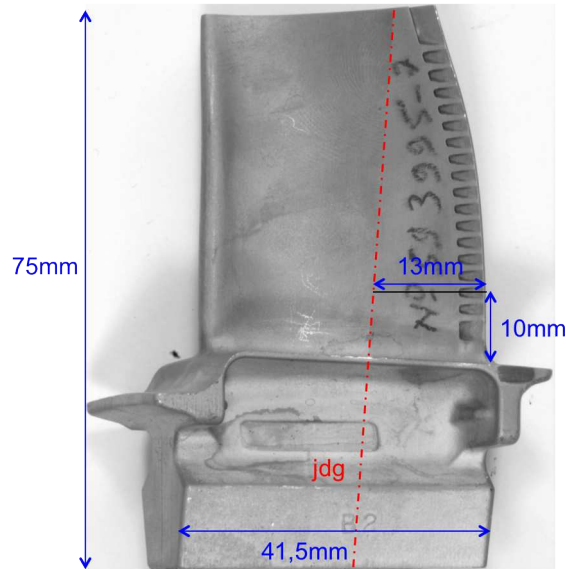


FIGURE D.5 – Plan des entailles effectuées sur l'éprouvette de structure A950/F/EF suivant la position du joint de grains

D.1.2 Récapitulatif des résultats d'essais

Les différents essais sur structure ont été menés afin d'étudier l'influence de la présence d'un joint de grains sur la durée de vie d'une éprouvette de structure sollicitées en flexion et en cisaillement.

Pour résumer les différents essais effectués :

- Les essais sur éprouvettes de structure sollicitées en cisaillement et les éprouvettes de structure à large entaille n'ont montré aucune influence du joint de grains sur la durée de vie.
- Les essais sur éprouvettes de structure à entailles multiples menés à 650°C (A650/F/EM/1 et A650/F/EM/2) montre une influence du joint de grains mixte. c'est à dire que la fissure ne s'en pas propagée intégralement le long du joint de grains mais seulement partiellement.
- Les essais sur éprouvettes de structure à entailles multiples et à entaille fine menés à 950°C montre une influence du joint de grains sur la durée de vie. Lors de ces essais, la rupture de l'éprouvette s'est faite selon le joint de grains partiellement ou totalement dans la zone utile de l'éprouvette de structure. Pour l'éprouvette de structure A950/F/EM, la rupture s'est faite totalement selon le joint de grains comme l'a montré le faciès rupture lisse. Pour l'éprouvette A950/F/EF, la rupture est de type intergranulaire de la baignoire sur une distance de 12,5mm pour ensuite devenir de type intragranulaire.

TABLE D.1 – Récapitulatif des essais sur structures effectués et du rôle du joint de grains dans l’amorçage et la propagation de fissure

Type d’entaille	Ref. de l’ép.	T °C	Amorçage de fissure	Propagation de fissure
	A20/F/EL	20	Au niveau du bord d’attaque, proche de la plate forme	Selon les plans de glissement
	A650/F/EL	650	Au niveau du bord d’attaque, proche de la plate forme	Selon les plans de glissement
	A650/C	650	Au niveau d’un renfort, vers la baignoire	Rupture selon les plans de glissement
	A650/F/EM/1	650	Au niveau de la zone utile	Rupture alternative entre intragranulaire et intergranulaire
	A650/F/EM/2	650	Au niveau de la zone utile	Rupture alternative entre intragranulaire et intergranulaire
	A950/F/EM	950	Au niveau de la zone utile	Rupture intégralement intergranulaire
	A950/F/EF	950	Au niveau de la zone utile	Rupture intergranulaire aux hautes températures ($\geq 800^{\circ}\text{C}$) et intragranulaire aux plus faibles températures ($\leq 800^{\circ}\text{C}$)

Bibliographie

- [Amouyal and Seidman, 2011] Amouyal, Y. and Seidman, D. (2011). The role of hafnium in the formation of misoriented defects in ni-based superalloys : An atom-probe tomographic study. *Acta Materialia*, 59 :3321–3333.
- [Asta et al., 2009] Asta, M., Beckermann, C., Karma, A., Kurz, W., Napolitano, R., Plapp, M., Purdy, G., Rappaz, M., and Trivedi, R. (2009). Solidification microstructures and solid-state parallels : Recent developments, future directions. *Acta Materialia*, 57 :941–971.
- [Bernède, 1994] Bernède, P. (1994). *Effet de l'oxydation sur la fissuration en fatigue-fluage d'un superalliage pour disque de turbines, l'Astroloy*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale supérieure des Mines de Paris.
- [Bhaumik et al., 2006] Bhaumik, S., Sujata, M., Venkataswamy, M., and Parameswara, M. (2006). Failure of a low pressure turbine rotor blade of an aeroengine. *Engineering Failure Analysis*, 13 :1202–1219.
- [Bonnand, 2006] Bonnand, V. (2006). *Modélisation de la propagation de fissure dans les aubes de turbines monocristallines*. Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris.
- [Bouvard, 2006] Bouvard, J. (2006). *Etude de l'endommagement d'un superalliage monocristallin en fatigue thermo-mécanique multiaxiale*. Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris.
- [Bunge and Esling, 1982] Bunge, H. and Esling, C. (1982). *Quantitative Texture Analysis*. Société française de métallurgie.
- [Carter, 2005] Carter, T. J. (2005). Common failures in gas turbine blades. *Engineering Failure Analysis*, 12 :237–247.
- [Chopra and Shack, 1998] Chopra, O. and Shack, W. (1998). Low-cycle fatigue of piping and pressure vessel steels in lwr environments. *Nuclear Engineering and Design*, 184 :49–76.
- [Coffin, 1954] Coffin, L. (1954). A study of the effect of cyclic thermal stresses in a ductile metal. *Trans ASME*, pages 76–931.
- [Crossland, 1956] Crossland, B. (1956). Effect of large hydrostatic pressures on the torsional fatigue strength of an alloy steel. *Proceeding of the international Conference of Fatigue of Metals, Institution of Mechanical Engineers, London*.
- [Defresne, 1989] Defresne, A. (1989). *Endommagement en fatigue oligocyclique à 650°C de superalliages monocristallins à base de nickel : influence de l'orientation cristallographique et d'une concentration de contrainte*. Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris.
- [Dorlot et al., 2000] Dorlot, J., Bailon, J., and Masounave, J. (2000). *Des matériaux*. Editions de l'école polytechnique de Montreal.
- [Everson and Sirovich, 1995] Everson, R. and Sirovich, L. (1995). Karhunen-loeve procedure for gappy data. *J. Opt. Soc. Am. A*, 12 :1657–1664.
- [Findley,] Findley, W. Fatigue of metal under combinations of stresses. *Transactions ASME, year =*.

- [Fleury, 1991] Fleury, E. (1991). *Endommagement du superalliage monocristallin AM1 en fatigue isotherme et anisotherme*. Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris.
- [Flouriot, 2004] Flouriot, S. (2004). *Détermination expérimentale et simulation numérique des phénomènes de localisation de la déformation en pointe de fissure dans un monocristal CFC*. Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris.
- [Gallerneau, 1995] Gallerneau, F. (1995). *Etude de la modélisation de l'endommagement d'un superalliage monocristallin revêtu pour aube de turbine*. Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris.
- [Geuffrard,] Geuffrard, M. *Amorçage et micro-propagation de fissure en fatigue a haute température à partir de défauts dans un superalliage monocristallin*. PhD thesis.
- [Guede, 2005] Guede, Z. (2005). *Approche probabiliste de la durée de vie des structures sollicitées en fatigue thermique*. Thèse de doctorat, Université Blaise Pascal - Clermont II.
- [Hanriot, 1993] Hanriot, F. (1993). *Comportement du superalliage monocristallin AM1 sous sollicitations cycliques*. Thèse de doctorat, Ecole des Mines de Paris.
- [Haudin and Gourgues-Lorenzon, 2010] Haudin, J. and Gourgues-Lorenzon, A. (2010). *Matériaux pour l'ingénieur*. Presses des Mines.
- [He et al., 2011] He, Y., Hou, X., Tao, C., and Han, F. (2011). Recrystallization and fatigue fracture of single crystal turbine blades. *Engineering Failure Analysis*, 18 :944–949.
- [Hu et al., 2010] Hu, N., Yu, Q., Wen, Z., and Yue, Z. (2010). Low cycle fatigue behavior of single crystal superalloy with temperature gradient. *European Journal of Mechanics A/Solids*, 29 :611–618.
- [Hu and Wang, 1998] Hu, Y. and Wang, Z. (1998). Grain boundary effects on the fatigue deformation and cracking behavior of copper bicrystals. *International Journal of fatigue*, 20 :463–469.
- [Johansson et al., 2010] Johansson, S., Moverare, J., Leidmark, D., Siminsson, K., and Kanasund, J. (2010). Investigation of localized damage in single crystals subjected to thermalmechanical fatigue (tmf). *Procedia Engineering*, 2 :657–666.
- [Kaminski, 2007] Kaminski, M. (2007). *Modélisation de l'endommagement en fatigue des superalliages monocristallins pour aube de turbines en zone de concentration de contrainte*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale supérieure des Mines de Paris.
- [Kearsey et al., 2004] Kearsey, R., Beddoes, J., Jones, P., and Au, P. (2004). Compositional design considerations for microsegregation in single crystal superalloy systems. *Intermetallics*, 12 :903–910.
- [Kim, 2009] Kim, H. (2009). Study of the fracture of the last stage blade in an aircraft gas turbine. *Engineering Failure Analysis*, 16 :2318–2324.
- [King et al., 2010] King, A., Herbig, M., Ludwig, W., Reischig, P., Lauridsen, E., and Buffiere, J. (2010). Non-destructive analysis of micro texture and grain boundary character from x-ray diffraction contrast tomography. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B*, 268 :291–296.
- [Köster, 1997] Köster, A. (1997). *Fatigue thermique d'un alliage pour aubes de turbopompe astronautique : le SUPERWASPALLOY*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris.
- [Lewis et al., 2006] Lewis, A., Bingert, J., Rowenhorst, D., Gupta, A., Geltmacher, A., and Spanos, G. (2006). Two-and three-dimensional microstructural characterization of a super-austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering*, A418 :11–18.
- [Li et al., 2013] Li, L., Zhang, P., Zhang, Z., and Zhang, Z. (2013). Effect of crystallographic orientation and grain boundary character on fatigue cracking behaviors of coaxial copper bicrystals. *Acta Materialia*, 61 :425–438.

- [Manson, 1953] Manson, S. (1953). Behaviour of materials under conditions of thermal stresses. *ZTN 2933 ? NACA*.
- [Matake, 1956] Matake, T. (1956). An explanation on fatigue limits under combined stress. *Bulletin of the Japan Society of the Mechanical Engineers*, 20 (141).
- [Miura et al., 2006] Miura, H., Sakai, T., Mogawa, R., and Gottstein, G. (2006). Nucleation of dynamic recrystallization at grain boundaries in copper bicrystals. *Scripta Materialia*, 51 :671–675.
- [Morrow, 1965] Morrow, J. (1965). Low cycle fatigue behavior of quenched and tempered sae 1045 steel. *Tech. Report University of Illinois*.
- [Moverare et al., 2009] Moverare, J., Johansson, S., and Reed, R. (2009). Deformation and damage mechanisms during thermal-mechanical fatigue of a single crystal superalloy. *Acta Materialia*, 57 :2266–2276.
- [Méric and Cailletaud, 1991] Méric, L. and Cailletaud, G. (1991). Single crystal modeling for structural calculations. part ii - finite element implementation. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 133(1) :171–182.
- [Méric et al., 1991] Méric, L., Poubanne, P., and Cailletaud, G. (1991). Single crystal modeling for structural calculations. part i - model presentation. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 133(1) :162–170.
- [Pajani, 2001] Pajani, D. (2001). Thermographie : Principes de mesure. *Techniques de l'ingénieur, Traité Mesure et Contrôle [R2740]* :1–18.
- [Phan, 1996] Phan, K. (1996). *Diffraction des rayonnements par les cristaux*,. Cristallographie géométrique.
- [Priester, 2006] Priester, L. (2006). *Les joints de grains de la théorie à l'ingénierie*. EDP Sciences.
- [Revuz, 2010] Revuz, N. (2010). *Etude de l'endommagement d'un superalliage monocristallin à base de nickel induit par microperçage laser milliseconde*. Thèse de doctorat, Ecole Nationale supérieure des Mines de Paris.
- [Rowenhorst et al., 2006] Rowenhorst, D., Gupta, A., Feng, C., and Spanos, G. (2006). 3d crystallographic and morphological analysis of coarse martensite : Combining ebsd and serial sectioning. *Scripta Materialia*, 55 :11–16.
- [Rémy et al., 2013] Rémy, L., Geuffrard, M., Alam, A., Köster, A., and Fleury, E. (2013). Effects of microstructure in high temperature fatigue : Lifetime to crack initiation of a single crystal superalloy in high temperature low cycle fatigue. *International Journal of Fatigue*, 57 :37–49.
- [Schmid and Boas, 1950] Schmid, E. and Boas, W. (1950). *Plasticity of crystals*. F.A. Hugues Co. limited Bath House.
- [Shi et al., 2013] Shi, D., Huang, J., Yang, X., and Yu, H. (2013). Effects of crystallographic orientations and dwell types on low cycle fatigue and life modeling of a sc superalloy. *International Journal of Fatigue*, 49 :31–39.
- [Sines and Editors, 1959] Sines, G. and Editors, J. (1959). Behaviour of metals under complex stresses. *Metal fatigue New York Mc Graw Hill*.
- [Sirovich, 1987] Sirovich, L. (1987). Turbulence and the dynamics of coherent structures part i : coherent structures. *Quarterly of applied mathematics*, 65 :561–571.
- [Van et al., 1989] Van, K. D., Griveau, B., and Message, O. (1989). On a new multiaxial fatigue limit criterion : Theorie and application, biaxial and multiaxial fatigue. *EFG3, Mechanical Engineering Publications, London*.

- [Versnyder and Guard, 1960] Versnyder, F. and Guard, R. (1960). Directional grain structure for high temperature strength. *transactions of the American Society for Metals*, pages 52–485.
- [Weil and Yger, 2009] Weil, J. and Yger, A. (2009). *Mathématiques L3 - Mathématiques appliquées : Cours complet avec 500 tests et exercices corrigés*. Ed. Pearson Education.
- [Xinbao et al., 2011] Xinbao, Z., Liu, L., Weigo, Z., Min, Q., Jun, Z., and Hengzhi, F. (2011). Analysis of competitive growth mechanism of stray grains of single crystal superalloys during directional solidification process. *Rare Metal Materials and Engineering*, 40 (1) :9–13.
- [Yang et al., 2013] Yang, C., L.Liu, Wang, N., Zhang, J., and Fu, H. (2013). Competitive grain growth mechanism in three dimensions during directional solidification of a nickel-based superalloy. *Journal of alloys and compounds*.
- [Zhang et al., 2004] Zhang, W., Li, Y., Liu, G., Zhao, A., Tao, C., Tian, J., and Yao, G. (2004). Recrystallization and fatigue failure of ds alloy blades. *Engineering Failure Analysis*, 11 :429–437.
- [Zhang et al., 1999] Zhang, Z. F., Wang, Z. G., and Hu, Y. M. (1999). Fatigue crack initiation and fracture behavior of a copper bicrystal with a perpendicular grain boundary. *Materials sciences engineering*, A269 :136–141.
- [Zhou, 2011] Zhou, Y. (2011). Formation of stray grains during directionnal solidification of a nickel-based superalloy. *Scripta Materiala*, 65 :281–284.
- [Zhuang et al., 2010] Zhuang, W., Cao, J., Wang, S., and Lin, J. (2010). *Micro-Mechanics Modeling for Micro-Forming Processes*. William Andrew Applied Sciences Publishers.

Étude de la nocivité d'un défaut de fonderie sur la durée de vie en fatigue à haute température d'une aube monocristalline, cas du joint de grains

Résumé : Les aubes de turbines haute pression des turboréacteurs sont soumises à des chargements thermomécaniques sévères en service. Elles sont actuellement fabriquées par solidification dirigée sous forme de monocristaux orientés suivant la direction $\langle 001 \rangle$ le long de la direction principale de l'aube. La solidification peut entraîner dans certains cas l'apparition de défauts, notamment la formation de deux grains : l'aube est alors constituée de deux grains d'orientations différentes.

L'objectif de cette thèse est d'étudier l'influence de la présence d'un joint de grains sur la durée de vie de l'aube en superalliage AM1. Dans un premier temps, nous avons réalisé une étude expérimentale sur aubes réelles afin de déterminer l'influence du joint de grains sur la rupture par fatigue en flexion à différentes températures. Pour cela, des entailles ont été usinées dans les aubes pour solliciter de façon préférentielle le joint de grains au sein de l'aube dans des essais de type flexion. Cette étude a permis de mettre en évidence le rôle du joint de grains sur la durée de vie de l'aube selon la température d'essai, l'orientation cristallographique relative des grains, la position du joint de grains et le type de sollicitation.

Parallèlement, une étude expérimentale sur éprouvettes bi-cristallines de type fatigue oligocyclique a été conduite en traction compression, avec une contrainte principale de traction suivant la normale au plan moyen du joint. Ces essais ont permis de quantifier la réduction de durée de vie induite par la présence du joint de grains par rapport à une éprouvette monocristalline. Un critère de rupture a été ainsi introduit dans la loi d'endommagement développée par l'Onera pour le superalliage monocristallin d'AM1. Ce critère de durée de vie a été appliqué dans les simulations numériques des aubes remaillées et permet de faire une première estimation de la nocivité du joint de grains dans les aubes.

Mots clés : Défaut, joint de grains, superalliage, aube de turbine, fatigue, critère de durée de vie.

Study of casting defect nocivity on the fatigue life at high temperature of a single crystal turbine blade, grain boundary case

Abstract: The high pressure turbine blade of aeroengine are submitted to severe thermomechanical loading in service. The turbine blade are currently manufactured by directional solidification with oriented single crystal on the direction $\langle 001 \rangle$, along the principal direction of the blade. The solidification process can induce different defects in the structure. This study is focused on a particular defect: the formation of two crystals in a blade. Defective turbine blades are composed of two grains with different orientation.

The aim of this present thesis is to study the influence of the grain boundary on AM1 superalloy blade fatigue life. First, experimental investigations have been performed to understand at different temperatures, the influence of grain boundaries on fatigue fracture due to bending loadings. Notches have been introduced on turbine blades in order to accentuate solicitations on grain boundary. These experiments have evidenced the major role of grain boundary and grains orientations on turbine blade fatigue life.

Then another experimental investigation has been carried out under low cycle fatigue on bicrystal specimens with tension/compression loading; the tensile principal stress is along the normal direction of the grain boundary mean plane. These tests allowed quantification of the fatigue life decrease due to the presence of grain boundary compared to the fatigue life of single crystal specimens. A failure criterion have been introduced in the damage constitutive behavior of single crystal AM1 developed by the Onera. This lifetime prediction model have been implemented in FE simulations. It allows the evaluation of the sensivity of grain boundary on turbine blade.

Keywords: Defect, grain boundary, superalloy, turbine blade, fatigue, fatigue life criterion

