



INSA

N°d'ordre NNT : 2016LYSEI056

THESE de DOCTORAT DE L'UNIVERSITE DE LYON
opérée au sein de
l'INSA de Lyon

Ecole Doctorale 162
Mécanique, Énergétique, Génie Civil, Acoustique

Spécialité de doctorat :
Mécanique, Génie Mécanique, Génie Civil

Soutenue à huis clos le 30/05/2016, par :
Louis Roux

Modélisation dynamique du départ d'une pale et de la tenue des pales suiveuses dans une turbomachine

Devant le jury composé de :

CAILLETAUD Georges
MERCIER Sébastien
ROZYCKI Patrick
MAIGRE Hubert
COMBESCURE Alain
CHALONS Hervé
NÉLIAS Daniel
MILLECAMPS Antoine

Professeur, ENSMP
Professeur, LEM3
Maître de Conférences, ECN
Chargé de recherche, CNRS
Professeur, LaMCoS
Ingénieur, Safran Turbomeca
Professeur, LaMCoS
Docteur Ingénieur, Safran Snecma

Examineur
Rapporteur
Rapporteur
Examineur
Examineur
Examineur
Directeur de thèse
Invité

Département FEDORA – INSA Lyon - Ecoles Doctorales – Quinquennal 2016-2020

SIGLE	ECOLE DOCTORALE	NOM ET COORDONNEES DU RESPONSABLE
CHIMIE	CHIMIE DE LYON http://www.edchimie-lyon.fr Sec : Renée EL MELHEM Bat Blaise Pascal 3 ^e etage secretariat@edchimie-lyon.fr Insa : R. GOURDON	M. Stéphane DANIELE Institut de Recherches sur la Catalyse et l'Environnement de Lyon IRCELYON-UMR 5256 Équipe CDFA 2 avenue Albert Einstein 69626 Villeurbanne cedex directeur@edchimie-lyon.fr
E.E.A.	ELECTRONIQUE, ELECTROTECHNIQUE, AUTOMATIQUE http://edeea.ec-lyon.fr Sec : M.C. HAVGOUDOUKIAN Ecole-Doctorale.eea@ec-lyon.fr	M. Gérard SCORLETTI Ecole Centrale de Lyon 36 avenue Guy de Collongue 69134 ECULLY Tél : 04.72.18 60.97 Fax : 04 78 43 37 17 Gerard.scorletti@ec-lyon.fr
E2M2	EVOLUTION, ECOSYSTEME, MICROBIOLOGIE, MODELISATION http://e2m2.universite-lyon.fr Sec : Safia AIT CHALAL Bat Darwin - UCB Lyon 1 04.72.43.28.91 Insa : H. CHARLES Safia.ait-chalal@univ-lyon1.fr	Mme Gudrun BORNETTE CNRS UMR 5023 LEHNA Université Claude Bernard Lyon 1 Bât Forel 43 bd du 11 novembre 1918 69622 VILLEURBANNE Cédex Tél : 06.07.53.89.13 e2m2@univ-lyon1.fr
EDISS	INTERDISCIPLINAIRE SCIENCES-SANTE http://www.ediss-lyon.fr Sec : Safia AIT CHALAL Hôpital Louis Pradel - Bron 04 72 68 49 09 Insa : M. LAGARDE Safia.ait-chalal@univ-lyon1.fr	Mme Emmanuelle CANET-SOULAS INSERM U1060, CarMeN lab, Univ. Lyon 1 Bâtiment IMBL 11 avenue Jean Capelle INSA de Lyon 696621 Villeurbanne Tél : 04.72.68.49.09 Fax :04 72 68 49 16 Emmanuelle.canet@univ-lyon1.fr
INFOMATHS	INFORMATIQUE ET MATHÉMATIQUES http://infomaths.univ-lyon1.fr Sec : Renée EL MELHEM Bat Blaise Pascal 3 ^e etage infomaths@univ-lyon1.fr	Mme Sylvie CALABRETTO LIRIS – INSA de Lyon Bat Blaise Pascal 7 avenue Jean Capelle 69622 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72. 43. 80. 46 Fax 04 72 43 16 87 Sylvie.calabretto@insa-lyon.fr
Matériaux	MATERIAUX DE LYON http://ed34.universite-lyon.fr Sec : M. LABOUNE PM : 71.70 –Fax : 87.12 Bat. Saint Exupéry Ed.materiaux@insa-lyon.fr	M. Jean-Yves BUFFIERE INSA de Lyon MATEIS Bâtiment Saint Exupéry 7 avenue Jean Capelle 69621 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72.43 71.70 Fax 04 72 43 85 28 Ed.materiaux@insa-lyon.fr
MEGA	MECANIQUE, ENERGETIQUE, GENIE CIVIL, ACOUSTIQUE http://mega.universite-lyon.fr Sec : M. LABOUNE PM : 71.70 –Fax : 87.12 Bat. Saint Exupéry mega@insa-lyon.fr	M. Philippe BOISSE INSA de Lyon Laboratoire LAMCOS Bâtiment Jacquard 25 bis avenue Jean Capelle 69621 VILLEURBANNE Cedex Tél : 04.72 .43.71.70 Fax : 04 72 43 72 37 Philippe.boisse@insa-lyon.fr
ScSo	ScSo* http://recherche.univ-lyon2.fr/scso/ Sec : Viviane POLSINELLI Brigitte DUBOIS Insa : J.Y. TOUSSAINT viviane.polsinelli@univ-lyon2.fr	Mme Isabelle VON BUELTZINGLOEWEN Université Lyon 2 86 rue Pasteur 69365 LYON Cedex 07 Tél : 04.78.77.23.86 Fax : 04.37.28.04.48

*ScSo : Histoire, Géographie, Aménagement, Urbanisme, Archéologie, Science politique, Sociologie, Anthropologie

Résumé

Lors de la phase de certification d'un turbomoteur, le motoriste doit démontrer que la perte d'une pale de rotor ne conduit pas au "Knocking-Off", c'est à dire à la rupture en cascade des pales suiveuses. Cette démonstration est faite en général par un essai au banc coûteux car partiellement destructif. Grâce à l'amélioration des moyens de calcul, il devient possible de simuler la réponse transitoire de la structure soumise à ce type de chargement très complexe. En tant que point d'entrée sur la simulation, la connaissance du comportement des matériaux est primordiale. Or, peu d'études sont publiées sur le comportement dynamique des superalliages à base nickel monocristallins et, de surcroît, à des températures élevées de l'ordre de 1000°C. Pour prédire efficacement les conséquences d'impacts sur des pales de turbines, des travaux expérimentaux et numériques ont été réalisés sur un monocristal couramment utilisé par Turbomeca. Des essais de compression dynamique à haute température sur barres de Hopkinson permettent d'estimer le seuil de plasticité et l'écroutissage du matériau en fonction de l'orientation du cristal, de la vitesse de déformation et de la température. Les paramètres d'une loi visco-plastique anisotrope sont identifiés pour modéliser efficacement le comportement macroscopique du MC2 sous des chargements intenses et fortement multi-axiaux. Une campagne d'essais balistiques au banc de Safran Snecma a été réalisée sur des plaques et des pales monocristallines à hautes températures. Afin de prendre en compte la fragmentation des profils dans les calculs de perte de pale, un critère en déformation plastique dépendante du taux de triaxialité des contraintes est calibré puis validé par confrontation aux essais de tirs sur plaques. Des mesures de stéréo-corrélation post-mortem et des enregistrements à la caméra rapide permettent de valider les simulations. Une pratique de modélisation de la perte d'une pale avec l'outil LS-Dyna a été établie et appliquée à un cas industriel de perte de pale en service. Enfin, en vue de justifier le découplage temporel entre les dommages primaires, liés aux impacts directs sur les premières pales suiveuses, et secondaires, liés aux effets de l'excentration, une approche de dynamique d'ensemble de ligne d'arbre a été développée puis validée.

Mots clés: Dynamique rapide, Perte de pale, Knocking-Off, Monocristal MC2, Simulation numérique, LS-Dyna, Schéma d'intégration explicite, Barres de Hopkinson, Visco-plasticité anisotrope, Essais balistiques, Corrélation d'images numériques, Taux de triaxialité, Dynamique d'ensemble de ligne d'arbre, Réponse au balourd

Abstract

During the certification process of a turbo engine, the engine manufacturer has to demonstrate that the loss of a rotor blade does not lead to the "knocking-off" phenomenon, in other words to the cascading failure of the successive blades. Generally, this demonstration is carried out through a costly rig test driving to the partial destruction of the engine. Thanks to the improvement of computational resources, it is now possible to simulate the transient response of the structure subjected to this complex loading. The knowledge of material behavior turns out to be the essential starting point for the simulation. However, only a few studies have been published on the dynamic behavior of nickel-based single crystal superalloys at high temperature reaching 1000°C. With a view to efficiently predicting the consequences of impacts on turbine blades, experimental and numerical works have been conducted on a single crystal frequently used by Turbomeca. High-temperature dynamic compressive tests on Split Hopkinson Pressure Bars (SHPB) have enabled to estimate the material plasticity level and hardening, depending on the crystal orientation, strain rate and temperature. The parameters of a viscoplastic anisotropic law have been identified to effectively model the MC2 macroscopic behavior under highly intense and multiaxial loading. At Safran Snecma Villaroche, ballistic tests have been undertaken on both single crystal plates and blades under high temperatures. In order to consider the fragmentation of profiles in blade-off simulations, a plastic strain criterion depending on stress triaxiality has been calibrated and validated by comparison with the impacts on blades. Post-mortem digital images correlation measurements and high-speed camera recordings have confirmed these simulations. Using LS-Dyna solver, a blade-off modeling strategy has been created and applied to an actual blade-off industrial case. Finally, a rotordynamics approach has been developed and validated with the aim of separately analyzing the primary damage, caused by direct impacts on the first following blades, and the secondary damage due to the effects of unbalance on a flexible rotor.

Keywords: Transient dynamic analysis, Blade-Off, Knocking-Off, MC2 singlecrystal, Numerical simulation, LS-Dyna, Explicit integration scheme, Split Hopkinson Pressure Bars, Anisotropic visco-plasticity, Ballistic tests, Digital Images Correlation, Triaxiality, Rotordynamics, Effects of unbalance on flexible rotor

Table des matières

Table des matières	i
Nomenclature	iv
Introduction générale	1
1 État de l'art et problématique	7
1.1 Introduction	9
1.2 Approche industrielle pour la perte de pale	11
1.2.1 Règlement de navigabilité aéronautique	14
1.2.2 Description du phénomène de Knocking-Off	14
1.2.3 Critère énergétique de tenue des pales suiveuses	16
1.3 Simulation des problèmes d'impact	17
1.3.1 Méthode de résolution numérique	17
1.3.2 Critères de qualité du maillage volumique	20
1.3.3 Techniques de modélisation en dynamique rapide	24
1.4 Réponse de matériaux métalliques aux sollicitations dynamiques rapides	28
1.4.1 Modèles constitutifs pour les grandes vitesses de déformation	29
1.4.2 Rupture des matériaux ductiles	31
1.4.3 Application à l'alliage TA6V	33
1.4.4 Cas des superalliages base nickel monocristallins	36
1.5 Conclusion	36
2 Comportement dynamique d'un superalliage monocristallin	39
2.1 Introduction	41
2.2 Essais de compression dynamique à hautes températures	44
2.2.1 Théorie de l'essai sur barres de Hopkinson	44
2.2.2 Dispositif expérimental	47
2.2.3 Analyse des signaux de jauges	51
2.3 Réponses du matériau en compression uni-axiale	53
2.3.1 Effet de la température	54
2.3.2 Effet de la vitesse de déformation	56
2.3.3 Effet de l'orientation cristalline	57
2.4 Modèle phénoménologique pour les analyses en dynamique rapide	58

2.4.1	Stratégie de modélisation	58
2.4.2	Approximation du comportement matériau	59
2.4.3	Vérification et discussion	63
2.5	Conclusion	65
3	Impact balistique sur des structures monocristallines	67
3.1	Introduction	69
3.2	Perforation de plaques monocristallines	71
3.2.1	Campagne expérimentale	71
3.2.2	Observation des faciès de rupture	74
3.2.3	Mesure de champs de déformations résiduelles	78
3.3	Approche numérique pour la modélisation de la rupture	86
3.3.1	Mise en place du modèle de tir sur plaque	86
3.3.2	Calibration d'un critère de rupture dépendant du taux de tri- axialité	89
3.3.3	Étude de sensibilité au maillage	92
3.3.4	Application aux essais de tirs sur plaques	95
3.4	Impact sur pales monocristallines de turbines haute pression	99
3.4.1	Simulations préliminaires de départ de pale en MC2	100
3.4.2	Mise en œuvre et analyse des essais balistiques à haute tem- pérature	105
3.4.3	Validation des simulations de tirs sur pales monocristallines par comparaison calcul/essai	112
3.5	Conclusion	119
	Conclusions et perspectives	121
	Bibliographie	125
	Table des figures	135
	Liste des tableaux	141
	A Principe de fonctionnement d'un turbomoteur	143
	B Analyses expérimentales complémentaires du comportement anisotrope du superalliage MC2	145

Nomenclature

Acronymes

ALE	Arbitrary Lagrangian Eulerian
AR	Aspect Ratio
AWG	Aerospace Working Group
BA	Bord d'Attaque de la pale
BF	Bord de Fuite de la pale
CFC	Cubique Face Centrée
CFL	Courant-Friedrichs-Lewy (condition de stabilité)
CIN	Corrélation d'Images Numériques
DAM	Disque Aubagé Monobloc
DDL	Degrés De Liberté
EASA	European Aviation Safety Agency
EF	Éléments-Finis ou Element Formulation
EFG	Element Free Galerkin
FAA	Federal Aviation Administration
FBO	Fan Blade Off (perte d'aube de soufflante)
FOD	Foreign Object Damage (structure fixe)
HLE	Haute Limite d'Élasticité
HP	Haute Pression
HPP	Hypothèse des Petites Perturbations

KOFF Knocking-Off

LSTC Livermore Software Technology Corp.

MEB Microscope Electronique à Balayage

MEF Méthode des Éléments Finis ou Mise En Fonctionnement (précharge)

MMC Mécanique des Milieux Continus

MS Mise en Solution

ONERA Office National d'Etudes et de Recherches Aéropatiales

ROI Region Of Interest

RX Cristallographie aux rayons X

SHPB Split Hopkinson Pressure Bars

SPG Smoothed Particle Galerkin

SPH Smoothed Particle Hydrodynamics

THP Turbine Haute Pression

TL Turbine Libre

Notations

Δt_s Pas de temps de stabilité

μ Coefficient de frottement

ν Coefficient de Poisson

σ_{ij} Tenseur des contraintes de Cauchy

ε^p Déformation plastique équivalente

ε_f Déformation plastique à rupture

C_p Chaleur spécifique

E Module de Young

f_0 Fréquence de résonance

D Variable d'endommagement

Introduction générale

Contexte industriel

La propulsion des hélicoptères est majoritairement réalisée par des turbomoteurs à turbine libre (TL). Ceux-ci se composent de deux ensembles tournants indépendants : le premier, la ligne d'arbre du générateur de gaz, récupère un travail mécanique pour entraîner le compresseur et le second, la ligne d'arbre de la turbine libre de puissance, récupère un travail mécanique qui est fourni au rotor de l'hélicoptère (le fonctionnement général d'un turbomoteur est décrit en annexe A). Ces composants possèdent des profils aérodynamiques dont la fonction est d'assurer la compression et la détente du flux d'air qui passe à travers la veine (cf. fig. 1). Sur les turbomoteurs actuels, le composant est généralement de type monobloc pour les compresseurs et assemblé pour les turbines. Sur les pales de turbine, on identifie quatre parties : le pied de sapin, l'échasse, la plateforme et le profil (cf. fig. 3). La conception assemblée permet d'utiliser deux matériaux différents supportant les chargements de chaque partie : chargement centrifuge modéré et température élevée pour les pales, chargement centrifuge intense pour les disques.

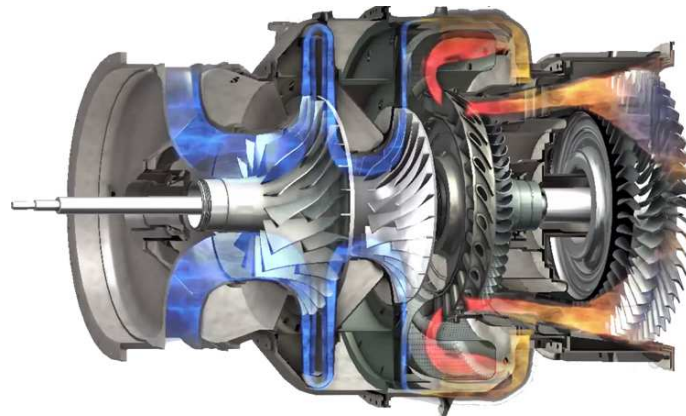


FIGURE 1 – Maquette numérique du turbomoteur Ardiden 3 à turbine libre comprenant deux rotors coaxiaux et contrarotatifs. Couvrant une gamme de puissance de 1000kW à 1500kW, ce moteur est destiné à des hélicoptères monomoteurs et bimoteurs de 5 à 8 tonnes. [Source Safran]

L'intégrité de ces ensembles tournants est essentielle pour la sécurité des hélicoptères. En conditions normales de fonctionnement, les sollicitations mécaniques sont de deux types : statique et dynamique. Les premières comprennent le champ centrifuge induit par le mouvement de rotation, le chargement thermique lié à la compression et à la combustion des gaz ou encore les efforts aérodynamiques stationnaires. Les secondes, d'origine vibratoire, consistent en une déformation alternée des pales selon des modes de flexion, de torsion ou combinés [1]. Les variations de contraintes thermo-mécaniques que subissent ces composants de la ligne d'arbre suite aux variations de régime du moteur engendrent des processus d'endommagement qui, s'ils ne sont pas maîtrisés, peuvent conduire à l'initiation de fissures puis à leur propagation jusqu'à une taille pouvant entraîner la rupture de pales ou de disques. Les types de sollicitations qui peuvent entraîner la rupture des pales sont diverses : fatigue, fluage, corrosion, impact avec un corps étranger - ingestion ou FOD (Foreign Object Damage) -, érosion [2].

Les principales familles de matériaux métalliques qui constituent les profils de la ligne d'arbre sont les bases titanes et les bases nickel. Les premières sont utilisées pour la fabrication des compresseurs en raison de leurs excellentes propriétés mécaniques pour une densité bien moindre que l'acier ; Les secondes sont des alliages spéciaux réfractaires réservés aux parties chaudes du moteur et, en particulier, aux roues de turbine. Ce sont le plus souvent des alliages à base de nickel, de chrome et de molybdène ; Pour les pales de turbines haute pression, on utilise des bases nickel équiaxes (EX) ou monocristallines (SX) particulièrement résistantes au fluage (cf. fig. 2).



FIGURE 2 – Pales rapportées de turbine haute pression à baignoire [Source Safran]

Les turbomoteurs aéronautiques sont des éléments clés de la sécurité des vols : leur fiabilité (nombre d'arrêts non commandés par heure de vol) intéresse les occupants autant que leur intégrité en cas de dysfonctionnement interne. Notamment, il faut démontrer lors de la phase de certification d'un turbomoteur que, dans le cas de rupture d'une pale d'un rotor, l'ensemble des autres pales du rotor va supporter les impacts contre les débris ainsi que les conséquences du balourd dû à la pale perdue. Cette démonstration est faite en général par un essai au banc coûteux qui nécessite de détruire un turbomoteur. Par ailleurs, Turbomeca dispose aujourd'hui

de méthodes de dimensionnement basées sur des critères énergétiques, et les méthodes de simulation actuelles ne sont pas assez développées pour démontrer a priori le bon comportement du turbomoteur. Enfin, peu de travaux existent aujourd'hui dans la littérature sur ce sujet.

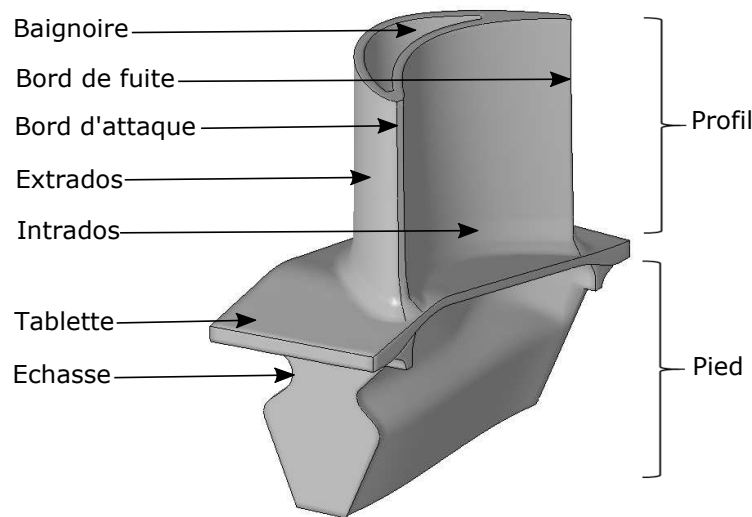


FIGURE 3 – Description de la géométrie d'une aube de turbine Haute Pression. Cette pale est particulièrement massive puisque le rapport de l'épaisseur maximale en pied du profil sur la hauteur du profil est de l'ordre de 30%.

Objectifs de la recherche

L'objectif des travaux est de mettre à disposition des bureaux d'études des méthodes modernes d'analyse des conséquences de la perte d'une pale de rotor sur les nouvelles architectures moteurs. Il s'agit en particulier d'anticiper les demandes réglementaires qui préconisent des niveaux de modélisation de plus en plus poussés pour justifier la tenue des pales suiveuses à la fin de la phase de conception. Concernant le contact rotor/stator, des travaux existent pour des matériaux de compresseur en titane à température ambiante, en revanche le comportement de matériaux de turbines à haute température tels que les monocristaux à base de nickel est méconnu. Pour répondre à ce besoin industriel, les axes de travail s'articulent autour des thématiques suivantes :

⇨ Définition d'une méthodologie de calcul de la tenue des pales suiveuses

L'objectif est de définir une nouvelle pratique de modélisation en dynamique rapide de la perte d'une pale de compresseur ou de turbine dans un turbomoteur. Celle-ci doit permettre de prédire par le calcul la cinématique du phénomène fortement non-linéaire, non observable sur un moteur en fonctionnement, et d'estimer

les efforts liés à l'impact d'une pale rompue sur les premières pales suiveuses. Cette approche nécessite de prendre en compte la fragmentation des profils et d'améliorer la modélisation des débris.

⇨ Caractérisation et modélisation d'un superalliage monocristallin

Le comportement mécanique sous grandes vitesses de déformation des alliages métalliques constitutifs des pales est le point d'entrée sur la modélisation. Si des données pour les titanes sont disponibles dans la littérature [3, 4], le comportement dynamique des superalliages base nickel monocristallins doit être caractérisé dans ses conditions extrêmes de fonctionnement, c'est-à-dire à des températures entre 750°C et 1000°C. L'objectif est d'abord d'estimer les niveaux de la limite d'élasticité et de l'écroutissage selon différentes orientations cristallines puis de proposer une modélisation efficace, i.e. qui retranscrit le comportement viscoplastique anisotrope mais permettant l'obtention de résultats exploitables dans des temps de calcul raisonnables, utilisable directement dans un code industriel.

⇨ Validation des modèles par confrontation aux essais

Les travaux consistent également à apporter des données expérimentales pour la validation du comportement des simulations d'impacts jusqu'à rupture. Des essais technologiques sous conditions extrêmes doivent être réalisés et les méthodes de mesures développées afin de confronter les résultats expérimentaux aux prédictions des calculs. Cette étape est nécessaire pour améliorer la confiance dans les résultats de simulation en dynamique rapide en vue de produire des justifications pour la certification.

⇨ Réponse transitoire des lignes d'arbres à la perte d'une ou plusieurs pales

Enfin, l'un des objectifs est de justifier le découplage temporel entre les dommages primaires, liés aux impacts des débris sur les pales suiveuses, et secondaires, liés aux effets du balourd. Pour cela, une méthodologie de calcul transitoire de réponse au balourd sur un modèle de ligne d'arbre doit être mise en place à Turbomeca pour calculer l'orbite prise par le disque et évaluer l'effet de l'excentration sur la tenue des premières pales suiveuses.

Organisation du mémoire

Le manuscrit est organisé autour de quatre chapitres dont le dernier est classé Confidentiel Industrie. En parallèle, trois annexes, dont la dernière est classée confidentielle, fournissent une brève description du fonctionnement des turbomoteurs, des analyses expérimentales complémentaires et des informations relatives aux données d'essais.

Le premier chapitre introduit la problématique de perte de pale et présente les outils classiquement utilisés pour traiter ce type de problème dans un cadre industriel. Les limitations des méthodes actuelles sont présentées et les techniques employées

pour la simulation en dynamique rapide sont introduites. Une étude sur la qualité du maillage a été réalisée pour justifier les choix de modélisation qui permettent de retranscrire convenablement la réponse en flexion d'une structure élancée. L'étude bibliographique présente également les données disponibles dans la littérature pour modéliser le comportement dynamique du TA6V en vue de simulations sur des étages de compresseur.

Le second chapitre est dédié à la caractérisation en conditions extrêmes et à la modélisation du comportement du monocristal base nickel MC2, couramment employé à Turbomeca dans l'élaboration des pales de turbine haute pression. Les éléments théoriques nécessaires à la mise en place et à l'analyse des essais de compression sur barres de Hopkinson sont d'abord rappelés. Des solutions technologiques sont mises en place sur le banc afin de chauffer l'échantillon sans modifier le comportement élastique des barres et de générer une onde de choc d'amplitude et de durée suffisantes pour le plastifier sans endommager les systèmes de mesure. Les effets de la température, de la vitesse de déformation et de l'orientation cristalline sur la limite d'élasticité et l'écroutissage du matériau sont mis en évidence. Un modèle phénoménologique est proposé pour prendre en compte l'anisotropie élasto-plastique ainsi que l'effet de la vitesse de déformation. Ce modèle sera utilisé pour les calculs fortement non-linéaires en grands déplacements.

Dans un troisième chapitre, deux campagnes d'essais balistiques réalisées au cours de la thèse sont analysées. La première, sur des plaques monocristallines à 750°C et 1000°C, a pour but d'estimer les énergies de perforation et de calibrer un critère de rupture en déformation plastique avec une dépendance à la triaxialité des contraintes. Une attention particulière sera portée sur la sensibilité des résultats au maillage pour les simulations de la perforation avec la méthode d'érosion des éléments. La seconde, sur des pales de turbines, permet de reproduire des impacts proches (vitesse, localisation) de ceux subis par la première pale suiveuse lors de la perte d'une pale dans un moteur. Les simulations des impacts sur pales montrent une bonne concordance avec la réalité en termes de cinématique et de déformation.

Le quatrième chapitre synthétise la pratique de modélisation mise en place pour la perte de pale dans un turbomoteur. Les débris seront modélisés par la méthode SPH (Smoothed Particle Hydrodynamics) ce qui permet de mieux retranscrire les efforts qui s'exercent sur la structure et d'améliorer le bilan énergétique des calculs lorsque des éléments sont supprimés du calcul. Une application à un cas industriel de perte d'une pale dans un moteur Arriel est ensuite présentée. Les résultats de simulations permettent de mieux comprendre la cinématique du phénomène et d'estimer les énergies et les efforts mis en jeu dans la structure. Une étude de sensibilité au frottement est réalisée. Enfin, une méthodologie de calcul de dynamique de ligne d'arbre est mise en place, validée puis appliquée à un cas industriel afin d'analyser finement, sur étage complet (cf. fig 4), les endommagements liés aux impacts et ceux liés au balourd .

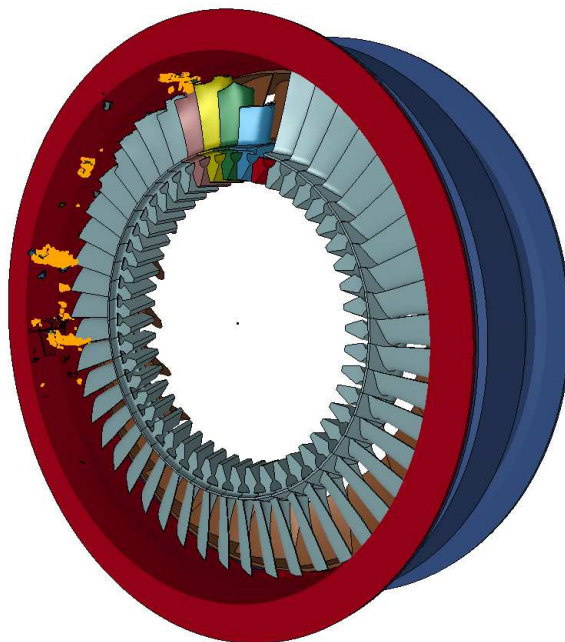


FIGURE 4 – Vue d'un rotor de turbine libre après la perte d'une pale

Chapitre 1

État de l'art et problématique

Dans ce premier chapitre, le phénomène de perte de pale est présenté dans son contexte industriel. La méthode actuelle d'estimation de la tenue des pales suiveuses étant limitée, la recherche se positionne vers une amélioration de la modélisation en dynamique rapide. Les éléments théoriques pour résoudre les problèmes numériques sont exposés et une attention particulière porte vers la modélisation du comportement dynamique des matériaux.

Sommaire

1.1	Introduction	9
1.2	Approche industrielle pour la perte de pale	11
1.2.1	Règlement de navigabilité aéronautique	14
1.2.2	Description du phénomène de Knocking-Off	14
1.2.3	Critère énergétique de tenue des pales suiveuses	16
1.3	Simulation des problèmes d'impact	17
1.3.1	Méthode de résolution numérique	17
1.3.2	Critères de qualité du maillage volumique	20
1.3.3	Techniques de modélisation en dynamique rapide	24
1.4	Réponse de matériaux métalliques aux sollicitations dynamiques rapides	28
1.4.1	Modèles constitutifs pour les grandes vitesses de déformation	29
1.4.2	Rupture des matériaux ductiles	31
1.4.3	Application à l'alliage TA6V	33
1.4.4	Cas des superalliages base nickel monocristallins	36
1.5	Conclusion	36

1.1 Introduction

Depuis les dernières décennies, la réponse au cours du temps d'une structure sous chargement dynamique est de plus en plus étudiée. Les phénomènes d'impact et de perforation ont d'abord été des sujets de recherche important notamment pour leur application au dimensionnement des blindages de véhicules de transport militaire. Le dimensionnement des structures soumises à des sollicitations extrêmes est aujourd'hui une pratique répandue.

Les régimes dynamiques sont caractérisés par l'effet non négligeable de l'inertie sur la réponse d'une structure. Pour des sollicitations dynamiques de type impact, les contraintes et les déformations sont susceptibles de se localiser au niveau des zones de contact et le temps caractéristique de la réponse globale de la structure est généralement bien plus important que celui du comportement local [5] (cf. fig. 1.1). Ce phénomène est lié au temps de propagation des ondes mécaniques dans les matériaux. Un exemple académique de mise en évidence des effets d'inertie est le cas d'une éprouvette plane encastree soumise à de la traction, le chargement étant ainsi non symétrique. En quasi-statique, la distribution des déformations est symétrique par rapport au centre de l'éprouvette. Si l'on prend en compte, cette fois, les forces d'inertie, l'endroit de rupture est décalé vers le bord libre de l'éprouvette. Cet exemple simple illustre le fait qu'il est nécessaire de prendre en compte les effets dynamiques pour prédire convenablement les endroits de rupture.

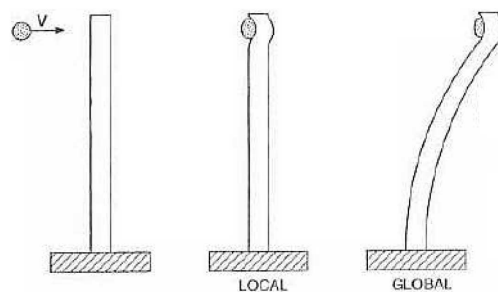


FIGURE 1.1 – Transition du comportement local (zone de localisation de la déformation) vers le global (mouvement de flexion de la structure) pour une poutre impactée par un projectile à grande vitesse, extrait de Deniz [5]

Les principales motivations qui nécessitent de prendre en compte ces effets dynamiques sont la sécurité dans les transports, la protection contre les explosions - notamment dans le domaine de la défense et du nucléaire - et d'autres, parfois moins connues, comme la tenue des infrastructures aux séismes, l'optimisation des paramètres d'usage ou le bon comportement au choc des systèmes électroniques.

Dans le domaine du crash automobile, les recherches visent à déterminer les accélérations que subissent les passagers lors des impacts. La réduction des amplitudes de décélérations amènent les modélisations à mieux traiter les problèmes d'ouverture

1. État de l'art et problématique

d'airbag et de flambage des amortisseurs. Actuellement, les recherches se focalisent plutôt sur les matériaux composites que sur les métaux.

L'industrie aéronautique et spatiale est également un domaine majeur pour les analyses de situations accidentelles. En effet, les événements de dynamique rapide y sont peu nombreux, voire rares mais sont très souvent dimensionnant pour les structures. L'ingestion d'oiseau figure parmi les phénomènes les plus étudiés. La prédiction de l'ouverture des parachutes, de l'accélération subie par les passagers lors d'un crash d'avion, du comportement à l'impact des trains d'atterrissage ou évidemment des conséquences de la perte de pale sont divers problèmes résolus par l'élaboration de modèles prédictifs, adaptés aux échelles de temps et d'espace considérées. Toutefois, une confrontation systématique à l'expérience est nécessaire.

La figure 1.2 positionne diverses applications en fonction des vitesses typiques de sollicitations. Ces vitesses de déformation mises en jeu peuvent être estimées au préalable par le rapport d'une vitesse d'impact sur une longueur utile.

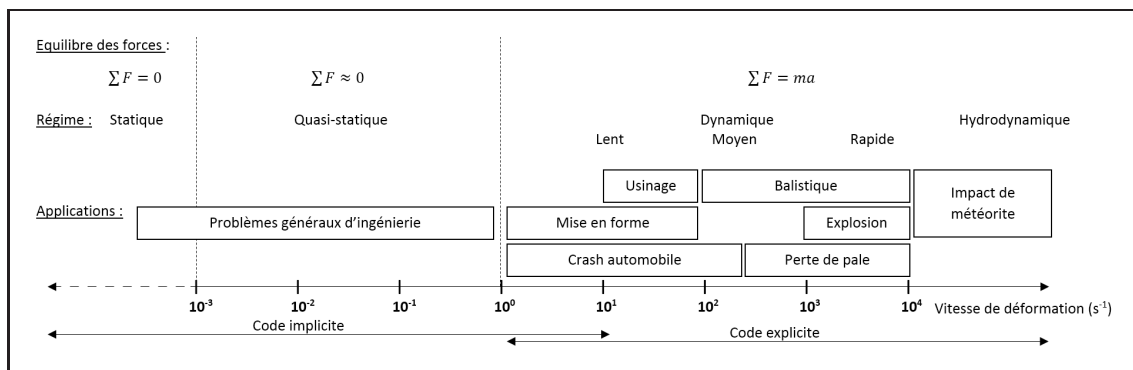


FIGURE 1.2 – Plages de vitesse de déformation associées à des problèmes mécaniques, adaptée de [6]

Pour traiter ces différents problèmes par la simulation numérique, et ainsi mieux comprendre les phénomènes et réduire le nombre d'essais, les industriels ont recouru à des codes de calculs dits explicites, de type commercial tels que LS-Dyna, développé par LSTC, Abaqus/Explicit, développé par Dassault Systèmes ou encore Radioss de Altair Engineering, ou plutôt orientés recherche tel que EuroPlexus du CEA. Parmi ces codes de calculs, LS-Dyna, développé depuis les années 70, est un code éprouvé par les industriels principalement dans le domaine du crash automobile et de la mise en forme. Ce code parallélisé offre de bonnes performances de calcul et beaucoup de possibilités en termes de modélisation et de couplage - les tendances actuelles portant vers les problèmes multi-physiques - , de moyens de résolution implicites et explicites et dispose d'une bibliothèque de lois matériaux très complète. En revanche, les sources du code ne sont pas accessibles, ce qui réduit considérablement les possibilités de développement. Une comparaison entre LS-Dyna et Abaqus/Explicit faite

par Blind et Ostlund [7] souligne les bonnes performances et la robustesse de calcul de LS-Dyna vis-à-vis de ses concurrents.

Dans le secteur aéronautique, LS-Dyna a par exemple été utilisé avec succès par Annett [8] pour prédire le comportement d'un hélicoptère complet et les accélérations subies par les passagers lors d'un crash. Dans la littérature, de nombreuses études portent sur la rétention de projectiles ou de débris et présentent des simulations du comportement de blindages associées à des caractérisations des matériaux sous impacts. On citera par exemple les travaux de Carney [9] sur la rétention d'une pale en titane, de Xuan [10] sur la rétention d'aubes de turbine ou encore les travaux numériques de Knight [11] qui a simulé avec LS-Dyna l'impact d'un débris métallique sur un fuselage. D'autres travaux notables de la littérature tels que ceux de He [12, 13] et Krauss [14] présentent des calculs de perte de pale confrontés à des essais technologiques. L'événement d'éclatement de disque, particulièrement destructif de par les énergies en jeu [15], est également traité dans la littérature [16, 17] pour démontrer les déformations extrêmes qui surviennent alors sur les carters. Afin de simuler fidèlement le phénomène d'ingestion dans un moteur, une importance particulière porte sur la caractérisation et la modélisation dynamique des corps étrangers tels que la glace [18] ou encore l'oiseau [19, 20]. De façon générale, les motoristes aéronautiques, typiquement Rolls-Royce, General Electric et Pratt & Whitney, publient peu sur les applications de dynamique rapide et, à notre connaissance, peu d'études sont accessibles dans le domaine public sur l'interaction des profils lors de la perte d'une pale [21–23]. Actuellement, les principaux besoins pour les calculs de dynamique rapide portent sur la caractérisation dynamique des matériaux, la transition endommagement/rupture et la modélisation des liaisons.

1.2 Approche industrielle pour la perte de pale

Même si les méthodes numériques pour la dynamique rapide sont de plus en plus performantes, les essais sur banc en fin de conception sont généralement nécessaires à la navigabilité des moteurs aéronautiques. Pour les turboréacteurs, des essais d'ingestion d'oiseau (ou d'un matériau équivalent de type gélatine) ou de glace sont réalisés pour garantir le bon comportement du moteur en termes de rétention et de balourd en cas d'avarie. Des essais de pertes d'aubes de soufflante (Fan Blade Off (FBO)), déclenchés par une charge explosive en pied d'une aube, sont également réalisés. Ces essais présentent l'avantage de pouvoir observer directement la cinématique d'impact et fournissent ainsi des données expérimentales essentielles pour la confrontation aux simulations numériques.

Pour les turbomoteurs Turbomeca, un essai de la protection mécanique aux survitesses, dite Blade-Shedding, est réalisé sur les étages de la turbine libre. Il s'agit de vérifier que dans le cas d'une survitesse, consécutive à la rupture accidentelle de la liaison qui délivre le couple au rotor de l'hélicoptère, les pales TL vont rompre à la vitesse prévue (de l'ordre de 140% de la vitesse nominale) au niveau d'une section

frangible dans le but de détacher les pales du disque avant de dépasser la vitesse d'intégrité de ce dernier. Il s'agit de vérifier également le bon dimensionnement des blindages et des attaches moteur. Lors de ce phénomène, Herran [24] a montré par la simulation qu'une première pale (la plus faible) va rompre puis entraîner le départ de toutes les autres par impacts successifs.

Cette configuration en survitesse est très différente de la situation de perte d'une pale à la vitesse nominale, susceptible de conduire à la rupture en cascade des autres profils (Knocking-Off). Les pales suiveuses sont en effet beaucoup moins chargées et les lieux de rupture ne sont pas connus a priori. De plus, les essais de perte de pale ne sont pas réalisés systématiquement sur tous les étages du générateur de gaz (l'étage le plus critique du point de vue de la réponse au balourd est généralement choisi) et ne sont pas observables (car confinés dans l'enceinte du moteur). Le tableau 1.1 dresse le comparatif entre ces différents événements aéronautiques.




Application	Vitesse tangentielle	Température	Observabilité	Essais partiels instrumentés
Ingestion d'oiseau ou de glace	⊕	⊕	⊕ ⊕ ⊕	 <p>Tirs sur aubes [source Snecma]</p>
Perte d'aube fan	⊕	⊕	⊕ ⊕ ⊕	 <p>Essais avec caméra rapide [25]</p>
Blade-Shedding	⊕ ⊕ ⊕	⊕ ⊕	⊕	 <p>Essais de certification [24]</p>
Knocking-Off	⊕	⊕ ⊕ ⊕	⊖	/

TABLEAU 1.1 – Comparaison entre les domaines d'étude de la tenue et de la rétention des pales dans les moteurs aéronautiques

1.2.1 Règlement de navigabilité aéronautique

Dans le domaine des transports aéronautiques, la sécurité des passagers est primordiale. Cette priorité est garantie par un ensemble de règles qui vont piloter la conception des moteurs d'hélicoptère en vue d'obtenir leur certification. Grâce au respect de ces règlements, de plus en plus complets, la sécurité aéronautique s'est considérablement améliorée durant les 50 dernières années avec, par exemple pour des vols commerciaux, un taux d'accident fatal au décollage réduit de 30.10^{-6} en 1960 à $0,7.10^{-6}$ en 2007 pour une augmentation des heures de vol par an dans la même période de $10^6 h$ à 40.10^6 [24].

Le règlement de navigabilité applicable en Europe est le règlement européen CS-E [26] édité par l'EASA. Aux États-Unis, la FAA donne un niveau de réglementation équivalent. D'après le point du règlement CS-E 510, relatif aux analyses de sûreté, la non-rétention de débris à haute énergie ou la rupture des attaches moteur sont considérées comme des événements dangereux au sens de la navigabilité aéronautique. Il doit être montré que la probabilité d'occurrence d'un tel événement moteur est extrêmement faible, c'est-à-dire ne dépassant pas 10^{-7} par heure de vol. En particulier, il doit être démontré qu'une pale lâchée de compresseur ou de turbine est contenue dans le moteur et qu'aucun effet dangereux, résultant d'autres endommagements, ne survienne jusqu'à l'arrêt du moteur (CS-E 810).

Par la démonstration de la tenue des pales suiveuses, Turbomeca répond à cet objectif. En termes de conception, pour réduire le risque que la rupture d'une pale entraîne un départ multiple, une attention particulière doit porter sur le matériau des pales, leur fixation en pied et le design de l'anneau. Il est conseillé de vérifier que la trajectoire finale de la pale rompue ne reste pas dans le plan de rotation de la roue.

Les moyens de justification acceptables par l'EASA sont définis dans le paragraphe AMC E 520 du règlement [27]. La justification par essai au banc ou par l'expérience nécessite de détruire un moteur, ce qui représente un coût non négligeable pour le motoriste. D'autres moyens de justifications sont jugés acceptables tels que la modélisation si celle-ci prend en compte fidèlement la physique du phénomène. Les analyses de perte de pale, basées sur des modèles éléments-finis, doivent typiquement inclure l'effet du balourd, la rupture des matériaux et le frottement entre les pièces.

1.2.2 Description du phénomène de Knocking-Off

Le Knocking-Off (KOFF) ou effet domino correspond à la rupture en cascade des pales suiveuses consécutive à la perte d'une première pale. Cette conséquence éventuelle de la rupture de pale correspond à un événement dangereux au sens de la navigabilité puisque les parties statiques sont généralement dimensionnées pour ne contenir qu'une seule pale (excepté pour les étages de turbine libre équipés d'un

blindage pour le Blade-Shedding). Le scénario de ce phénomène divergent pouvant mener à la ruine du moteur est décrit sur la figure 1.3.

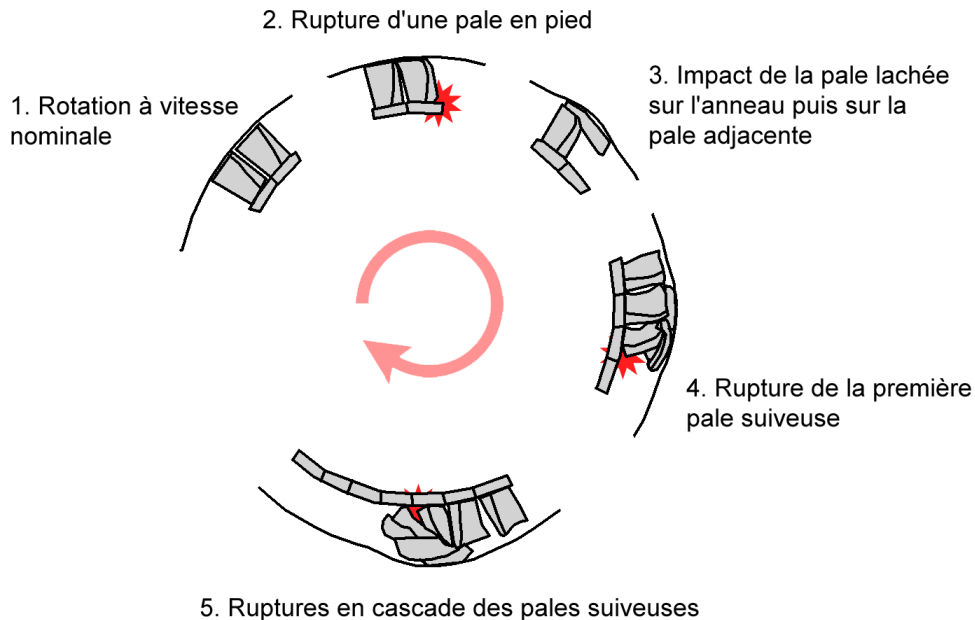


FIGURE 1.3 – Illustration du phénomène du Knocking-Off conduisant à une perte de pales généralisée et potentiellement à la perforation de l'anneau

Les causes de la rupture initiale sont typiquement la propagation d'une crrique par fatigue ou un endommagement lié à un impact d'un corps étranger (FOD) ingéré par le moteur. Le profil rompu est éjecté tangentiellement entraînant d'abord un impact avec le stator (étapes 1 et 2). Il est ensuite ralenti par l'effet du frottement et des déformations (labourage) puis rattrapé par le profil adjacent. Celui-ci va l'impacter à une vitesse relative inférieure à la vitesse tangentielle nominale (étape 3) puis, potentiellement, rompre directement à l'impact (étape 4) ou de manière retardée sous l'effet des oscillations liées au retour élastique et du chargement centrifuge. L'enchaînement des impacts peut conduire alors au plumage partiel ou complet de la roue. Les débris à haute énergie ainsi générés sont susceptibles de s'agglomérer et entraîner le renflement (étape 5) puis la perforation des carters.

Le balourd généré par la perte d'une pale sous chargement centrifuge entraîne une excentration du disque dans le sens opposé provoquant potentiellement des contacts rotor-stator qui endommagent également la structure. Ces effets interviennent en parallèle des impacts directs sur les pales suiveuses. Toutefois, ces dommages seront négligés dans un premier temps et qualifiés de secondaires puisque, de par l'inertie de l'ensemble de la ligne d'arbre du moteur, le temps caractéristique associé à l'initiation d'une touche est supposé largement supérieur à la durée des impacts primaires sur les premières pales suiveuses. Cette hypothèse sera vérifiée à la fin du chapitre 4 dans l'étude de dynamique d'ensemble de ligne d'arbre. Le schéma de la figure 1.4

synthétise cette description du Knocking-Off.

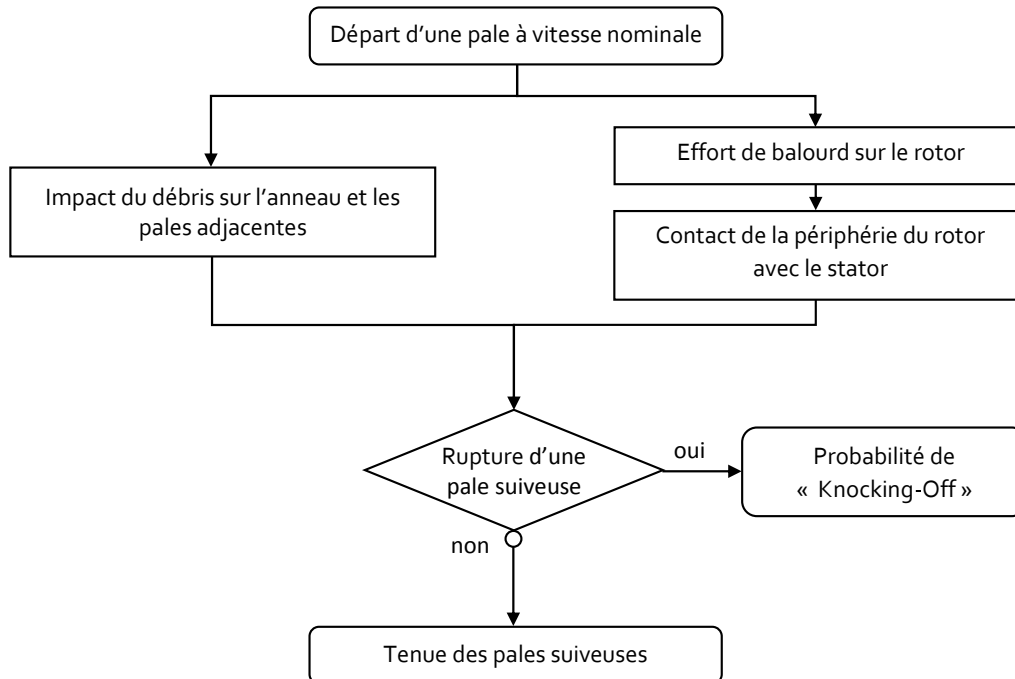


FIGURE 1.4 – Identification du scénario de "Knocking-Off"

1.2.3 Critère énergétique de tenue des pales suiveuses

Pour estimer la tenue des pales suiveuses, les bureaux d'études de Turbomeca utilisent un critère énergétique basé sur des essais de perte de pale. Pour des raisons de confidentialité industrielle, le détail de la méthodologie n'est pas présenté dans ce chapitre mais dans l'annexe ?? confidentielle.

Ce critère de tenue des pales suiveuses est vérifié lors de la conception des roues axiales et centrifuges ainsi que des turbines. La justification reste toutefois basée sur un essai de certification en fin de conception sur un étage critique qui, jusqu'à ce jour, démontre systématiquement l'absence d'effets dangereux sur le moteur. Ces estimations sont confortées par le fait qu'il n'y a pas eu, à ce jour, en condition normale de fonctionnement, de perte de pale ayant entraînée le plumage complet d'un étage. Toutefois, la conception de profils aérodynamiques de plus en plus fins, entraîne un rapprochement des points calculés vers la limite du domaine de sécurité, ce qui pourrait rendre dimensionnant le critère de Knocking-Off.

L'utilisation de ce critère énergétique permet d'évaluer de façon qualitative la sensibilité au phénomène de Knocking-Off d'une géométrie de pale par rapport à une autre. Les grandeurs prises en compte dans ce modèle unidimensionnel, à savoir l'énergie cinétique de la pale lâchée et l'énergie de déformation de la pale suiveuse,

sont judicieuses, car l'énergie cinétique du débris est en partie transmise sous forme d'énergie interne au profil suiveur, mais elles ne suffisent pas à décrire finement un phénomène tridimensionnel fortement non-linéaire. Ce critère empirique est en effet limité. D'abord, parce que les données expérimentales utilisées pour construire l'abaque ne sont pas accessibles et ne correspondent pas à des géométries de pales Turbomeca. Ensuite, l'on considère des zones d'impacts arbitraires plutôt vers le pied du profil. Enfin, parce que les effets d'inertie et de la vitesse de déformation ne sont pas pris en compte dans le calcul de l'énergie de déformation.

Afin de diminuer les marges de conception, de nouveaux critères moins conservatifs doivent être définis. Pour cela, il est nécessaire de prendre en compte la géométrie réelle des pales, la cinématique réelle du phénomène, les interactions avec les parties statiques et les effets dynamiques sur les matériaux. La stratégie s'oriente donc vers l'amélioration des modèles éléments-finis pour les analyses de dynamique rapide et une meilleure maîtrise des codes de calculs dédiés à ces analyses.

1.3 Simulation des problèmes d'impact

La simulation numérique en dynamique rapide donne accès aux évolutions temporelles de grandeurs physiques telles que les déplacements et les efforts sur l'ensemble d'une structure. Ces données s'avèrent parfois difficiles voire impossibles à mesurer ou à interpréter dans la réalité. Ainsi, la simulation permet de mieux comprendre les phénomènes observés en essai ou en service et de tester puis valider divers choix technologiques. Toutefois, il est primordial de maîtriser le solveur afin de calculer "vrai" et "rapidement" pour prévoir et concevoir au plus juste.

1.3.1 Méthode de résolution numérique

L'écriture du problème de mécanique des milieux continus (MMC) consiste à obtenir, à partir des équations locales d'équilibre - qui représentent localement le principe fondamental de la dynamique - la formulation faible du problème, c'est-à-dire permettant la résolution par la méthode des éléments-finis (MEF). Cette méthode de discrétisation largement utilisée consiste à remplacer la résolution d'un problème continu à une infinité d'inconnues par celle d'un problème discrétisé à un nombre fini d'inconnues. Une solution approchée est alors recherchée sous la forme de fonctions d'approximation, généralement polynomiales, propres à des morceaux du domaine complet. Ces sous-domaines, à la taille relativement réduite et aux formes topologiquement simples, sont les éléments, dont l'assemblage en un maillage approxime la structure initiale. Les coefficients de ces fonctions sont déterminés en utilisant les valeurs en des points particuliers des éléments, les nœuds. L'équation générale du mouvement régissant le comportement dynamique non-linéaire des solides déformables peut alors s'écrire sous la forme matricielle suivante discrétisée en espace et

assemblée sur toute la structure :

$$M\ddot{U} + C\dot{U} + F_{int}(U) = F_{ext} \quad (1.1)$$

avec U, \dot{U} et \ddot{U} les vecteurs déplacements, vitesses et accélération aux nœuds. M est la matrice de masse diagonale, C la matrice d'amortissement et F_{ext} et F_{int} sont respectivement les vecteurs des forces extérieures et intérieures. Les efforts de contact sont inclus dans les efforts extérieurs.

La méthode de condensation de la matrice de masse (ou mass-lumping), qui consiste à distribuer la masse de l'élément sur les nœuds pour obtenir une matrice diagonale facilement inversible, permet de résoudre le système d'équations par le schéma d'intégration temporelle dit "explicite" des différences centrées (i.e. schéma de Newmark avec $\alpha = \frac{1}{2}$ et $\beta = 0$). Cette discrétisation temporelle permet d'approximer l'accélération des nœuds sur un intervalle de temps Δt (cf. eq. 1.3) puis de calculer directement leurs déplacements (cf. eq. 1.5) par inversion immédiate de la matrice de masse. Cette procédure est décrite par les équations suivantes [28] :

$$\dot{U} = \frac{U^{t+\Delta t} - U^{t-\Delta t}}{2\Delta t} \quad (1.2)$$

$$\ddot{U} = \frac{U^{t+\Delta t} - 2U^t + U^{t-\Delta t}}{\Delta t^2} \quad (1.3)$$

En substituant l'équation 1.3 dans l'équation 1.1 simplifiée (i.e. sans terme d'amortissement), il est possible d'écrire successivement :

$$F_{ext}^t = M\left(\frac{U^{t+\Delta t} - 2U^t + U^{t-\Delta t}}{\Delta t^2}\right) + F_{int}^t(U) \quad (1.4)$$

$$U^{t+\Delta t} = 2U^t - U^{t-\Delta t} + \Delta t^2 M^{-1}(F_{ext}^t - F_{int}^t(U)) \quad (1.5)$$

Ce schéma d'intégration direct permet donc de calculer les déplacements et les vitesses aux nœuds à partir d'une approximation de l'accélération dans un intervalle de temps Δt puis de calculer les efforts intérieurs et extérieurs. La géométrie est ensuite mise à jour en ajoutant l'incrément de déplacement à la position initiale X^0 (cf. eq. 1.6). Ce processus est répété pour obtenir la réponse de la structure sur tout l'intervalle de temps étudié.

$$X^{t+\Delta t} = X^0 + U^{t+\Delta t} \quad (1.6)$$

L'avantage d'une telle méthode réside dans le fait qu'il n'y a pas besoin d'itération pour atteindre l'équilibre. Le coût par pas de calcul est donc faible. Pour des problèmes présentant de fortes non-linéarités, cette méthode est plus robuste et plus efficace que la méthode "classique" par intégration implicite, inconditionnellement stable mais qui requiert un effort de calcul bien plus important par pas de temps (méthode de Newton Raphson).

L'inconvénient de la méthode explicite réside dans le fait que le schéma des différences centrées est conditionnellement stable, ce qui limite la taille du pas de temps. Sa valeur maximale est limitée par la longueur caractéristique du plus petit élément du maillage, L_e , et par la célérité du son dans le matériau, C_e . Le pas de temps de stabilité Δt_s (ou pas de temps critique) est défini par la condition de Courant-Friedrichs-Lewy (CFL) comme suit :

$$\Delta t \leq \Delta t_s \quad \text{avec} \quad \Delta t_s = \frac{L_e}{C_e} \quad (1.7)$$

Par défaut pour les calculs avec LS-Dyna, une marge de 10% est prise sur ce critère (i.e. $\Delta t = 0.9\Delta t_s$). Dans le cas des éléments volumiques solides, la longueur caractéristique est calculée à partir du volume de l'élément, V_e , et de l'aire du plus grand côté, A_e , tel que $L_e = \frac{V_e}{A_e}$. La célérité est calculée à partir du module d'onde de compression M_e exprimé ici dans le cas de l'élasticité isotrope :

$$C_e = \sqrt{\frac{M_e}{\rho}} \quad \text{avec} \quad M_e = \frac{E(1-\nu)}{(1+\nu)(1-2\nu)} \quad (1.8)$$

où E , ν et ρ sont respectivement le module de Young, le coefficient de Poisson et la masse volumique du matériau. Cette condition de stabilité signifie que, dans le schéma d'intégration explicite, la "vague de contrainte numérique" va toujours se propager d'un élément par pas de temps. Par conséquent, le calcul peut nécessiter un grand nombre de cycles. La méthode explicite n'est donc généralement employée que pour de courtes simulations, ce qui convient particulièrement à la simulation des phénomènes rapides fortement non-linéaires. Ces non-linéarités se traduisent principalement par les déformations plastiques des matériaux, les grands déplacements et/ou grandes rotations et les contacts entre les solides.

Non-linéarités matérielles La recherche de l'état d'équilibre d'un solide, soumis à des efforts extérieurs, nécessite la détermination des efforts intérieurs qui s'y développent. Ces efforts intérieurs, c'est-à-dire le tenseur de contraintes, dépendent des lois traduisant les propriétés physiques du solide. La relation mathématique entre les contraintes et les déformations est donnée par la loi de comportement (ou loi constitutive) du matériau, généralement mise sous la forme $\sigma(M) = f(\varepsilon(M))$. Elle fournit les six équations complémentaires aux trois équations d'équilibre local pour résoudre le problème à neuf inconnues, à savoir, les trois grandeurs de déplacement et les six scalaires du tenseur des contraintes (σ_{ij}). Dans la méthode des éléments finis, le comportement mécanique des matériaux doit donc, pour un incrément de déformation $\Delta\varepsilon$, donner l'incrément de contrainte correspondant, $\Delta\sigma$. Cet incrément de contrainte, calculé entre deux pas de temps de la résolution explicite, suppose que le matériau reste élastique. Lorsque le matériau se déforme plastiquement, il est donc nécessaire de corriger la contrainte afin de prendre en compte son écrouissage. Les principales méthodes de résolution de la plasticité sont la méthode de la sécante, le retour radial non-itératif et le retour radial itératif [29]. Cette dernière méthode, rapide et précise, est couramment utilisée dans le code LS-Dyna.

Non-linéarités géométriques Contrairement au cas des petites perturbations, lorsque de grands déplacements et de grandes déformations apparaissent dans un solide, il n'est plus possible de confondre les configurations initiale et actuelle. Une attention particulière doit alors être portée à la cinématique, au repérage des nœuds et au choix des mesures des déformations et des contraintes tout au long de son mouvement dans le temps. Ces aspects sont développés dans de nombreux ouvrages de mécanique notamment ceux de Malvern [30]. Les lois de comportement sont alors construites de manière à ce qu'à une rotation de corps rigide ne corresponde aucune modification de l'état de contraintes. Pour caractériser le changement de forme, il faut caractériser les variations de longueurs et les variations d'angles. L'algorithme d'intégration des lois de comportement est alors dit objectif si, pour un mouvement de corps rigide sur un intervalle de temps Δt , les contraintes de Cauchy sont actualisées de manière exacte. Ainsi une description lagrangienne réactualisée est utilisée pour garantir la consistance des modèles dans le cas des grandes transformations. Les méthodes les plus courantes d'actualisation sont celles de Jaumann et de Green-Naghdi [28].

Non-linéarités de contact La bonne gestion des contacts est primordiale pour les calculs de perte de pale. En effet, qu'il s'agisse des parties statiques ou des profils, les zones de contact sont nombreuses et les efforts transmis par les impacts, prédominants. Les algorithmes de contact utilisables dans LS-Dyna sont basés sur la méthode classique des pénalités. Celle-ci consiste à définir des ressorts - uniquement en traction - entre des nœuds "maîtres" pénétrants et des surfaces "esclaves". Pour chaque nœud esclave, il est recherché si géométriquement il y a pénétration dans un élément maître. La valeur de cette pénétration - distance projetée le long de la normale de l'élément maître - est ensuite calculée puis le nœud est projeté sur l'élément maître. L'effort de contact résultant est déterminé à partir des propriétés élastiques et de la géométrie des parties maître et esclave. En pratique, la valeur de cette raideur est limitée par une condition de stabilité du système local composé des deux nœuds considérés et du ressort [28]. Ainsi, pour assurer la bonne détection des contacts et représenter la réalité, il faut vérifier que le pas de temps de contact reste supérieur au pas de temps critique du calcul.

1.3.2 Critères de qualité du maillage volumique

En dynamique rapide, le maillage a une importance du premier ordre car une onde se propage dans la structure. Le temps a un sens physique et les échelles de temps que l'on veut analyser sont fortement couplées aux échelles en espace du problème discrétisé. Un "bon" maillage en quasi-statique ne l'est donc pas nécessairement en dynamique rapide. Par exemple, un maillage non réglé peut mener à des localisations non-physiques. Il faut donc veiller à mailler la structure le plus régulièrement possible. D'après l'expérience de Safran Snecma sur la modélisation en dynamique rapide, il est recommandé de limiter la distorsion des éléments et de

conserver un élanement (rapport de la longueur du plus grand côté sur celle du plus petit côté, appelé également Aspect Ratio (AR)) proche de l'unité. Un "bon" élément est identique à l'élément finis de référence à un facteur homothétique près. De plus, pour ne pas perturber la propagation des ondes, le maillage doit être le plus uniforme possible avec une progression de la taille de maille qui, idéalement, n'augmente pas de plus de 5% d'une maille à l'autre. En parallèle, il convient de limiter les éléments triangulaires car du fait d'un degré d'interpolation linéaire, ceux-ci sont plus raides que les éléments quadrangulaires. L'usage des éléments quadratiques - interpolation du champ de déplacement au second ordre - n'est également pas recommandé en explicite : des oscillations parasites peuvent apparaître sur les champs solutions (déplacement ou contrainte).

En pratique, du fait des variations d'épaisseur en pied et en tête des profils de pale, une discrétisation de leur géométrie élancée avec des éléments cubiques n'est pas toujours possible et cela conduirait à des tailles d'éléments bien trop petites et donc pénalisantes pour les temps de calcul.

Pour établir des critères de qualité du maillage volumique pour les pales, qui présentent un mode principal de flexion, il convient de comparer des résultats de solutions analytiques sur des configurations académiques à ceux obtenus par la simulation pour différents maillages.

Dans la littérature, il existe des solutions analytiques qui permettent d'estimer la flexion d'une plaque circulaire encadrée en sa périphérie et soumise à une densité surfacique d'effort. Ceci est valable dans le cadre de l'élasticité isotrope, en quasi-statique et pour de petites perturbations (HPP) [31]. Selon la théorie de la flexion des

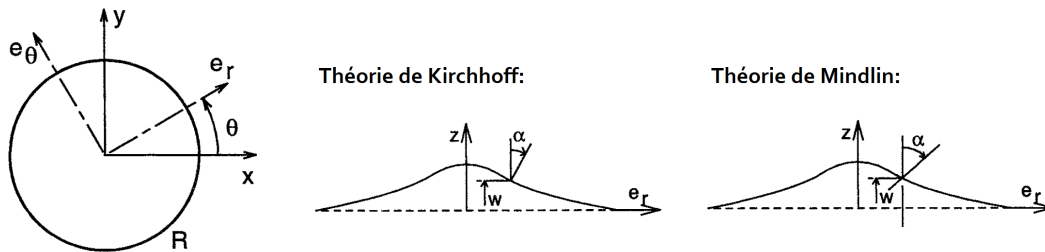


FIGURE 1.5 – Problème de la plaque circulaire résolu par la théorie de Kirchhoff ou par la théorie de Mindlin, dans laquelle on considère qu'un segment de droite normal à la surface moyenne initiale n'est plus perpendiculaire à celle déformée [31].

plaques, l'hypothèse des contraintes planes (i.e. $\sigma_{zz} = 0$) est posée et une distinction est faite entre les plaques épaisses (cf. fig. 1.5 : théorie de Mindlin) et les plaques minces (cf. fig. 1.5 : théorie de Kirchhoff) où l'on néglige l'effet du cisaillement transversal (i.e. $\varepsilon_{xz} = \varepsilon_{yz} = 0$).

Cette configuration circulaire n'est toutefois pas adaptée pour évaluer l'effet de l'élanement puisque, dans ce cas, le maillage de la plaque nécessite d'utiliser différentes formes d'éléments. Ainsi, considérant cette fois une plaque rectangulaire encadrée en ses quatre côtés et soumise à une pression uniforme p , comme illustré

1. État de l'art et problématique

fig. 1.6(a), il existe une autre solution analytique, basée sur la théorie de Kirchhoff. Pour une plaque carré d'épaisseur h et de longueur de côté L (tel que $L = a = b$), sa flèche ω s'exprime ainsi [32] :

$$\omega = (1.26 \times 10^{-3}) \frac{pL^4}{D} \quad \text{avec} \quad D = \frac{Eh^3}{12(1-\nu^2)} \quad (1.9)$$

où E et ν est sont les propriétés élastiques du matériau de la plaque. Le paramètre D est appelé la rigidité en flexion de la plaque. Le cas de référence choisi considère des longueurs caractéristiques et des propriétés élastiques représentatives de profils de pale (cf. tab. 1.2).

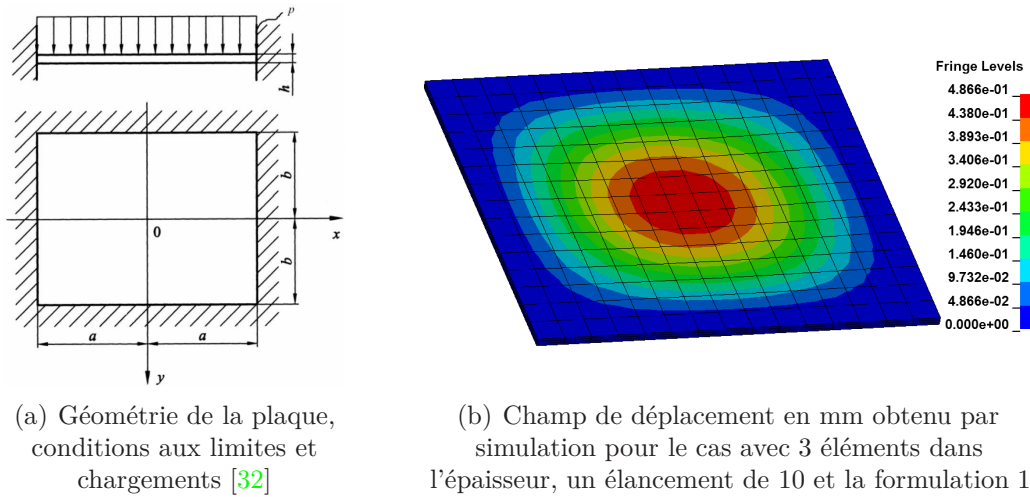


FIGURE 1.6 – Plaque rectangulaire encastée en ses quatre côtés et chargée par une densité surfacique d'effort uniforme

Géométrie		Propriétés élastiques		Chargement p (MPa)	Rigidité en flexion D (N.mm)	Flèche maximale ω (mm)
L (mm)	h (mm)	E (MPa)	ν			
50	1	172000	0.3	1	15751	0.5

TABLEAU 1.2 – Application numérique de la solution analytique pour une plaque carrée

Dans le cadre de l'analyse du comportement de structures sous impacts, pour lequel les phénomènes de localisation et de rupture seront analysés, le choix du maillage pour les pales porte vers des éléments hexaédriques solides (autrement appelés "briques", à 3DDL par nœuds) et non coques ou coques-épaisses, car, d'une part, la géométrie complexe des profils nécessite une discrétisation volumique fine

et, d'autre part, les chargements lors du phénomène d'impact sont fortement multi-axiaux donc potentiellement hors flexion ou membrane. Ainsi, le maillage devra être suffisamment fin pour retranscrire convenablement la propagation des ondes dans toute la structure [33]. De plus, les éléments dégénérés (tétraèdres ou pentaèdres) seront évités dans la mesure du possible.

Plusieurs formulations pour les éléments solides sont évaluées dans cette étude : D'abord, la formulation 1 (EF1), à intégration réduite (1 point de gauss au centre de l'élément), particulièrement robuste et qui offre de très bonnes performances de calculs (25 fois plus rapide que la formulation 2) ; Ensuite, la formulation 2 (EF2), intégration complète avec 8 points de gauss, qui ne nécessite donc pas de contrôle de hourglass (modes à énergie de déformation nulle) mais qui s'avère parfois instable pour de grandes déformations et sensible au phénomène de verrouillage transverse en cisaillement (shear locking) ; Enfin, la formulation -1 (EF-1), intégration complète, récemment développée par Borrvall [34], introduit une modification de la matrice jacobienne limitant le blocage en cisaillement des éléments élancés pour un temps de calcul 1.2 fois supérieur à celui de la formulation 2. Les résultats de simulations en termes de flèche sont comparés à la solution analytique et présentés sur la figure 1.7. L'augmentation du degré d'intégration conduit à un raidissement

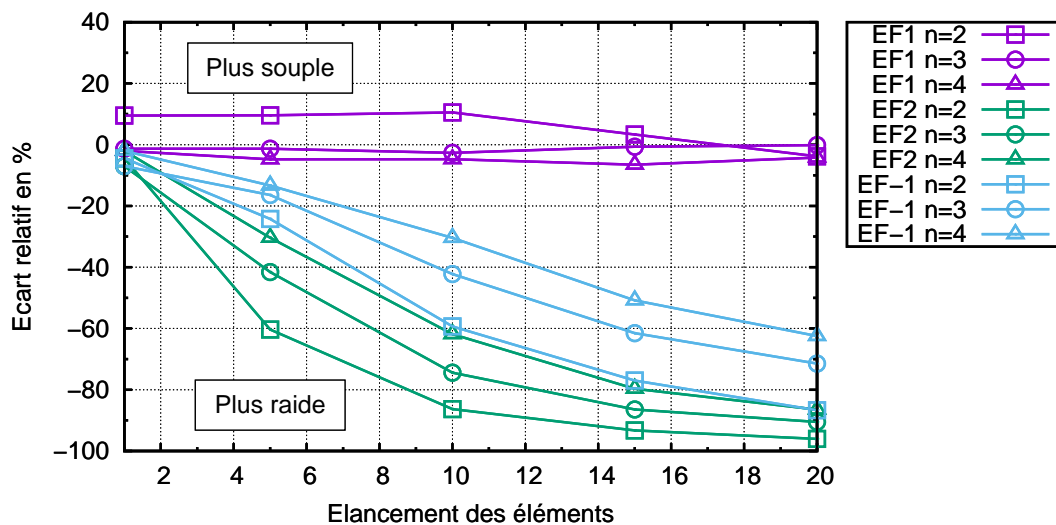


FIGURE 1.7 – Estimation de l'écart relatif sur le comportement en flexion pour différents maillages. Dès lors que l'élancement des éléments est supérieur à 2, les formulations à intégration complète conduisent à un comportement trop raide.

en flexion et ce, même pour la formulation -1. Il est d'autant plus prononcé que l'élancement des éléments est élevé. En effet, lorsque celui-ci dépasse 10, une erreur d'au moins 30% est constatée sur les formulations à intégration complète. La formulation 1 reste valable même pour de forts élancements. À partir de 3 éléments dans l'épaisseur de la plaque, l'écart avec la solution analytique reste dans ce cas inférieur à 5% jusqu'à un rapport d'élancement de 10.

Synthèse des préconisations pour le maillage des pales Pour répondre aux exigences du cadre industriel, en termes de performance et de précision de calcul, le choix de modélisation porte vers un maillage volumique lagrangien "classique" avec des éléments solides à intégration réduite. Le maillage doit être suffisamment fin pour capturer la géométrie complexe des pales et les champs mécaniques. Au moins 3 éléments dans l'épaisseur doivent être présents pour retranscrire convenablement le comportement en flexion. Ces recommandations sont applicables aux pales Turbo-meca qui sont de petites dimensions comparé par exemple aux aubes fan de Safran Snecma.

1.3.3 Techniques de modélisation en dynamique rapide

La mise en place d'une modélisation pour le départ de pale est basée sur les travaux de Herran [24], sur les recommandations du Aerospace Working Group (AWG) [35] - qui regroupe les principaux partenaires nord-américains, industriels et universitaires, du domaine aéronautique - et également sur l'expérience de Safran Snecma avec l'outil LS-Dyna sur la perte d'aube de soufflante et l'ingestion d'oiseau. La modélisation éléments-finis utilisée consiste en une représentation lagrangienne avec des éléments volumiques solides pour les pales et les stators. Pour les parties soumises à de grandes déformations, comme par exemple l'oiseau, une formulation particulière de type SPH est aujourd'hui couramment utilisée. Le choix d'une représentation de l'oiseau avec des SPH permet de simuler le découpage en morceaux distincts et leurs interactions avec les aubes fan.

Dès lors que de grandes déformations apparaissent dans les calculs, les méthodes sans maillage sont en effet bien plus robustes et précises que la méthode classique des éléments-finis. Les principales méthodes intéressantes pour représenter les fortes déformations dans les solides - survenant par exemple lors du repliement des pales et de leur fragmentation en plusieurs débris - et suffisamment matures pour une application industrielle sont : la méthode SPH, la méthode ALE, et la méthode EFG [36, 37].

La méthode SPH, Smoothed Particle Hydrodynamics, initialement développée par Monaghan [38], consiste à discrétiser le domaine physique par un ensemble de particules liées entre elles par des fonctions de forme de type gaussienne (ou fonction noyau). Cette méthode est dite collocative car les calculs sont effectués au niveau des particules, comparables aux nœuds. La méthode permet de s'affranchir de la présence d'un maillage qui, dans le cas des grandes déformations, conduirait à des distorsions excessives et donc à des imprécisions, à une diminution drastique du pas de temps de stabilité jusqu'à des arrêts intempestifs des calculs. Des travaux expérimentaux et numériques valident ce type de modélisation qui convient notamment très bien pour la modélisation du comportement gélatineux de

l'oiseau [39]. Toutefois, plusieurs inconvénients de cette méthode sont récurrents : instabilités en traction, modes de déformation à énergie nulle (hourglass), problèmes de consistances, difficulté de modélisation des conditions aux limites ou encore limitation aux matériaux isotropes. De plus, la méthode SPH standard n'est pas adaptée à la discrétisation de structures élancées puisque qu'il est recommandé d'avoir un maillage uniforme [28]. Pour répondre à ce problème, les numériciens ont développé récemment une formulation SPH-coque - pour des applications de perforation de réservoir - et l'ont intégrée dans le code Europlexus [40]. La méthode SPG, récemment développée depuis 2014 par Wu [41], est une amélioration des SPH qui en corrige les principaux inconvénients (instabilité, consistance). Cette fonctionnalité sera prochainement utilisable dans les codes industriels et représente une piste intéressante pour les travaux futurs.

La méthode ALE, Arbitrary Lagrangian Eulerian, disponible dans LS-Dyna, est dédiée à la simulation des interactions fluide-structure. Il s'agit d'une combinaison des descriptions lagrangienne et eulérienne permettant de s'affranchir des distorsions du maillage. Par exemple, pour les calculs d'impacts sur aubes fan, la modélisation en eulérien de l'oiseau permet de mieux tracer les interactions secondaires entre l'oiseau et la structure lagrangienne. Les temps de calculs pour cette méthode s'avèrent toutefois plus conséquents que la méthode SPH [42] et trop pénalisant pour une application à un cas industriel de perte de pale.

Dans la méthode EFG, Element Free Galerkin, les calculs sont effectués au niveau de points d'intégration. C'est la raison pour laquelle un maillage "background" est nécessaire, contrairement aux SPH. Ce maillage sert à définir la géométrie du domaine et à positionner ces points d'intégration à l'état initial. Comme en SPH, chaque particule possède un domaine d'influence (noyau) au sein duquel la fonction de forme est quadratique. L'avantage des EFG par rapport aux SPH est multiple : le traitement des conditions limites est facilité (car il y a un maillage background sur lequel travailler), il est également possible de faire appel à un remaillage adaptatif interactif améliorant ainsi la précision des calculs ou encore d'utiliser un schéma de résolution implicite. Cependant, la précision apportée par les calculs en EFG se fait au détriment des temps de calculs qui sont largement rallongés par rapport aux méthodes lagrangiennes classiques. Actuellement, cette méthode n'est pas applicable pour des calculs de perte de pale dans un cadre industriel.

Modélisation de la rupture La modélisation de la rupture est une des principales voies de progrès pour les simulations de dynamique rapide [24]. L'approche la plus basique consiste à supprimer (ou à "déboutonner") les éléments du maillage qui dépassent une valeur critique sur une grandeur mécanique, généralement la déformation plastique équivalente (grandeur croissante). Cette méthode par érosion est simple à mettre en œuvre mais s'avère peu robuste car très dépendante du maillage.

Pour les simulations de perte d'aube fan en titane, cette méthode de fragmentation automatique a toutefois permis d'obtenir de bons résultats, proches de ceux obtenus en essais. L'utilisation d'un critère de rupture basé sur une densité d'énergie de déformation pourrait permettre une représentation plus physique du phénomène de fragmentation mais ce type de critère n'est cependant pas implémenté dans LS-Dyna pour les éléments volumiques solides mais uniquement pour les éléments coques dans des applications de fissuration de pare-brises impactés. L'autre possibilité de représentation de la rupture développée pour les éléments-finis est la méthode XFEM qui consiste à enrichir les fonctions de forme de l'élément par des partitions de l'unité. Cette méthode qui résout une partie des problèmes liés au maillage est dédiée à la propagation de fissure mais les développements ne sont actuellement pas suffisamment avancés pour une application efficace sur un cas complexe de perte de pale prenant en compte les débris.

Pour régulariser ce type de critère avec la méthode par érosion et améliorer ainsi la robustesse des calculs, les deux principales méthodes consistent à moyenniser dans l'espace selon une fonction gaussienne la grandeur mécanique considérée (loi matériau non-locale dans LS-Dyna) ou à appliquer un facteur dépendant de la taille caractéristique de l'élément sur la valeur critique du critère (courbe de régularisation). La première [43] s'avère très intéressante mais nécessite de définir une zone englobant suffisamment d'éléments ce qui ralentit très fortement les temps de calcul et la rendent actuellement inefficace pour des calculs sur des configurations industrielles. La seconde, qui nécessite une étape de calibration sur différents maillages, est particulièrement efficace pour limiter la dépendance à la taille des éléments (initiation) mais reste insuffisante en ce qui concerne l'orientation du maillage (propagation). Des techniques de remaillage adaptatif pourraient corriger ce deuxième aspect mais elles pénalisent également trop les performances et altèrent la propagation des ondes dans la structure (maillage non-uniforme). Dans le cas d'impacts multiples et sévères survenant lors du Knocking-Off, la méthode par érosion peut conduire à une perte d'énergie non-négligeable par rapport à l'énergie totale du système, typiquement au delà de 30%.

Des solutions hybrides ont alors été mises au point pour tirer profit des avantages de la modélisation classique lagrangienne et de la formulation particulaire. L'idée est de remplacer un élément lagrangien, ayant atteint un critère de rupture, en une ou plusieurs particules SPH qui héritent des propriétés physiques et cinématiques de l'élément supprimé. Cette méthode s'annonce très pertinente pour rendre les systèmes énergétiquement conservatifs dans le cas où le taux d'érosion est élevé. Malgré les perspectives très intéressantes en termes de facilité de mise en œuvre (conditions aux limites) et d'amélioration de la prise en compte de débris, très peu de travaux de la littérature utilisent cette bascule éléments-finis/SPH dans des calculs de dynamique rapide. La méthode a donc été mise en place, vérifiée puis évaluée, dans le chapitre 4 du manuscrit, sur un cas simple d'impact d'un projectile sur un plan rigide. Elle est ensuite utilisée dans des calculs de perte de pale.

Prise en compte du frottement Dès lors qu'il y a contact entre des solides, le coefficient de frottement fait parti des principales inconnues des problèmes de simulation numérique. Il a un effet substantiel sur la cinématique de nombreux phénomènes, en particulier la perte de pale [24] ou la mise en forme. Il a été montré qu'un coefficient de frottement nul peut conduire à des comportements non-physiques et diminuer la stabilité des calculs [24]. Plusieurs travaux de thèse, comme ceux de Cuny [44], portent spécifiquement sur la caractérisation du frottement dans le cadre du contact rotor/stator. Pour les simulations de perte de pale, la modélisation porte vers un modèle de frottement, simple et couramment utilisé, basé sur la formulation de Coulomb (cf. eq. 1.10). Dans ce modèle, le rapport entre l'effort de frottement et l'effort normal, défini par le coefficient μ , est supposé constant. En réalité, le frottement dépend d'un grand nombre de paramètres tels que l'état de surface, la température, la vitesse de glissement relative - statique et dynamique - ou l'effort normal.

$$F_T = \mu |F_N| \quad (1.10)$$

avec μ , le coefficient de frottement. F_N et F_T représentent respectivement les efforts normal et tangentiel de contact. Le travail de cet effort tangentiel est alors rajouté dans le bilan énergétique du calcul.

Bilan énergétique associé au calcul La robustesse de la méthode de résolution explicite permet quasi-systématiquement d'obtenir un résultat de calcul sans erreur. Cela impose une vigilance particulière en vérifiant a posteriori les résultats par un bilan énergétique. De manière globale, il faut vérifier que le ratio énergétique, E_{ratio} , qui compare l'énergie totale actualisée du système à l'énergie totale initiale, est proche de l'unité, signifiant ainsi que le système est conservatif [28]. Toutefois, cela ne suffit pas puisque des énergies négatives (non-physique) liées à la non-détection de contacts peuvent être par exemple compensées par une énergie de hourglass, E_{Hg} , excessive. De manière spécifique, il faut vérifier : pour chaque composant du système, que l'énergie numérique est faible devant l'énergie de déformation, E_{Int} ; pour chaque contact, que l'énergie de contact - i.e. travail des pénalités côtés maître et esclave -, $E_{Maître} + E_{Esclave}$, correspond à l'énergie dissipée par le frottement, E_{Frot} , et reste "faible" devant l'énergie interne. Dans le cas où une analyse statique est réalisée avec le solveur explicite, il faut vérifier que l'énergie cinétique, E_{Cin} , est "faible" devant l'énergie de déformation. Ces critères sont précisés dans le tableau 1.3. Si l'un d'eux n'est pas vérifié, le calcul est considéré faux.

$$E_{ratio} = \frac{E_{Cin} + E_{Int} + E_{Frot} + E_{Hg}}{E_{Cin}^0 + E_{Int}^0 + W_{Ext}} \quad (1.11)$$

Domaine de vérification	Critère
Énergie totale	$E_{ratio} = 1 \pm 10\%$
Contacts frottants	$\frac{E_{Maître} + E_{Esclave}}{E_{Int}} < 10\%$ $\frac{E_{Maître} + E_{Esclave}}{E_{Frot}} < 10\%$
Relaxation dynamique (quasi-statique)	$\frac{E_{Cin}}{E_{Int}} < 5\%$
Maillage (instabilité numérique)	$\frac{E_{Hq}}{E_{Int}} < 10\%$

TABLEAU 1.3 – Principaux critères énergétiques des calculs en dynamique rapide

1.4 Réponse de matériaux métalliques aux sollicitations dynamiques rapides

Le calcul de structure nécessite de connaître au préalable le comportement mécanique des matériaux constitutifs des solides étudiés. Si ces données sont généralement maîtrisées pour le domaine quasi-statique, elles sont beaucoup moins répandues lorsqu'il s'agit de plasticité et surtout de rupture sous impact [45]. Les premiers travaux de caractérisation du comportement dynamique des matériaux à grande vitesse de déformation ont été motivés par des problématiques militaires concernant la perforation des blindages métalliques [46]. Dans ce cas, les vitesses de déformation sont très élevées et les chargements conduisent à un état de contrainte sphérique. Le domaine est celui du régime hydrodynamique où le comportement des solides est traité comme celui d'un fluide. La caractérisation du matériau est alors réalisée au moyen d'essais de choc plaque sur plaque à très grande vitesse ou également par choc laser, technique utilisée entre autre pour la caractérisation de la rupture par écaillage et pour laquelle les vitesses de déformation vont jusqu'à $10^7 s^{-1}$.

Dans le cas de la perte de pale dans les turbomachines, les vitesses de sollicitation sont moins élevées et le phénomène de plasticité conditionne l'essentiel de la réponse du matériau (i.e. rôle prépondérant de la partie déviatorique du tenseur des contraintes). Les vitesses de déformation sont typiquement aux alentours de $10^3 s^{-1}$, ce qui correspond au régime de la dynamique rapide. L'échelle temporelle est alors généralement de l'ordre de la microseconde. C'est le cas, par exemple, pour les essais balistiques. Dans ce domaine, la plupart des matériaux métalliques se durcissent sous l'effet de la vitesse de déformation.

En dehors de la vitesse de chargement, les essais dynamiques diffèrent principalement des essais quasi-statiques par l'importance des effets d'inertie. Le temps caractéristique de l'essai n'est, dans ce cas, plus assez grand devant le temps de propagation des ondes élastiques et il n'est alors plus possible de négliger les effets

transitoires. De plus, il est généralement admis que l'essai dynamique est adiabatique car la chaleur produite lors de la déformation n'a pas le temps d'être diffusée pendant la brève durée de l'essai [45].

Afin de modéliser le comportement dynamique des matériaux, les essais de caractérisation doivent être réalisés à des vitesses de déformation significatives correspondantes aux phénomènes étudiés. Des machines hydrauliques de traction grandes vitesses peuvent être utilisées jusqu'à des vitesses de déformation de l'ordre de $10^2 s^{-1}$. Au-delà de ces vitesses et jusqu'à $10^4 s^{-1}$, les expérimentateurs ont recours à des moyens d'essais particuliers dont les plus classiques sont le puits de chute et le système des barres de Hopkinson [47]. Le dépouillement et l'analyse des mesures est généralement plus complexe que pour les essais quasi-statiques mais sont indispensables à la définition des modèles de comportement viscoplastiques et de rupture pour la simulation.

1.4.1 Modèles constitutifs pour les grandes vitesses de déformation

Dans les problèmes d'impacts avec des matériaux métalliques, la phase transitoire correspondant aux déformations élastiques est très courte par rapport à la phase des déformations plastiques qui correspond à l'essentiel de la réponse du matériau. Il est donc primordial de définir précisément l'évolution de la limite d'élasticité et de l'écrouissage du matériau en fonction de la vitesse de déformation [48].

Afin de rendre compte de la non-dépendance à la pression hydrostatique ainsi que la relative isotropie du seuil de plasticité de nombreux métaux, le critère de plasticité généralement retenu est celui de von Mises. La contrainte équivalente à un état de contrainte multiaxial σ_{eq} est calculée (cf. eq. 1.12) à partir d'un invariant du déviateur puis comparée à la limite d'élasticité en traction du matériau.

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{11} - \sigma_{33})^2 + 6(\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{13}^2)} \quad (1.12)$$

Les lois les plus utilisées pour représenter la dynamique des matériaux se limitent le plus souvent à la surface de plasticité de von Mises avec un écrouissage isotrope. Ces lois faisant intervenir l'effet de la vitesse de déformation, dont les plus connues sont Johnson-Cook, Zerilli-Armstrong et Steinberg, ont été spécifiquement développées pour les codes explicites. De nombreuses variantes de ces modèles sont également disponibles dans la littérature et disponibles dans LS-Dyna, par exemple pour traiter des situations de plasticité anisotrope (Hosford, Bron, Barlat [28]).

Il existe deux grandes familles de lois constitutives : les modèles phénoménologiques ou empiriques, c'est le cas des lois de Johnson-Cook, Cowper-Symonds ou Zhao, et les modèles à base physique, c'est le cas des lois de Zerilli-Armstrong, Bodner et Partom ou Rusinek et Klepaczko, qui reposent sur des mécanismes mi-

croscopiques comme la taille des grains, la structure cristalline ou la structure des dislocations.

Dans les modèles empiriques, la déformation plastique intervient comme paramètre interne et la vitesse de déformation plastique équivalente $\dot{\varepsilon}^p$ est utilisée séparément pour prendre en compte les effets visqueux. La déformation plastique équivalente ε^p est calculée par intégration de la vitesse (ou incrément de déformation plastique). Ce scalaire est d'abord calculé à partir des 6 composantes du tenseur $\dot{\varepsilon}_{ij}^p$ selon la formulation de von Mises suivante :

$$\varepsilon^p = \int_0^t \dot{\varepsilon}^p dt \quad (1.13)$$

avec :

$$\dot{\varepsilon}^p = \sqrt{\frac{2}{3}((\dot{\varepsilon}_{11}^p)^2 + (\dot{\varepsilon}_{22}^p)^2 + (\dot{\varepsilon}_{33}^p)^2) + 2((\dot{\varepsilon}_{12}^p)^2 + (\dot{\varepsilon}_{13}^p)^2 + (\dot{\varepsilon}_{23}^p)^2)} \quad (1.14)$$

La loi Johnson-Cook est généralement choisie pour sa simplicité d'implémentation et le nombre limité de paramètres à définir. Cette loi d'écrouissage très répandue a été proposée par Johnson et Cook en 1983 [49]. Elle a été utilisée avec des variantes dans de nombreux cas et la plupart du temps pour les métaux. Vedantam et Bajaj [50] l'ont par exemple utilisée avec succès pour les aciers. La loi d'évolution de la limite d'élasticité étendue est écrite de la façon suivante :

$$\sigma_y = (A + B(\varepsilon_p)^n)(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0}) \left(1 - \left(\frac{T - T_{amb}}{T_{fusion} - T_{amb}}\right)^m\right) \quad (1.15)$$

$$\text{avec } T = T_{amb} + \frac{\beta}{\rho C_p} \int_0^t \sigma_y \dot{\varepsilon}_p dt \quad (1.16)$$

où A , B , C , n et m sont les constantes du modèle; T_{amb} est la température de référence à laquelle ont été déterminées ces constantes; β , ρ , C_p , T_{fusion} sont les propriétés thermo-mécaniques du matériau, respectivement, le facteur de dissipation (autrement appelé coefficient de Quinney-Taylor, représentant le pourcentage de puissance viscoplastique dissipée en chaleur. Il est habituellement de l'ordre de 0.9), la masse volumique, la chaleur spécifique et la température de fusion. Le paramètre $\dot{\varepsilon}_0$ permet enfin de définir la vitesse de déformation plastique de référence à laquelle ont été déterminés les paramètres A et B , correspondante généralement à un chargement quasi-statique [51].

Les cinq paramètres du modèle complet de Johnson-Cook sont classiquement déterminés expérimentalement; D'abord, par des essais de traction en quasi-statique (obtention des paramètres A , B , et n); Ensuite, par des essais dynamiques, typiquement aux barres de Hopkinson pour des vitesses de déformation plus élevées (obtention du paramètre C); Enfin, par des essais quasi-statiques à différentes températures (obtention du paramètre m) [52]. Dans la littérature, d'autres techniques

sont également mise en œuvre comme par exemple des méthodes d'identification inverse, avec des simulations éléments-finis (EF), par exemple avec des essais d'impact de barre de Taylor [53].

Cette loi purement empirique présente l'inconvénient principal d'avoir une forme imposée de type puissance pour l'écroissage du matériau. De plus, il n'est pas possible de modéliser une augmentation de l'écroissage sous l'effet de la vitesse de déformation sans augmentation de la limite d'élasticité initiale. Enfin, l'extrapolation logarithmique pour la sensibilité à la vitesse de déformation n'est pas toujours valable (typiquement, changement de pente vers $> 10^3 s^{-1}$) [51].

Le modèle d'écroissage de Johnson-Cook est de type multiplicatif puisqu'il est constitué de trois facteurs. Le premier facteur indique la dépendance de la limite d'élasticité à la déformation plastique. Le second, la sensibilité à la vitesse de déformation et le troisième, l'adoucissement thermique dû à l'élévation de température résultante du travail des déformations plastiques. Dans le cadre de processus rapides, la chaleur générée par unité de temps est plus importante et se concentre dans les zones de contraintes élevées et de grandes vitesses de déformation. Ainsi, pour décrire correctement les phénomènes de dynamique rapide, il peut s'avérer en effet important d'utiliser des lois constitutives tenant compte non seulement de la vitesse de déformation plastique équivalente mais aussi de la température afin d'être capable de représenter l'adoucissement résultant de l'échauffement du matériau. Khan entre autres, a mis en évidence l'importance de cet adoucissement thermique sur la résistance des matériaux sous sollicitation dynamiques [54].

Toutefois, l'effet de l'échauffement adiabatique peut-être négligé en utilisant une formulation simplifiée du modèle de Johnson-Cook pour un coût de calcul bien plus faible (50% plus rapide que le modèle complet) et une mise en œuvre beaucoup plus simple (cf. eq. 1.17). Cette formulation s'avère pertinente lorsque les essais quasi-statiques et dynamiques, permettant d'identifier les paramètres du modèle, sont réalisés à haute température. Dans ce cas, l'échauffement adiabatique peut être négligé et il est alors supposé que la transformation est isotherme.

$$f(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p) = (A + B\varepsilon_p^n) \left(1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_{p,0}}\right) \quad (1.17)$$

1.4.2 Rupture des matériaux ductiles

La modélisation de la rupture est un problème majeur que les numériciens tentent de résoudre depuis plus de quarante ans. La plasticité induit de l'endommagement qui lui-même conduit à la striction locale puis à la rupture du matériau [47]. Pour décrire finement ces phénomènes locaux, des modèles micro-mécaniques qui prennent en compte la nucléation, la croissance et la coalescence de microcavités au sein de la microstructure du matériau sont développés dans la littérature et apportent des effets bénéfiques sur la régularisation des calculs [55]. En mécanique des matériaux,

de nombreux travaux ont montré que l'état de contrainte a une influence du premier ordre sur la rupture et l'endommagement des matériaux ductiles [56, 57].

Pour des raisons de simplicité de mise en œuvre, une approche macroscopique pour la modélisation de la rupture est généralement choisie [58]. Dans ce cas, les principaux critères sont exprimés soit en déformation plastique (par exemple le critère de Hancock et Mackenzie [59]), soit en contrainte, comme par exemple le critère de Tuler-Butcher [60]. Ces derniers s'avèrent toutefois plus délicats à mettre en place.

Pour caractériser l'état de sollicitation du matériau, un scalaire sans dimension, appelé triaxialité, est communément calculé à partir des invariants du tenseur des contraintes :

$$\chi = \frac{p}{\sigma_{eq}} = \frac{\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}}{3\sigma_{eq}} \quad (1.18)$$

Le taux de triaxialité des contraintes χ correspond au rapport entre la pression hydrostatique p (i.e. moyenne des contraintes principales) et la contrainte équivalente de von Mises σ_{eq} . Ce scalaire compare la partie sphérique (associée à la variation de volume sans changement de forme) à la partie déviatorique (associée au changement de forme sans variation de volume) du tenseur des contraintes. Certaines valeurs particulières sont notables : pour $\chi = 0$, la sollicitation correspond à du cisaillement pur. $\chi = \pm\frac{1}{3} \approx 0.33$ correspond à un chargement uni-axial en traction (si positif) ou en compression (si négatif). $\chi = \pm\frac{2}{3} \approx 0.66$ correspond à un état de chargement equi-biaxial (en traction si positif).

Dans les travaux de Herran [24], la prise en compte du taux de triaxialité dans la valeur de la déformation limite améliore grandement la qualité des résultats comparés à l'expérience.

Johnson et Cook ont amélioré leur modèle de plasticité en ajoutant une formulation de la rupture couplée à une variable d'endommagement selon la définition de Lemaître et Chaboche [47]. Basé sur le critère de Hancock et Mackenzie [59], cette formulation stipule que le mécanisme d'endommagement des matériaux ductiles est piloté par le taux de déformation plastique et que celui-ci croit de manière exponentielle avec la triaxialité des contraintes. Ainsi, le niveau de la déformation plastique à rupture ε_f est défini comme suit :

$$\varepsilon_f = (D_1 + D_2 \exp(D_3 \chi)) \left(1 + D_4 \ln \frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0}\right) \left(1 - D_5 \left(\frac{T - T_{amb}}{T_{fusion} - T_{amb}}\right)^m\right) \quad (1.19)$$

$$\Delta D = \frac{\Delta \varepsilon_p}{\varepsilon_f} \quad (1.20)$$

avec D , la variable d'endommagement.

Par analogie avec le modèle de plasticité de Johnson-Cook, cette loi d'endommagement empirique permet de prendre en compte la multiaxialité du chargement, la vitesse de déformation et l'échauffement adiabatique dans la rupture du matériau. Les constantes $D_{1,2,3}$ sont déterminées expérimentalement pour différentes conditions de chargement (par exemple, par des essais de traction sur différentes géométries d'éprouvettes entaillées) ; D_4 , par des essais à différentes vitesses de déformation et D_5 pour différentes conditions en températures.

Il est à noter que, dans d'autres formulations de la loi d'endommagement de Johnson-Cook, le paramètre de Lode, un autre invariant sans dimension du tenseur des contraintes, est également pris en compte pour caractériser l'état multiaxial du matériau [61].

1.4.3 Application à l'alliage TA6V

Le TA6V est l'alliage à base de titane le plus répandu dans l'industrie aéronautique. Pour les turbomoteurs, il est utilisé dans la fabrication par usinage des disques aubagés monoblocs (DAM) et des compresseurs centrifuges situés au niveau des parties froides du moteur (i.e. entre 60°C et 180°C). Même si des grilles sont généralement installées aux entrées d'air, les profils de ces composants sont exposés aux impacts FOD (Foreign Object Damage) pouvant conduire à des ruptures accidentelles.

Safran Snecma dispose d'une large connaissance du comportement d'alliages de titane mais utilise cependant des nuances de TA6V forgées principalement pour les aubes fan. Ce mode d'élaboration confère des propriétés matériaux nettement meilleures que celles du TA6V usiné. Leurs paramètres de lois de Johnson-Cook ne sont donc pas utilisables pour les calculs sur des compresseurs DAM Turbomeca.

Dans la littérature, de nombreuses études portent sur le comportement de ce matériau, en quasi-statique et en dynamique, en vue d'applications de dynamique rapide dans le domaine aéronautique. La modélisation du comportement du titane est essentiellement réalisée à partir de loi empirique de Johnson-Cook originale ou modifiée [54], ou de loi de Zerilli-Armstrong reposant sur des mécanismes microscopiques de dislocation dans les métaux [3]. L'anisotropie de plaques en TA6V résultant de l'élaboration par laminage peut être prise en compte par l'utilisation de critères de plasticité anisotrope tels que celui de Barlat [62].

La rupture ductile du TA6V est également très étudiée [63, 64]. Le plus souvent, des critères de rupture définis par une valeur critique de la déformation plastique équivalente sont utilisés. Le critère de Hancock-Mackenzie, prenant en compte l'effet de la triaxialité, améliore les modélisations de la rupture de ces alliages de titane [65]. Des confrontations calculs/essais d'impacts balistiques [66, 67] valident la stratégie de modélisation du TA6V avec une loi de Johnson-Cook et un critère de rupture en déformation plastique.

En se limitant aux modèles macroscopiques, El-Magd et Abouridouane [65], Jenechamps [3] et Hammer [4] présentent, à notre connaissance, les travaux les plus

aboutis dans le domaine de la caractérisation et de la modélisation dynamique de la plasticité et de la rupture du TA6V. Un jeu de paramètres exhaustif qui convient aux calculs de perte de pale de compresseur est présenté dans le tableau 1.4. Ces paramètres ont été identifiés à partir d'un grand nombre d'essais de traction pour des températures entre 20°C et 600°C, des vitesses de déformations de $1s^{-1}$ à $4000s^{-1}$ et différents taux de triaxialités des contraintes (4 géométries d'éprouvettes).

Propriétés physiques à 20°C :							
E(GPa)	ν	$\rho(kg/m^3)$	$\lambda(W/m/^{\circ}K)$	C_p (J/kg/°K)	α	β	
116	0.31	4429	7	564	8.81e-6	0.9	
Paramètres du modèle thermo-viscoplastique de Johnson-Cook :							
A(MPa)	B(MPa)	n	C	$\epsilon_0(s^{-1})$	m	$T_{amb}(^{\circ}K)$	$T_{fusion}(^{\circ}K)$
896	656	0.5	0.0128	1	0.8	293	1873
Paramètres du modèle de rupture de Johnson-Cook :							
	D_1	D_2	D_3	D_4	D_5		
	0.05	2.89	-2.35	-0.0557	-7.29		

TABLEAU 1.4 – Un jeu de paramètres complet pour la modélisation du comportement plastique et à rupture du TA6V, issu des travaux de El-Magd et Abouridouane [65]. En gras et à gauche, les données minimales requises pour les calculs préliminaires de perte d'une pale.

Des calculs complexes thermo-viscoplastiques, qui prennent en compte la conduction de la chaleur dans le matériau, sont alors possibles mais l'hypothèse de transformation adiabatique, justifiée par la rapidité du phénomène étudié, permet de ne réaliser qu'un calcul mécanique sans associer de résolution de la thermique (i.e. la conductivité thermique λ et le coefficient d'expansion thermique α ne sont pas utilisés). De plus, l'hypothèse de transformation isotherme (i.e. pas d'échauffement adiabatique associé à la déformation plastique) est également faite afin de simplifier largement la mise en donnée et de n'utiliser qu'une loi de Johnson-Cook simplifiée, ce qui améliore sensiblement les performances pour les calculs de perte de pale (i.e. la capacité thermique C_p , le paramètre m et les température T_{amb} et T_{fusion} ne sont pas utilisés). Un exemple de résultat de simulation de la perte d'une pale de compresseur axial en TA6V est visible sur la figure 1.8.

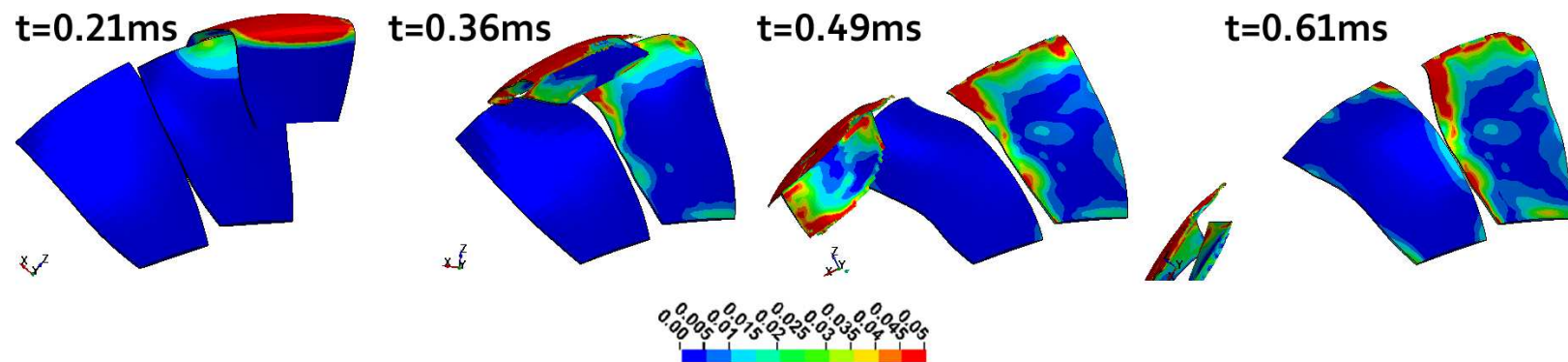


FIGURE 1.8 – Exemple de simulation de la perte d'un profil sur un disque aubagé monobloc en TA6V. Vue du champ de déformation plastique équivalente. Le profil lâché se fragmente en deux morceaux à $t=0.36\text{ms}$. Les déformations sont majoritairement localisées en tête des profils suiveurs (entre 80% et 100% de la hauteur du profil) ce qui suggère une bonne tenue aux impacts des profils suiveurs.

1.4.4 Cas des superalliages base nickel monocristallins

Si le comportement dynamique jusqu'à rupture des alliages à base de titane est relativement bien connu pour des températures allant jusqu'à 600°C, il n'en est pas de même pour les superalliages base nickel monocristallins à des températures entre 750°C et 1000°C. Ce type de matériau a été principalement développé pour répondre à des problématiques de tenue à haute température des pales de turbine Haute Pression situées en sortie de la chambre de combustion [68, 69]. Dans les turbomoteurs, en conditions normales de fonctionnement, ces profils sont soumis à de forts gradients de températures (typiquement entre 750°C en pied et plus de 1000°C en tête de profil) et de contraintes (supérieures à 500MPa en pied et inférieure à 50MPa en tête) qui conduisent à des endommagements de type oxydo-corrosion, fatigue thermomécanique et fluage [70]. Par l'absence de joint de grain, la microstructure monocristalline de ces alliages a permis d'améliorer grandement la tenue au fluage et donc la durée de vie des pales [71]. Ce type d'alliage est aujourd'hui majoritairement utilisé à Snecma et à Turbomeca pour la conception des pales de turbine Haute Pression (HP). On distingue principalement les alliages de premières générations, développés dans les années 1980, tels que l'AM1 et l'AM3 - utilisés par Snecma - ou le MC2 - utilisé par Turbomeca - et ceux appartenant à la deuxième génération tels que le CMSX-4 ou le René N5 dont les compositions chimiques ont évoluées - typiquement par ajout de Rhénium - pour améliorer encore la résistance au fluage.

Même si des données existent sur le comportement élasto-plastique anisotrope de superalliages base nickel monocristallins [72–76] et également sur leur rupture par fatigue ou fluage [77, 78], il s'agit toujours de données valables pour des chargements quasi-statiques. Pour modéliser ces alliages en vue de prédire leur durée de vie, la recherche porte principalement vers le développement de modèles de plasticité cristalline qui couplent comportement et endommagement - comme par exemple le modèle Polystar utilisé à Turbomeca, qui possède un très grand nombre de paramètres [70].

Afin de réaliser des simulations d'impact sur les étages de turbines HP, il s'avère donc nécessaire de caractériser au préalable un superalliage base nickel monocristallin utilisé pour les pales dans les conditions extrêmes du knocking-off, à savoir hautes températures et grandes vitesses de déformation (i.e. de l'ordre de $10^3 s^{-1}$). Ces travaux sont développés dans le chapitre 2.

1.5 Conclusion

Dans ce premier chapitre, le phénomène de perte de pale est présenté dans son contexte industriel. Les exigences croissantes de la réglementation de navigabilité nécessitent de démontrer la tenue des pales suiveuses avec des méthodes modernes d'analyses. Pour limiter les coûts et mieux comprendre les scénarios de rupture, le problème de dynamique rapide sera traité par la simulation numérique avec des codes

explicites qui prennent en compte les effets de l'inertie sur les structures. Basé sur une approximation directe de l'accélération des nœuds par inversion de la matrice de masse diagonale, le calcul, conditionnellement stable, s'avère particulièrement efficace pour traiter les phénomènes rapides et fortement non-linéaires tels que la perte d'aube.

La revue bibliographique aborde différentes thématiques autour de la perte de pale telles que les techniques de modélisation pour les calculs de dynamique rapide ainsi que la caractérisation et la modélisation du comportement des matériaux et de leur rupture. Ceci a permis d'établir une stratégie de modélisation pour les calculs de la perte de pale qui répond aux contraintes du cadre industriel (précision et performance).

L'élaboration de modèles prédictifs passe par la connaissance du comportement des matériaux dans les conditions d'étude du phénomène. Pour le TA6V, constitutif des compresseurs, les paramètres de la loi de Johnson-Cook sont disponibles dans le domaine public. En revanche, il n'existe pas d'études sur la caractérisation de superalliages à base de nickel monocristallins. La recherche s'oriente donc vers la caractérisation dynamique d'un monocristal et sa modélisation pour une implémentation efficace dans les calculs de perte de pale.

Chapitre 2

Comportement dynamique d'un superalliage monocristallin

Ce second chapitre présente les travaux expérimentaux et numériques réalisés sur le superalliage base nickel monocristallin MC2. Des essais de compression dynamique aux barres de Hopkinson, réalisés à haute température, permettent d'identifier le comportement anisotrope et viscoplastique du matériau. Les effets de l'orientation cristalline, de la température et de la vitesse de déformation sont examinés. Pour prédire efficacement les conséquences d'impacts sur des pales de turbine dans un turbomoteur, un modèle phénoménologique basé sur le critère de plasticité de Hill est utilisé dans LS-Dyna.

Sommaire

2.1	Introduction	41
2.2	Essais de compression dynamique à hautes températures	44
2.2.1	Théorie de l'essai sur barres de Hopkinson	44
2.2.2	Dispositif expérimental	47
2.2.3	Analyse des signaux de jauges	51
2.3	Réponses du matériau en compression uni-axiale	53
2.3.1	Effet de la température	54
2.3.2	Effet de la vitesse de déformation	56
2.3.3	Effet de l'orientation cristalline	57
2.4	Modèle phénoménologique pour les analyses en dynamique rapide	58
2.4.1	Stratégie de modélisation	58
2.4.2	Approximation du comportement matériau	59
2.4.3	Vérification et discussion	63
2.5	Conclusion	65

2.1 Introduction

L'un des objectifs majeurs des concepteurs de turbines aéronautiques est d'augmenter la puissance spécifique délivrée par les moteurs. Cette puissance étant limitée par les niveaux de températures admissibles en sortie de chambre de combustion, les efforts de conception se concentrent sur la tenue mécanique en température des pales de la turbine HP. Du fait de leur petite taille (hauteur de quelques centimètres), les pales Turbomeca ne possèdent pas à ce jour de canal de refroidissement, ce qui nécessite d'utiliser des matériaux performants même à des températures de plus de 1000°C.

Afin de limiter l'impact du fluage, les superalliages monocristallins base nickel sont largement utilisés dans les moteurs d'avion, d'hélicoptère ou les turbines à gaz industrielles. De tels matériaux, prolongement des aciers austénitiques pour lesquels le fer a été substitué par le nickel, outre une résistance à l'oxydation convenable, conservent en effet une résistance mécanique élevée jusqu'à des températures proches de leur point de fusion. Cela s'explique par l'exceptionnelle étendue des domaines de solubilité d'un grand nombre d'éléments d'alliage dans la structure CFC du nickel (phase γ) qui permet un durcissement de solution solide [70]. De plus, l'existence et la stabilité des composés intermétalliques, par exemple Ni₃Al, qui forment des précipités (phase γ') cohérents avec la matrice γ apporte un fort durcissement structural [69]. Leurs excellentes propriétés mécaniques à haute température résultent donc de l'absence de joints de grains et de leur microstructure de précipitation unique qui consiste en une forte fraction de précipités durcissant γ' ($\approx 70\%$). Les pales monocristallines sont élaborées en fonderie par le processus de solidification dirigée schématisé sur la figure 2.1.

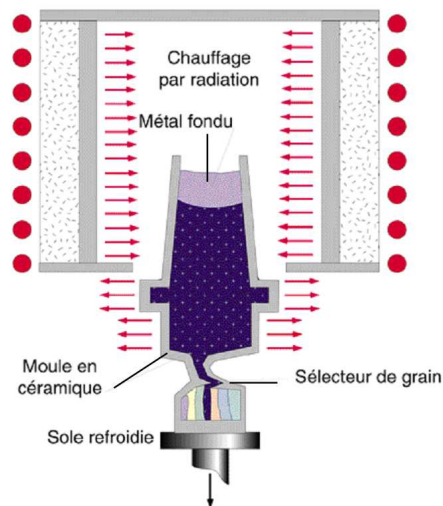


FIGURE 2.1 – Procédé d'élaboration d'une pale monocristalline en fonderie (procédé Bridgman) [Source Safran]

La pale de turbine HP en superalliage monocristallin est donc, par définition, constituée d'un seul grain. Du fait de sa structure cristalline, CFC, le comportement mécanique du grain est intrinsèquement anisotrope car il est la conséquence du mouvement des dislocations sur les différents systèmes de glissement du cristal (12 systèmes de glissement, au niveau des plans les plus denses $\{111\}$). L'anisotropie des propriétés mécaniques se traduit alors par des valeurs de module différentes, ainsi que par des valeurs de la limite d'élasticité différentes selon la direction de la sollicitation mécanique [76, 79]. Outre le comportement en fluage exceptionnel à hautes températures déjà mentionné, il est possible de tirer parti de l'anisotropie élastique en choisissant l'orientation $\langle 100 \rangle$, sa direction naturelle de solidification, dans le sens radial de la pale. Le module de Young étant minimal dans cette direction, l'ampleur des contraintes d'origine thermique liée aux gradients de température dans la pièce en service est ainsi réduite. Dans la production des pales, l'orientation secondaire n'est aujourd'hui pas contrôlée.

Présentation du MC2 Le matériau de l'étude est le superalliage base nickel monocristallin MC2 (ou NWC8Ta6AKD) de première génération. En vue d'améliorer la résistance au fluage, il a été développé par l'ONERA à la fin des années 1980 (brevet commun Snecma-ONERA-EMP-Tecphy, 1983) et qualifié spécialement pour les moteurs Turbomeca à puissance augmentée [80]. Le Makila 1A2, destiné à l'hélicoptère Super Puma Mk-2 (cf. annexe A), a été le premier turbomoteur au monde à être certifié avec des aubes de turbines monocristallines. De par sa très bonne résistance au fluage et à la fatigue thermique à haute température, le MC2 est aujourd'hui largement utilisé pour les turbines Makila 2A, Ardiden 1, Arrius 2 et Arriel 2 qui propulsent, entre autres, les hélicoptères d'Airbus Helicopters, Agusta et Bell.

La composition chimique nominale de l'alliage est présentée dans le tableau 2.1. Les éléments mineurs tels que C, S, Mn, P, N ou O sont dans des proportions contrôlées.

Ni	Cr	W	Ta	Co	Al	Mo	Ti
64.5	8	8	6	5	5	2	1,5

TABLEAU 2.1 – Composition chimique nominale de l'alliage MC2 en % massique

Afin de réduire les inhomogénéités de la microstructure (composition chimique, taille et morphologie cuboïdale des précipités) et obtenir une fraction volumique en précipités proche de 70%, les traitements thermiques suivants sont réalisés sur les échantillons de MC2, à l'instar de ceux effectués sur les pales à Turbomeca :

- Mise en solution (MS) : 3h à 1305°C suivi d'un refroidissement à l'air.
- Vieillessement (R1) : 6h à 1080°C ($\pm 10^\circ\text{C}$) suivi d'un refroidissement à l'air.
- Vieillessement (R2) : 20h à 870°C ($\pm 10^\circ\text{C}$) suivi d'un refroidissement à l'air.

Dans le cas des matériaux à symétrie cubique tel que les superalliages base nickel monocristallins, les directions cristallines caractéristiques sont, selon les indices de Miller : $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ et $\langle 111 \rangle$ (comme illustré sur la figure 2.2). Pour caractériser le comportement du MC2 sous compression dynamique, des éprouvettes (plots cylindriques) seront obtenues par découpe au fil (électro-érosion) de barreaux correspondant à ces orientations principales. La direction de sollicitation est alignée avec l'une de ces directions.

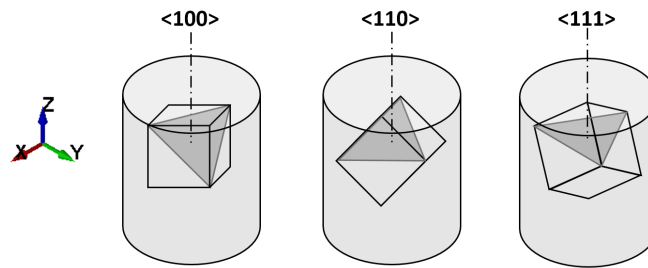


FIGURE 2.2 – Schéma des orientations cristallographiques des plots en MC2 et positionnement d'un plan octaédral de glissement $\{111\}$. L'axe z du repère global est l'axe de sollicitation en compression.

Des barreaux de MC2 de longueur 120mm et de diamètre 14mm, issus de grappes (appendices de coulée) générées lors de l'élaboration des pales à la fonderie de Snecma Gennevilliers, ont été fournis par le service matériaux de Safran Turbomeca. Si cela a permis un approvisionnement rapide, ces "chutes" ne présentent pas des orientations parfaites comme celles illustrées sur la figure 2.2. Les barreaux $\langle 100 \rangle$ sont conformes au critère $\pm 10^\circ$ mais les barreaux "désorientés" ont subi un contrôle par cristallographie aux rayons X. Les orientations mesurées par RX sont positionnées dans le triangle stéréographique ci-dessous (cf. fig. 2.3). En complément, des mesures de modules d'élasticité ont été réalisées sur les barreaux par la méthode vibratoire et permettent également de discriminer les trois familles d'orientation dites " $\langle 100 \rangle$ ", " $\langle 110 \rangle$ " et " $\langle 111 \rangle$ ". Ces travaux sont présentés en annexe B.

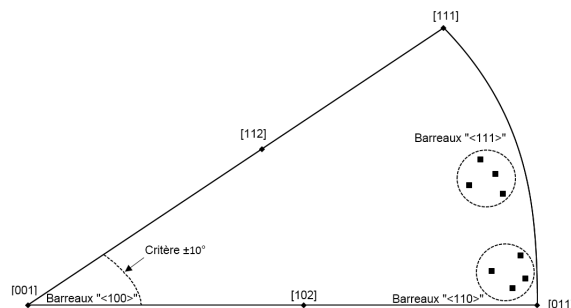


FIGURE 2.3 – Barreaux "désorientés" de MC2 référencés sur le triangle stéréographique standard

2.2 Essais de compression dynamique à hautes températures

2.2.1 Théorie de l'essai sur barres de Hopkinson

Basée sur la propagation unidirectionnelle des ondes dans une barre, l'une des techniques de caractérisation dynamique les plus courantes est l'essai aux barres de Hopkinson, également appelé barres de Kolsky. Ce type d'essai est largement utilisé pour des applications de la défense et des transports dans lesquelles les matériaux, généralement métalliques [81], peuvent subir des impacts à des vitesses de déformation typiquement entre $10^2 s^{-1}$ et $10^4 s^{-1}$ et où l'essentiel de la réponse des métaux correspond à de la plasticité. Les essais sur barres de Hopkinson sont donc dédiés en grande partie à l'estimation de la limite d'élasticité (en compression) et de l'écrasement pour des matériaux ductiles (la partie élastique étant généralement "masquée" dans une phase transitoire de très courte durée par rapport à la phase d'équilibre des déformations plastiques).

Le comportement dynamique à température ambiante des aciers, des alliages d'aluminium ou de titane étant aujourd'hui relativement bien connus, les recherches actuelles portent vers des caractérisations, plus difficiles à mettre en œuvre, sur de nouveaux matériaux tels que la glace (très fragile), les superalliages monocristallins (très résistants) ou par exemple, le bois (anisotrope) et en environnements difficiles (typiquement des températures inférieures à $0^\circ C$ ou supérieures à $500^\circ C$, sous humidité contrôlée).

Les premiers essais d'impact réalisés par Hopkinson en 1914 utilisaient initialement une barre seule [82]. Dans cette configuration, seule l'énergie totale transmise à la barre impactée pouvait être mesurée. Par la suite, les travaux de Davies (1948) [83] ont permis de mesurer la forme temporelle de l'onde générée par un impact sur une barre instrumentée. La configuration classique des barres de Hopkinson, dénommée SHPB (de l'anglais, Split Hopkinson Pressure Bar) et largement utilisée aujourd'hui, a été introduite par Kolsky en 1949 [84]. D'autres développements plus récents, en particulier ceux de Zhao et Gary [85–87], ont permis d'améliorer la technique notamment en ce qui concerne le dépouillement et l'analyse des résultats.

Plusieurs variantes de l'essai ont été développées afin de générer différents états de chargement, typiquement en traction (par exemple avec une barre en pré-tension élastique) ou en cisaillement (montage spécifique symétrique) ou encore pour caractériser la propagation dynamique de fissure avec des éprouvettes entaillées [88]. Toutefois, en complexifiant les montages, l'analyse de la propagation des ondes est rendu difficile, nécessitant parfois un recours à des simulations par éléments-finis.

Dans sa configuration la plus classique, cet essai consiste à appliquer un chargement de compression uni-axial sur un échantillon positionné entre deux barres de section cylindrique, appelées barres entrante et sortante (cf. fig. 2.4), idéalement de même impédance que l'échantillon, favorisant ainsi la transmission des ondes. Une onde de déformation élastique en compression est générée initialement par un im-

pact avec un barreau impacteur à l'extrémité de la barre entrante et se propage jusqu'à la première interface avec l'échantillon. Celui-ci présente une section plus faible que celle des barres, ce qui permet d'atteindre un niveau de contrainte suffisant pour le déformer plastiquement. Une onde est alors réfléchi (compression) dans la barre entrante et une autre est transmise à la barre sortante. L'analyse des essais dynamiques sur barres de Hopkinson repose sur trois hypothèses principales :

- Propagation d'ondes élastiques longitudinales dans les barres.
- Continuité des efforts et des vitesses aux interfaces.
- États de contrainte et de déformation homogènes dans l'échantillon.

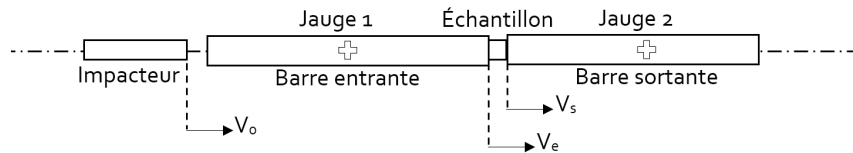


FIGURE 2.4 – Schéma de principe de l'essai sur barres de Hopkinson

Des mesures locales des déformations élastiques longitudinales des barres, réalisées au moyen de jauges extensométriques câblées en pont de wheatstone, permettent d'enregistrer distinctement (si les jauges sont suffisamment éloignées de l'échantillon) les signaux des ondes incidente, réfléchi et transmise. Le diagramme de Lagrange ci-dessous (cf. fig. 2.5) schématise le parcours des ondes dans les barres et l'échantillon. La longueur de l'échantillon étant petite par rapport à celle de l'impacteur, les réflexions d'ondes dans l'échantillon sont nombreuses pendant la durée de chargement, ce qui permet de supposer que les contraintes et les déformations y sont homogènes.

La contrainte de compression dans l'échantillon est déterminée habituellement à partir des créneaux de contrainte incident et réfléchi (traction), respectivement $\sigma_i(t)$ et $\sigma_r(t)$ ou à partir du créneau transmis $\sigma_t(t)$, selon la condition d'équilibre suivante :

$$\sigma_t(t) = \sigma_i(t) - \sigma_r(t) \quad (2.1)$$

Connaissant les propriétés élastiques des barres et la position des jauges de déformation, les évolutions temporelles des vitesses de déplacement des interfaces, V_e et V_s , sont déterminées par transposition des signaux mesurés. Ces deux grandeurs cinématiques permettent ensuite d'estimer directement la déformation macroscopique de l'échantillon, $\varepsilon(t)$, par intégration de la vitesse de déformation, $\dot{\varepsilon}(t)$. De la même

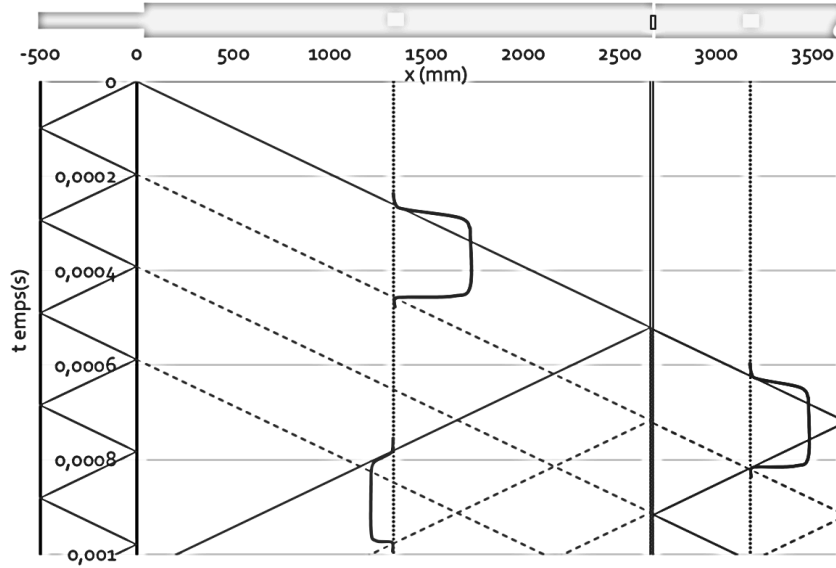


FIGURE 2.5 – Diagramme de Lagrange décrivant la propagation des ondes de compression et de traction dans les barres. La pente des segments de droite correspond à la célérité des ondes élastiques dans l'acier.

manière, il est possible de calculer les efforts entrants et sortants, notés $F_e(t)$ et $F_s(t)$, et ainsi d'estimer l'évolution de la contrainte macroscopique dans l'échantillon.

Vitesses aux interfaces :	(2.2)
$V_e(t) = -C_e(\varepsilon_i(t) - \varepsilon_r(t))$	(2.3)
$V_s(t) = -C_s \varepsilon_t(t)$	(2.4)
Efforts aux interfaces :	(2.5)
$F_e(t) = S_e E_e (\varepsilon_i(t) + \varepsilon_r(t))$	(2.6)
$F_s(t) = S_s E_s \varepsilon_t(t)$	(2.7)
Comportement macroscopique :	(2.8)
$\dot{\varepsilon}(t) = \frac{V_e(t) - V_s(t)}{L}$	(2.9)
$\varepsilon(t) = \int_0^t \dot{\varepsilon}(t) dt$	(2.10)
$\sigma(t) = \frac{F_e(t) + F_s(t)}{2S}$	(2.11)

où $\varepsilon_i(t)$, $\varepsilon_r(t)$ et $\varepsilon_t(t)$ sont les déformations longitudinales liées respectivement aux ondes incidente, réfléchiée et transmise. $C_{e/s}$, $E_{e/s}$ et $S_{e/s}$ sont respectivement la célérité des ondes dans les barres, leur module de Young et leur section. Les indices s et e désignent respectivement les côtés entrant et sortant. La section et la longueur

de l'échantillon sont notés respectivement S et L .

2.2.2 Dispositif expérimental

L'essai unidirectionnel des barres de Hopkinson repose sur des principes relativement simples. Toutefois, la mise en œuvre expérimentale et l'analyse de ces essais dynamiques présentent certaines difficultés surtout lorsqu'il s'agit de caractériser un matériau très résistant et à haute température.

Les superalliages base nickel monocristallins sont des matériaux qui présentent une limite d'élasticité très élevée (i.e. supérieure à 700MPa) jusqu'à des températures dépassant 1000°C. Des barres en acier à Haute Limite d'Élasticité (HLE) (i.e. de l'ordre de 500MPa à température ambiante) ont été utilisées. Leur diamètre étant environ 1.5 fois supérieur à celui du plot en MC2, cette configuration permet de déformer plastiquement l'échantillon sans plastifier les barres (lors du passage de l'onde ou par poinçonnage). Par ailleurs, des essais préliminaires d'impact à vide montrent que l'amortissement visqueux est négligeable dans le phénomène de propagation des ondes élastiques dans les barres en acier (de même que l'effet de dérive), ce qui simplifie grandement les analyses des signaux.

D'après l'équation 2.9, plus la longueur de l'échantillon est faible plus la vitesse de déformation macroscopique est élevée. Ce constat pourrait conduire à utiliser des échantillons très "plats" (disques), mais dans ce cas les effets transverses ne seraient plus négligeables (hypothèse de propagation longitudinale) [89, 90]. À l'opposé, si l'échantillon est trop élancé, l'hypothèse de déformation homogène n'est pas vérifiée. Un bon compromis est donc d'utiliser des plots dont le diamètre est légèrement inférieur à la longueur (cf. fig. 2.9).

Afin de caractériser le matériau dans les conditions extrêmes de fonctionnement du moteur (profils de pale à 1000°C en sommet et 750°C en pied), des modifications ont été opérées sur le banc d'essai du LaMCoS (cf. fig. 2.8 (a)). La principale problématique consiste à chauffer l'échantillon jusqu'à 1000°C sans chauffer les barres. En effet, si les propriétés élastiques des barres en acier sont modifiées par la température, l'analyse de l'essai nécessiterait de prendre en compte le gradient de température aux extrémités des barres, ce qui complexifierait grandement le post-traitement. La mise en place de barreaux en céramique a été initialement envisagée pour isoler les barres en acier mais le retour de l'onde réfléchi entraîne des ruptures par écaillage à leurs extrémités empêchant ainsi l'enregistrement du signal réfléchi.

Berkovic [91] ou encore Lennon [92] ont réalisés des essais à chaud sur barres de Hopkinson, à des températures inférieures à 400°C, sur du TA6V au moyen de systèmes automatisés de manutention et d'un four à lampes. De cette façon, l'échantillon est chauffé puis positionné rapidement entre les barres. D'une part, cette méthode nécessite un dispositif expérimental complexe et coûteux, et d'autre part, ce dispositif ne paraît pas adapté pour chauffer rapidement un échantillon jusqu'à des températures de 1000°C.

La solution retenue consiste à utiliser un système de chauffage par induction élec-

tromagnétique. L'échantillon est entouré par une laine isolante (de nom commercial superwool) puis positionné entre les spires d'une bobine. Cet ensemble est ensuite placé entre les barres. Cette procédure s'avère particulièrement efficace pour chauffer le plot en MC2 tout en le maintenant en position. La figure 2.6 présente le dispositif expérimental développé pour les essais à chaud.

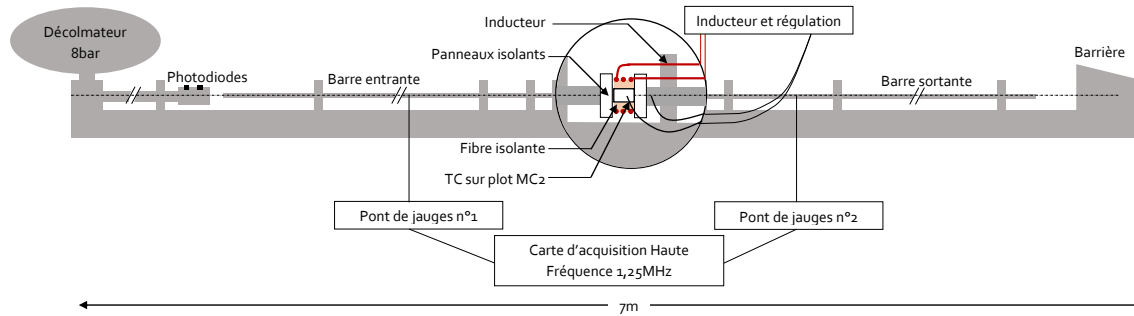


FIGURE 2.6 – Système de barres de Hopkinson pour les essais à haute température. Le diamètre et la longueur de l'échantillon valent respectivement 12mm et 15mm. Les barres en acier ont une longueur de 2500mm et un diamètre de 20mm.

Pendant le chauffage de l'échantillon, des panneaux isolants sont ajoutés entre les deux interfaces barres/échantillon (cf. fig. 2.8 (b)). Ils sont ensuite retirés quelques secondes avant le déclenchement du tir. Pour mesurer la température de l'échantillon (supposée homogène de par sa géométrie massive et le principe d'induction) et également vérifier celle des barres, des thermocouples sont soudés, un sur le flanc de l'échantillon, un autre sur une barre à proximité de la bobine d'induction. Un système de régulation (hacheur électronique) permet de stabiliser la température de l'échantillon à une valeur de consigne. Ce dispositif, simple à mettre en œuvre, s'avère particulièrement efficace pour positionner précisément l'échantillon entre les barres et le chauffer rapidement (en moyenne à 2°C/s , cf. fig. 2.7).

En dehors de la question de la température évoquée précédemment, l'autre problématique provient de la haute limite d'élasticité du MC2 qui nécessite de générer une onde élastique d'amplitude et de durée suffisante pour plastifier nettement l'échantillon sans endommager le dispositif de mesure. En effet, le facteur limitant l'intensité de l'impact est la tenue des jauges extensométriques au passage de l'onde élastique incidente (effet "coup de fouet" endommageant le câblage). Une attention particulière a donc été portée au collage des jauges et à la fixation des montages électriques sur les barres (cf. fig. 2.8 (b)). Ainsi, le barreau impacteur a été dimensionné pour des tirs à la pression maximale permise par le décolmateur (cf. fig. 2.6) et qui n'endommagent pas le système de mesure. Dans cette configuration, un projectile de longueur 20cm et de diamètre 0.2cm atteint une vitesse de 30m/s au moment de l'impact (soit une énergie cinétique de 1332J) générant ainsi une compression intense et maintenue suffisamment longtemps (environ $300\mu\text{s}$) pour dépasser 3% de

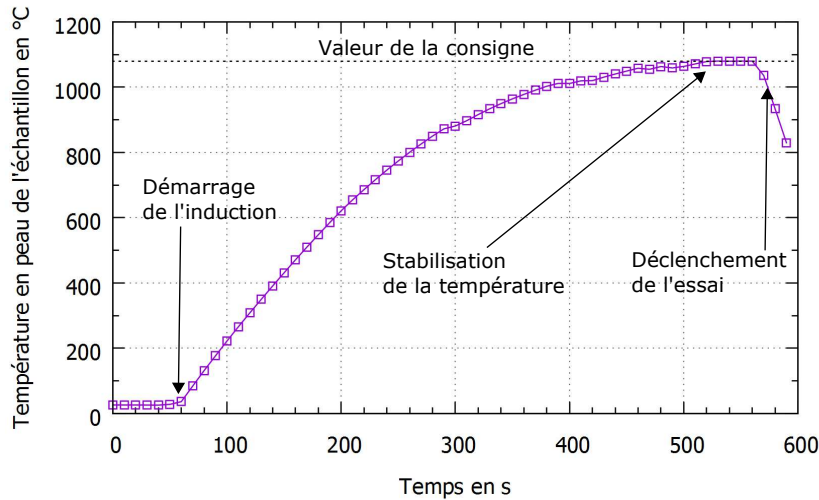


FIGURE 2.7 – Évolution de la température en peau de l'échantillon lors du chauffage par induction. Le temps de maintien pour tous les essais à haute température est de une minute.

déformation plastique macroscopique.

Un grand nombre de tests préliminaires ont été réalisés pour ajuster les conditions d'essais précédemment décrites. Le tableau 2.2 synthétise la campagne d'essais sur barres de Hopkinson réalisés sur une plage de températures entre 25°C et 1000°C et pour les trois orientations cristallines principales. Les vitesses de déformation plastique indiquées correspondent à des moyennes sur la période du chargement lorsque l'échantillon plastifie. La démarche de calcul des vitesses de déformation et des contraintes dans l'échantillon est présentée dans la partie 2.2.3. La figure 2.9 montre l'allure de plots de MC2 après essais.

Orient. cristal.	T(°C)	100 - 200s ⁻¹	200 - 500s ⁻¹	> 500s ⁻¹
<100>	25	5	5	0
	750	5	3	1
	1000	5	3	2
<110>	750	3	3	2
	1000	3	3	2
<111>	750	3	3	2
	1000	3	3	2

TABLEAU 2.2 – Plages de vitesses de déformation obtenues lors des essais sur barres pour différentes conditions

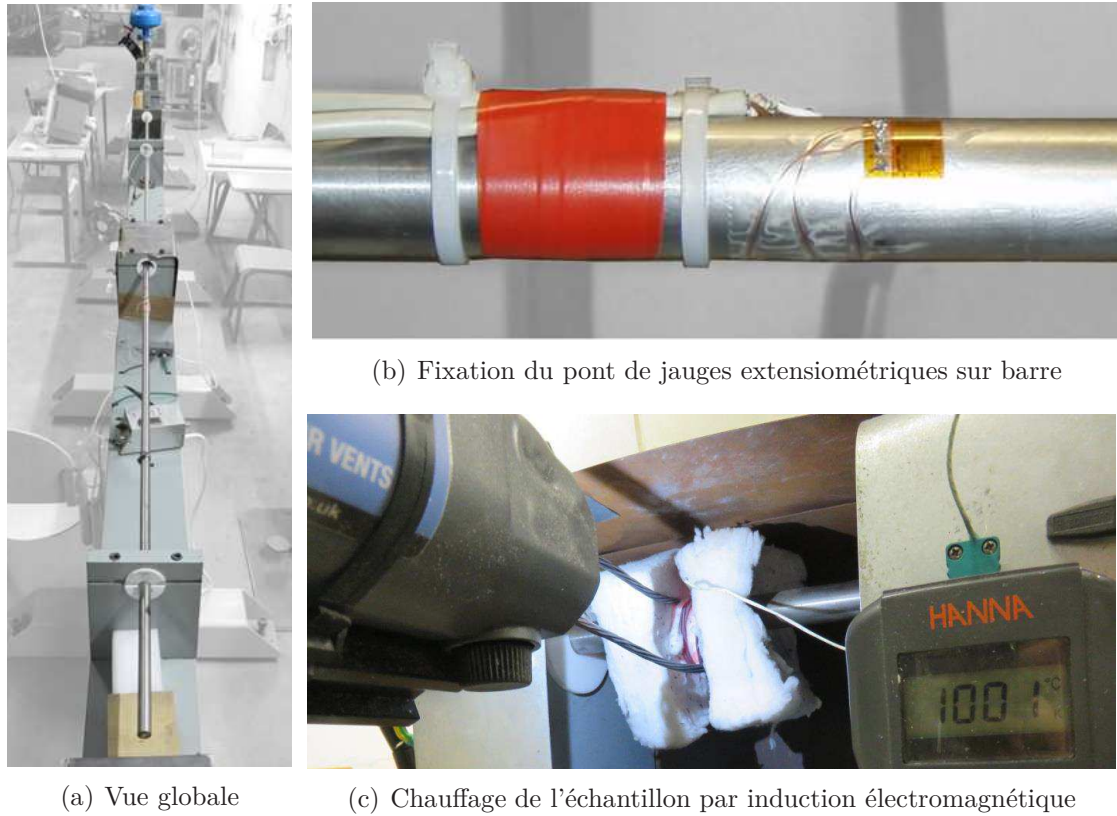


FIGURE 2.8 – Dispositif des barres de Hopkinson au LaMCoS modifié pour les essais à hautes températures et sur matériau à haute limite d'élasticité



FIGURE 2.9 – Allure de plots en MC2 après essais de compression dynamique. Les lignes distinctement observables sur les échantillons correspondent à l'activation de réseaux de plans de glissement.

2.2.3 Analyse des signaux de jauges

Le dépouillement des essais dynamiques, en particulier pour les barres de Hopkinson, nécessite d'effectuer des opérations, parfois complexes et difficilement automatisables, de traitement et de transposition des signaux avant de pouvoir enfin estimer un comportement macroscopique. Les ondes longitudinales incidente, réfléchi et transmise sont converties en des signaux électriques par des jauges extensométriques de résistance 120 Ohms câblées en pont de wheatstone (référence des jauges : CEA-06-125UT-120). Dès lors que l'essai est déclenché (détection de l'impacteur par des photodiodes), une carte d'acquisition haute fréquence enregistre les signaux à 1.25MHz. Les trois créneaux utiles sont ensuite identifiés et séparés (cf. fig. 2.10). Les signaux numériques "bruts" présentent un bruit de mesure qu'il est nécessaire

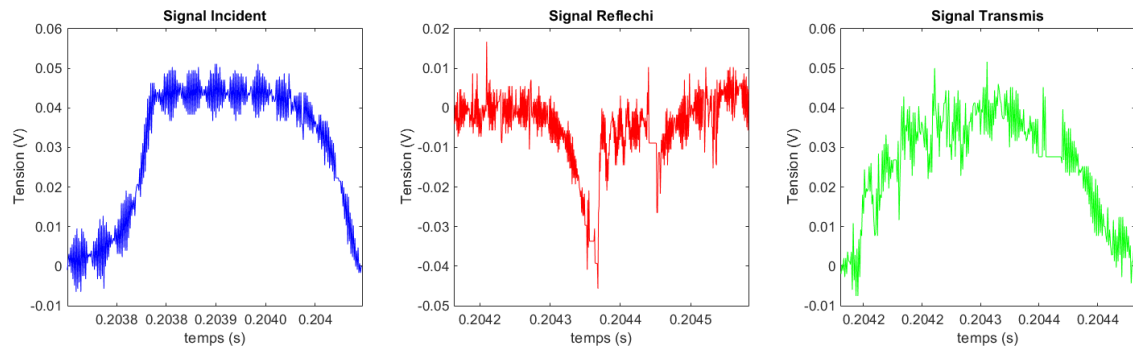


FIGURE 2.10 – Allures des signaux "bruts" incident, réfléchi et transmis enregistrés lors d'un essai sur barres de Hopkinson

de supprimer avant d'effectuer toute autre opération. Ainsi, une conversion dans le domaine fréquentiel est réalisée par transformation de Fourier rapide (algorithme FFT) puis un filtre passe-bas défini par la fonction de coupure g est appliqué (avec $n = 2$ et $F_c = 50kHz$) comme illustré figure 2.11.

$$g(f) = \exp\left(\frac{-f^n}{F_c^n}\right) \quad (2.12)$$

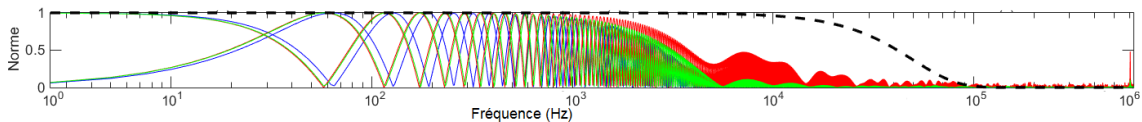


FIGURE 2.11 – Filtre passe-bas appliqué au spectre fréquentiel normalisé obtenu par transformation de Fourier rapide des signaux enregistrés

Pour décrire les effets transitoires au niveau de l'échantillon, les trois signaux sont superposés en appliquant les décalages temporels, Δt_1 et Δt_2 , calculés à partir

de la célérité des ondes dans l'acier à température ambiante, C_{acier} , et des distances jauges/échantillon, $L_1 = 1330mm$ et $L_2 = 600mm$ (cf. fig.2.12).

$$C_{acier} = \sqrt{\frac{E}{\rho}} \approx 5100m/s \quad (2.13)$$

$$\Delta t_1 = \frac{2L_1}{C_{acier}} \approx 520\mu s \quad (2.14)$$

$$\Delta t_2 = \frac{L_1 + L_2}{C_{acier}} \approx 380\mu s \quad (2.15)$$

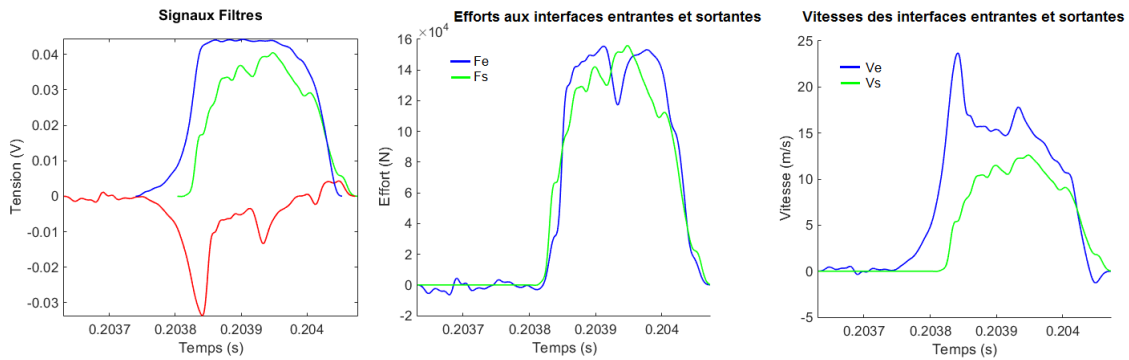


FIGURE 2.12 – Superposition des signaux filtrés et calcul des propriétés mécaniques aux interfaces de l'échantillon

Après superposition des créneaux, il est possible d'estimer directement l'évolution des vitesses et des efforts aux interfaces entrantes, à partir des signaux incident et réfléchi, et sortante, à partir du signal transmis. Les efforts calculés aux interfaces entrante et sortante évoluent sensiblement de la même façon et sont de même amplitude (palier), ce qui signifie que l'échantillon est proche de l'équilibre au cours du chargement. En revanche, les vitesses aux deux interfaces sont décalées, ce qui traduit l'effet de l'écrasement de l'échantillon. Ainsi, la vitesse de déformation macroscopique de l'échantillon calculée suivant l'équation 2.9, présente une phase transitoire "courte" correspondante à la mise en butée des interfaces et aux déformations élastiques (temps caractéristique des atomes "court") puis une phase "utile" correspondante aux déformations plastiques (temps caractéristique plus long car mouvement de plans atomiques)(cf. fig. 2.13). La première phase ne sera pas analysée car, d'une part, les effets transitoires ne permettent pas d'identifier directement le comportement élastique, et d'autre part, l'objectif de la campagne est de caractériser la plasticité du matériau, prépondérante dans le phénomène d'impact. Dans ses travaux, Gary propose cette analyse par une technique de calcul inverse qui consiste à réaliser des simulations pour calibrer la partie transitoire [93].

La déformation plastique macroscopique est finalement calculée en approximant l'intégrale de la vitesse de déformation par la méthode numérique des trapèzes. L'évo-

lution de la vitesse de déformation et la courbe d'écroissage obtenues pour un essai à 25°C sont présentées figure 2.13 à titre d'exemple.

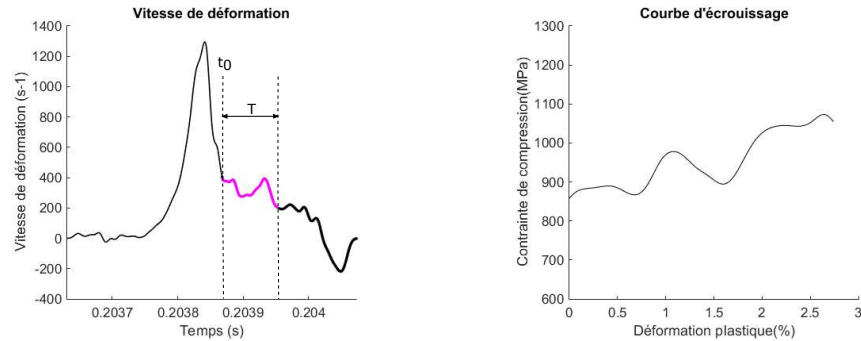


FIGURE 2.13 – Exemple de résultats obtenus (i.e. courbes d'évolution de la vitesse de déformation et de l'écroissage) après traitement et opération sur les signaux de jauges

Afin de faciliter le dépouillement des essais sur barres de Hopkinson, un programme de post-traitement a été développé avec l'outil Matlab. En pratique pour les essais dynamiques, la vitesse de déformation n'est jamais constante au cours du chargement. Ainsi, même si des vitesses dépassant $1000s^{-1}$ ont été ponctuellement atteintes, les courbes d'écroissage présentées correspondent à des vitesses de déformation plastique moyennes, $\bar{\dot{\epsilon}}_p$, calculée de la façon suivante :

$$\bar{\dot{\epsilon}}_p = \frac{1}{T} \int_{t_0}^{t_0+T} \frac{V_e(t) - V_s(t)}{L} dt = \frac{1}{T} \int_{t_0}^{t_0+T} \dot{\epsilon}_p dt \quad (2.16)$$

2.3 Réponses du matériau en compression uni-axiale

Cette partie présente les résultats expérimentaux obtenus par essais sur barres de Hopkinson pour trois températures (25°C, 750°C et 1000°C), trois orientations cristallines ($\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ et $\langle 111 \rangle$) et des vitesses de déformation plastique moyennes allant de $100s^{-1}$ à $650s^{-1}$. L'évolution de la contrainte de compression macroscopique en fonction de la déformation plastique permet d'identifier une limite d'élasticité en compression et un taux d'écroissage du MC2 pour les différentes conditions d'essais. Afin d'améliorer la lisibilité et de fournir un comportement moyenné, des fonctions d'interpolation linéaires ont été ajustées sur chacune des courbes expérimentales. Ces estimations permettront de définir de manière empirique un modèle de comportement macroscopique viscoplastique anisotrope.

L'essai sur l'orientation $\langle 100 \rangle$ et à 1000°C est pris comme référence. Pour des raisons de confidentialité, la limite d'élasticité moyenne obtenue pour ce cas est notée

σ_0 puis retranchée à la valeur de la contrainte macroscopique. Les courbes d'écroutissements originales sont présentées dans l'annexe ?? confidentielle. A titre d'information, des données permettant d'identifier le niveau de la limite d'élasticité à haute température de superalliages base nickel sont accessibles dans la littérature [76, 80]. Seuls les résultats pour lesquels la déformation plastique macroscopique dépasse 1% sont présentés. Sa valeur maximale obtenue est de 5%.

2.3.1 Effet de la température

Dans des conditions de chargement quasi-statique, il a été montré dans de nombreux travaux que la limite d'élasticité des alliages base nickel, en particulier lorsque le taux de précipité γ' est élevé, augmente avec la température jusqu'à un maximum aux alentours de 800°C (Vattre [94]§1.1.3). Ce phénomène est expliqué à l'échelle de la microstructure par des changements avec la température dans les mécanismes de plasticité associés aux mouvements des dislocations. Selon Segersall [95], l'apparition de verrous de Kear-Wiltsdorf (mécanismes qui interviennent dans la phase γ' et qui sont thermiquement activés [96]) explique la présence du pic de durcissement à la température de 800°C. Une autre hypothèse considère que la transition à cette température entre les mécanismes de cisaillement de précipités (de 20°C à 800 °C) et de contournement des précipités (au-delà de 800°C) serait à l'origine du durcissement [97].

Dans les conditions de chargement dynamique de type impact, les résultats d'essais à 750°C montrent, contrairement au cas quasi-statique, une diminution significative de la limite d'élasticité d'environ 250MPa par rapport à ceux obtenus à température ambiante (cf. fig. 2.14). Cette observation pourrait s'expliquer par une dépendance à la vitesse de déformation du mouvement des dislocations. Une étude plus approfondie de la microstructure permettrait de valider cette hypothèse.

Cette absence du pic de durcissement pourrait s'expliquer à l'échelle des dislocations par le fait, qu'à grande vitesse de déformation et à haute température, le temps pour l'activation des verrous de Kear-Wildorf n'est pas suffisant. Dans ce cas, le mécanisme de déformation qui nécessite le moins d'énergie correspond a priori à du cisaillement des précipités plutôt qu'à des mouvements de dislocations par contournement généralement observés au delà de 800°C. Cette hypothèse est d'ailleurs confortée par la présence de lignes glissement sur lesquels les précipités cubiques ont été cisailés au niveau des plans de glissement $\{111\}$ lors d'un essai de compression à 1000°C (voir la micrographie fig.2.15).

En complément de ces observations, le phénomène d'échauffement adiabatique à la température ambiante est suggéré pour expliquer le faible taux d'écroutissage à 25°C (2.2GPa) par rapport à 750°C et 1000°C (respectivement 6.6GPa and 3.6GPa). Cet aspect est approfondi dans la partie suivante.

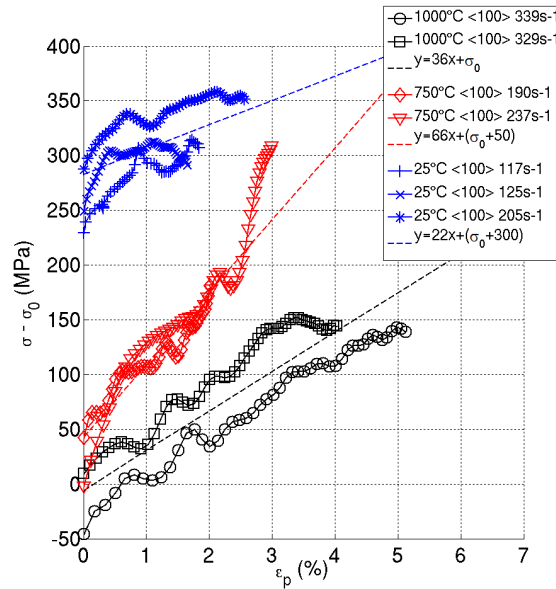


FIGURE 2.14 – Effet de la température sur la limite d'élasticité et le module d'écrouissage pour l'orientation $<100>$ (grandeurs au sens de l'ingénieur)

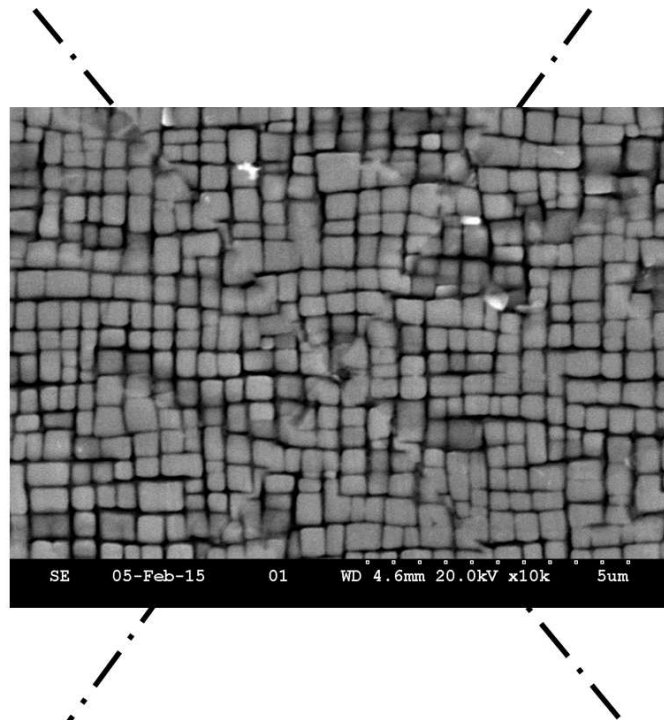
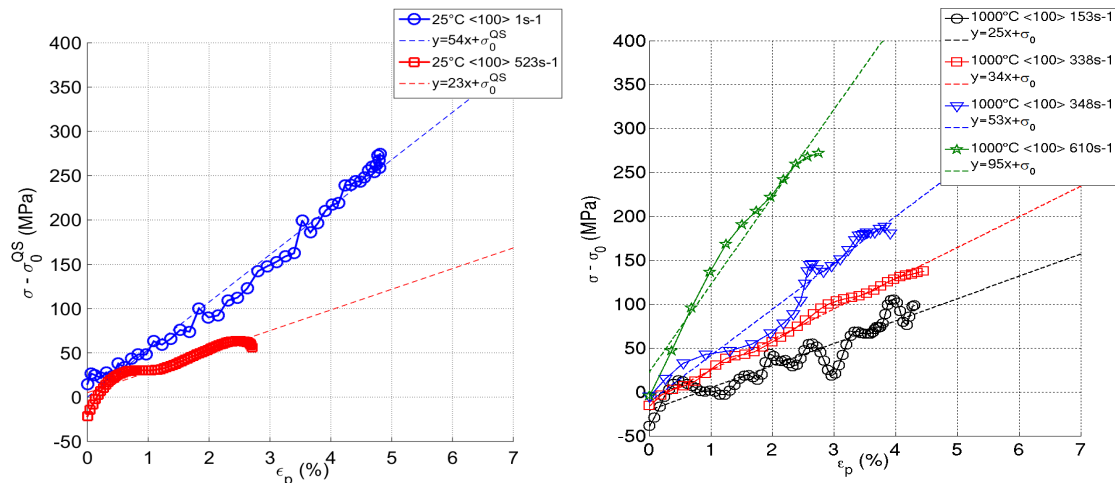


FIGURE 2.15 – Observation au MEB de la microstructure du MC2 après un impact à 1000°C. Vue dans le plan normal à la direction $<100>$ dans lequel deux lignes de glissement distinctes sont visibles.

2.3.2 Effet de la vitesse de déformation

Même si le matériau en service fonctionne à des températures supérieures à 700°C, il est tout de même intéressant d'évaluer dans un premier temps les effets de la vitesse de déformation à température ambiante (25°C). Ainsi, le comportement en compression dynamique ($\bar{\epsilon}_p = 523s^{-1}$) est comparé à celui obtenu par un essai quasi-statique réalisé avec un échantillon orienté $\langle 100 \rangle$ sur une machine de compression hydraulique ($\bar{\epsilon}_p = 1s^{-1}$). Pour cet essai à $1s^{-1}$ et à 25°C, une mesure du champ de déformations du plot en MC2 par corrélation d'images montre la localisation des déformation au niveau de bandes de glissement. Ces travaux sont présentés en annexe B. En quasi-statique, la réponse du matériau est de type élasto-plastique bilinéaire, ce qui permet d'identifier directement une valeur de la limite d'élasticité, notée σ_0^{QS} . La figure 2.16(a) montre que, à température ambiante, une augmentation de la vitesse de déformation, de $1s^{-1}$ à $523s^{-1}$, entraîne une diminution de l'écroutissage de 5.4GPa à 2.3GPa, sans hausse significative de la limite d'élasticité. A température ambiante, l'effet de l'échauffement adiabatique (adoucissement thermique) semble donc prépondérant devant le durcissement dynamique habituellement observé pour les métaux (voir écriture du modèle de Johnson-Cook §1.4.1).

La figure 2.16(b) présente la réponse du matériau à 1000°C pour différentes vitesses de déformation plastique. Le taux d'écroutissage augmente de 2.5GPa à 9.5GPa pour des vitesses allant de $153s^{-1}$ à $610s^{-1}$. En revanche, la limite d'élasticité σ_0 reste inchangée. Cet effet significatif de la vitesse de déformation sur l'écroutissage du MC2 à 1000°C devra donc être pris en compte dans le modèle de comportement macroscopique dédié à la simulation d'impacts sur les pales.



(a) Essais à température ambiante (25°C) : baisse de l'écroutissage avec la vitesse
 (b) Essais à 1000°C : augmentation du module d'écroutissage avec la vitesse

FIGURE 2.16 – Effet de la vitesse de déformation sur le module d'écroutissage (grandeurs au sens de l'ingénieur)

2.3.3 Effet de l'orientation cristalline

La plasticité des monocristaux se traduit par le glissement au niveau des plans atomiques les plus denses car l'énergie de liaison inter-atomique entre deux plans denses parallèles est la plus faible. La structure CFC du nickel présente 4 plans octaédriques $\{111\}$, chacun susceptible d'activer le glissement dans l'une des trois directions $\langle 110 \rangle$, $\langle 101 \rangle$ et $\langle 011 \rangle$. Cela représente donc 12 systèmes de glissement potentiels (par exemple $\langle 110 \rangle 111$). Le plan de cisaillement le plus critique, c'est-à-dire le plan pour lequel le cisaillement est maximum, détermine le facteur de Schmid et la cission critique résolue [98]. Pour les monocristaux CFC tel que le MC2, le facteur de Schmid est plus faible pour l'orientation $\langle 111 \rangle$ que pour les orientations $\langle 100 \rangle$ et $\langle 110 \rangle$. Cela signifie que la contrainte à appliquer pour atteindre le cisaillement critique sur un plan de glissement est plus grande pour l'orientation $\langle 111 \rangle$ [75]. Ainsi, en théorie, la limite d'élasticité du MC2 orienté $\langle 111 \rangle$ est la plus élevée.

Les résultats des essais de compression dynamique à 1000°C sont présentés sur la figure 2.17 pour les trois orientations choisies. En accord avec les prédictions de la loi de Schmid, une augmentation significative par rapport à σ_0 , de l'ordre de 200MPa , est constatée sur l'orientation $\langle 111 \rangle$. Cette anisotropie plastique du MC2 ainsi caractérisée devra être prise en compte dans la modélisation du comportement macroscopique.

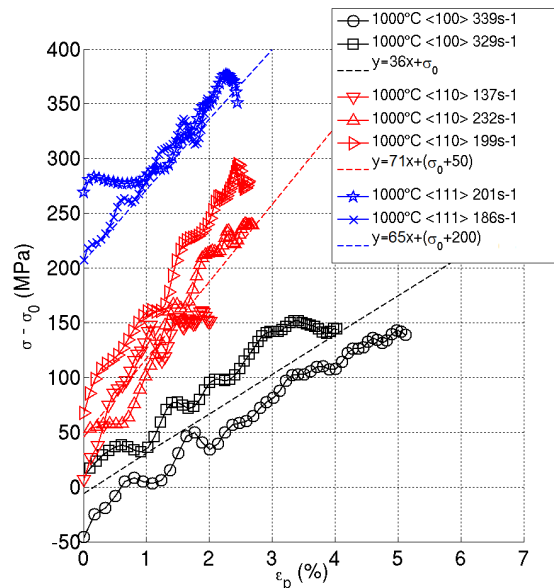


FIGURE 2.17 – Effet de l'orientation cristalline sur la limite d'élasticité et le module d'érouissage à 1000°C (grandeurs au sens de l'ingénieur)

2.4 Modèle phénoménologique pour les analyses en dynamique rapide

2.4.1 Stratégie de modélisation

Le choix d'effectuer des analyses éléments-finis multi-échelles, basé sur la loi de Schmid décrivant chacun des systèmes de glissement activés [99], est écarté pour les simulations de dynamique rapide fortement non-linéaires pour des raisons de coût de calcul prohibitifs et d'implémentation indirecte (passerelle ZeBuLoN/LS-Dyna). A l'opposé, le critère de plasticité isotrope de von Mises habituellement employé est très efficace mais ne permet pas de tenir compte de l'augmentation significative de la limite d'élasticité mise en évidence sur l'orientation $\langle 111 \rangle$.

La stratégie choisie pour une modélisation efficace du MC2, valable pour de grands déplacements et de grandes déformations, consiste à utiliser un modèle empirique de comportement élasto-viscoplastique cubique qui améliore la réponse vis à vis d'une modélisation isotrope tout en conservant de bonnes performances de calcul. Dans cette perspective, les modèles de comportement anisotropes les plus pertinents et disponibles dans le code de calcul LS-Dyna sont présentés dans le tableau 2.3. Une autre simplification de la modélisation consiste à considérer que le comportement est symétrique (tension/compression), même si dans la littérature des travaux soulignent des écarts [100].

Carte #	Dénomination	Limitation
2	Orthotropic Elastic	Pas de plasticité
33	Barlat Anisotropic Plasticity	Élasticité isotrope
103	Anisotropic Viscoplastic	
86	Orthotropic Viscoelastic	Plasticité isotrope
108	Orthotropic Elastic Plastic	Valable uniquement pour les éléments coques
157	Anisotropic Elastic Plastic	Critère de plasticité local de Hill

TABLEAU 2.3 – Choix de la carte matériau dans LS-Dyna pour modéliser le comportement viscoplastique anisotrope

Récemment développée pour les éléments volumiques solides qui sont utilisés pour discrétiser les pales de turbine, la loi matériau 157 "Anisotropic Elastic Plastic" a été choisie car elle offre la possibilité de modéliser un comportement élastique orthotrope et viscoplastique orthotrope associé à un repère matériel local (i.e. attaché

à chaque élément) et valable pour de grands déplacements et de grandes déformations [37]. Ce modèle matériau est une combinaison des lois 2 et 103 et a notamment déjà été utilisé pour des matériaux composites dans le domaine du crash automobile [101].

2.4.2 Approximation du comportement matériau

Dans les simulations de perte de pale, il est primordial de prendre en compte l'état des profils sous chargement centrifuge avant impact (sous peine d'apparition d'oscillations non-représentatives de la réalité). Le modèle matériau choisi utilise la loi de Hooke généralisée et réduite au cas orthotrope (i.e. même comportement dans trois directions orthogonales) afin de calculer cet état d'équilibre initial dans le domaine élastique :

$$\varepsilon_{ij}^e = C_{ijkl}^{-1} \sigma_{kl} \quad (2.17)$$

$$\text{avec } \varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ij}^e + \varepsilon_{ij}^p \quad (2.18)$$

où ε_{ij} est le tenseur des déformations décomposable en une partie élastique, ε_{ij}^e , et une partie plastique, ε_{ij}^p ; σ_{kl} est le tenseur des contraintes de Cauchy; C_{ijkl} est le tenseur des rigidités défini, dans le cas de la symétrie cubique, par les trois composantes indépendantes C_{11} , C_{12} et C_{44} . Ces paramètres élastiques ont été identifiés pour une large plage de températures par l'ONERA [102]. Cette anisotropie élastique permet d'expliquer la forme "carrée" de l'empreinte résultante de l'essai d'indentation sphérique (i.e. dureté Rockwell) sur un plan normal à la direction $\langle 100 \rangle$. Cette technique s'avère efficace pour déterminer l'orientation secondaire du matériau puisque la droite passant par le centre de l'empreinte et le coin du carré correspond à une direction $\langle 110 \rangle$. Le détail de ces travaux pour l'estimation de l'orientation secondaire à partir d'une indentation sphérique sur un matériau CFC est présenté en annexe B.

Un critère de plasticité local (i.e. défini dans les repères matériels) de Hill est ensuite utilisé pour décrire l'anisotropie de la surface de charge, notée $f(\sigma)$ (cette approximation a été discutée §2.4.1). Ce critère, insensible à la pression hydrostatique, est une modification de celui de von Mises et s'exprime dans le cas général de la manière suivante [103] :

$$f(\sigma) = \left[F(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + G(\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + H(\sigma_{33} - \sigma_{11})^2 + 2L\sigma_{12}^2 + 2M\sigma_{23}^2 + 2N\sigma_{31}^2 \right]^{0.5} - \sigma_0 \quad (2.19)$$

où les 6 paramètres, de F à N, sont les constantes d'anisotropies et les directions 1,2,3 sont alignées avec les axes matériels $\vec{X}_1, \vec{Y}_1, \vec{Z}_1$. Les systèmes de coordonnées matériels correspondant aux orientations typiques du monocristal sont présentés sur la figure 2.18.

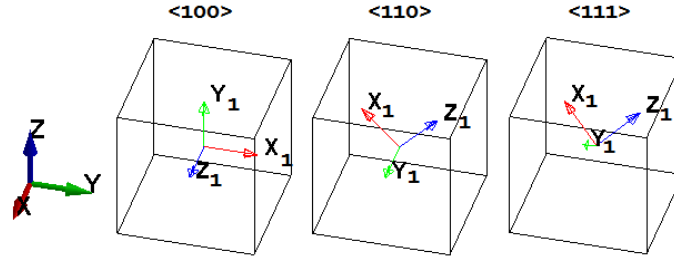


FIGURE 2.18 – Position du repère matériel attaché aux éléments solides par rapport au repère cartésien global

Grâce à la symétrie cubique du matériau, le critère de Hill est simplifié au cas orthotrope :

$$F = G = H = \frac{1}{2} \left(\frac{\sigma_0}{\sigma_{11}} \right)^2 = 0.5 \quad (2.20)$$

$$L = M = N \quad (2.21)$$

Ainsi, la fonction d'écoulement plastique s'exprime par :

$$f(\sigma) = \frac{(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{33} - \sigma_{11})^2}{2} + 2L(\sigma_{12}^2 + \sigma_{23}^2 + \sigma_{31}^2) - \sigma_0^2 \quad (2.22)$$

Classiquement, pour déterminer les constantes d'anisotropie d'un matériau orthotrope, il est nécessaire de mesurer les limites d'élasticité dans le cas uni-axial et en cisaillement pur. Cependant, l'essai de compression sur MC2 orienté <111> apporte les données pour calibrer le paramètre L . En effet, la transformation du tenseur des contraintes du système de coordonnées global $B = (\vec{X}, \vec{Y}, \vec{Z})$ vers le système local $B_1 = (\vec{X}_1, \vec{Y}_1, \vec{Z}_1)$ s'écrit de la manière suivante :

$$\sigma_{B_1} = T^T \sigma_B T \quad (2.23)$$

Les conditions de l'essai de compression uni-axiale conduit au tenseur des contraintes suivant :

$$\sigma_B = \begin{pmatrix} \sigma_{11} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} \quad (2.24)$$

Pour l'orientation <111>, la matrice de transformation 3D pour le changement de base de B vers B_1 s'exprime par :

$$T = \frac{\sqrt{3}}{3} \begin{pmatrix} 1 & -1 & 1 \\ 1 & 1 & -1 \\ 1 & 1 & 1 \end{pmatrix} \quad (2.25)$$

Ainsi, pour un essai de compression uni-axial, le tenseur des contraintes s'écrit dans la base B_1 :

$$\sigma_{B_1} = \frac{\sigma_{11}}{3} \begin{pmatrix} 1 & -1 & 1 \\ -1 & 1 & -1 \\ 1 & -1 & 1 \end{pmatrix} \quad (2.26)$$

Le tenseur des contraintes peut se décomposer en une somme des tenseurs déviatorique et hydrostatique. Dans le repère matériel $\langle 111 \rangle$, seules les composantes de cisaillement sont considérées dans le critère orthotrope de Hill (cf. eq. 2.22). Par conséquent, il est possible d'identifier la valeur du paramètre L à partir de l'essai de compression sur l'orientation $\langle 111 \rangle$:

$$L = \frac{3}{2} \left(\frac{\sigma_0}{\sigma_{y\langle 111 \rangle}} \right)^2 \approx 0.9 \quad (2.27)$$

En plus de l'anisotropie du comportement élastique et plastique, le modèle matériau 157 permet de tenir compte des effets de la vitesse sur l'érouissage isotrope par des courbes tabulées, $f(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p)$. Dans un premier temps, une extrapolation pour des déformations plastiques supérieures à 1% est ajustée à la courbe d'érouissage à la vitesse de $150s^{-1}$ selon une loi d'érouissage de type Ludwick, telle que :

$$\sigma = \sigma_0 + K\varepsilon^n \quad (2.28)$$

$$\text{avec } K = 500MPa \quad \text{et} \quad n = 0.6 \quad (2.29)$$

Dans un second temps, pour modéliser l'augmentation de l'érouissage avec la vitesse de déformation mais sans effet sur la limite d'élasticité initiale, les paramètres de la loi de sensibilité 2.30 (deuxième facteur du modèle de Johnson-Cook) sont calibrés à partir des essais à $150s^{-1}$ et à $600s^{-1}$, permettant une extrapolation logarithmique vers des vitesses de déformation plastique supérieures à celles obtenues en essais (typiquement, 10^4s^{-1}). Le comportement à $0.01s^{-1}$ est identifié à partir de données Turbomeca d'essais quasi-statiques à haute température.

$$g(\dot{\varepsilon}_p) = 1 + C \ln \frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0} \quad (2.30)$$

$$\text{avec } C = 2.2 \quad \text{et} \quad \dot{\varepsilon}_0 = 153s^{-1} \quad (2.31)$$

La figure 2.19 superpose les courbes moyennes expérimentales (i.e. $\dot{\varepsilon}_p < 610s^{-1}$ et $\varepsilon_p < 5\%$), en traits pointillés, à celles utilisées dans le modèle LS-Dyna obtenues par extrapolations pour de plus grands niveaux de déformation et de vitesse (traits pleins). Dans LS-Dyna, la valeur de l'érouissage pour des vitesses de déformation intermédiaires est déterminée par interpolation linéaire entre les courbes. Les paramètres du modèle sont présentés dans le tableau 2.4.

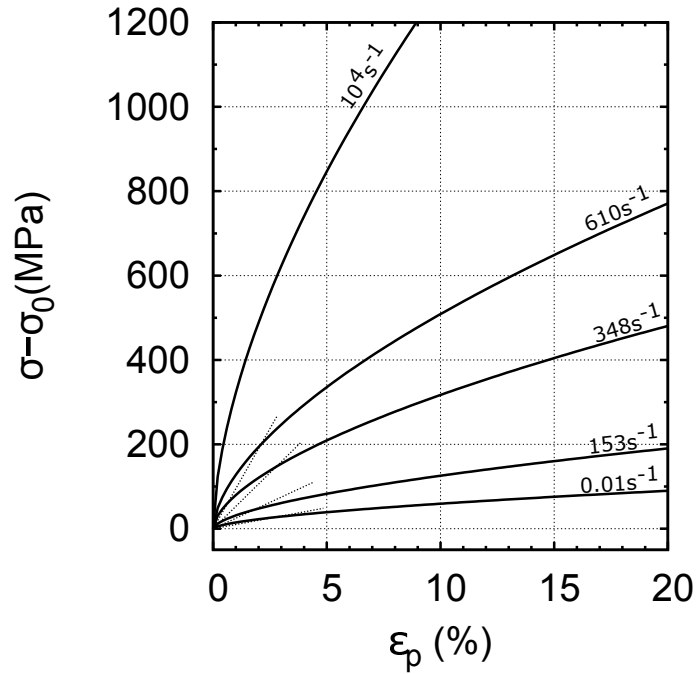


FIGURE 2.19 – Modèle viscoplastique extrapolé avec écrouissage isotrope en grandes déformations. Grandeurs vraies. Les droites en traits pointillés correspondent aux fonctions affines moyennes ajustées sur les courbes d'écrouissages expérimentales.

Système de coord. local	Comportement élastique	Critère de plasticité	Visco-plasticité
$B_1 = \begin{pmatrix} \vec{X}_1 \\ \vec{Y}_1 \\ \vec{Z}_1 \end{pmatrix}$	C_{11} C_{12} C_{44}	σ_0 $F = 0.5$ $L \approx 0.9$	$f(\varepsilon_p, \dot{\varepsilon}_p)$

TABLEAU 2.4 – Paramètres du modèle matériau 157 utilisé dans LS-Dyna

2.4.3 Vérification et discussion

Des simulations en dynamique rapide d'essais de traction ont été réalisées afin de vérifier la réponse sous chargements dynamiques du matériau ainsi modélisé. Un déplacement est imposé aux deux extrémités de l'éprouvette de façon à fixer la vitesse de déformation macroscopique de l'essai. Comme montré sur la figure 2.20, le repère matériel est choisi pour correspondre aux orientations cristallines $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ ou $\langle 111 \rangle$.

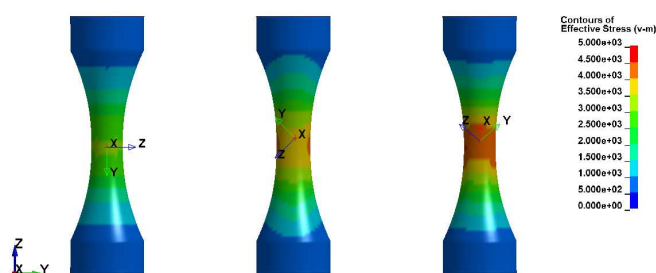


FIGURE 2.20 – Contrainte de von Mises dans des éprouvettes haltères soumises à un déplacement imposé lors d'un essai de traction pour différentes orientations cristallines.

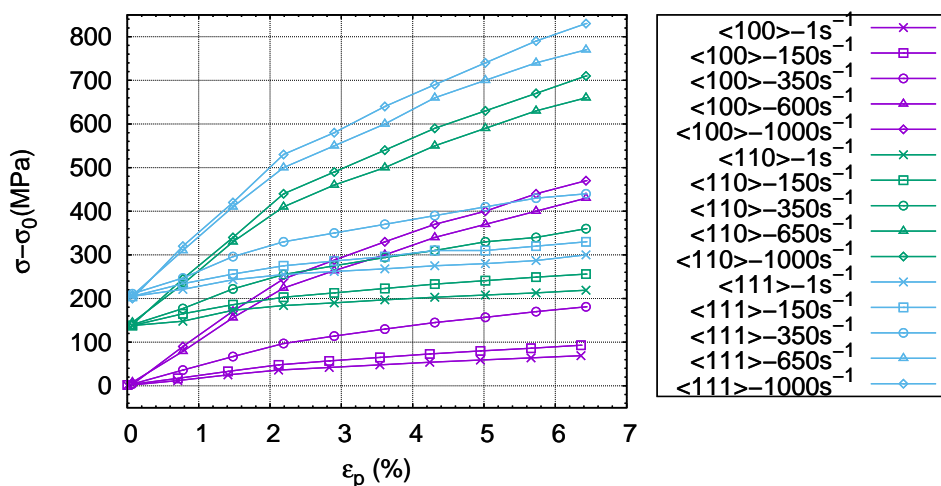


FIGURE 2.21 – Simulations du comportement viscoplastique anisotrope (grandeurs vraies)

D'une part, la modélisation permet de reproduire fidèlement les effets de la vitesse de déformation sur l'écroutissage du matériau (cf. fig. 2.21). D'autre part, l'augmentation significative de la limite d'élasticité pour l'orientation $\langle 111 \rangle$ est également bien retranscrite grâce à la calibration du critère de plasticité de Hill.

En revanche, pour l'orientation $\langle 110 \rangle$, la simulation conduit à une réponse sur-estimée (i.e. 150MPa de plus que σ_0 au lieu des 50MPa obtenus expérimentalement).

De par sa forme quadratique, l'utilisation du critère de plasticité de Hill conduit à des écarts importants par rapports aux limites d'élasticités prédites par le critère de Schmid (plasticité cristalline). Afin d'estimer ces erreurs, une étude comparative entre les critères de von Mises, de Hill et de Schmid est présentée sur la figure 2.22 pour deux orientations, $\langle 100 \rangle$ et $\langle 110 \rangle$. Avec le critère de Hill, une erreur allant jusqu'à 20% est constatée dans le cas le plus défavorable (i.e. traction/compression sur l'orientation $\langle 110 \rangle$) mais celle-ci diminue lorsque le chargement devient multi-axial.

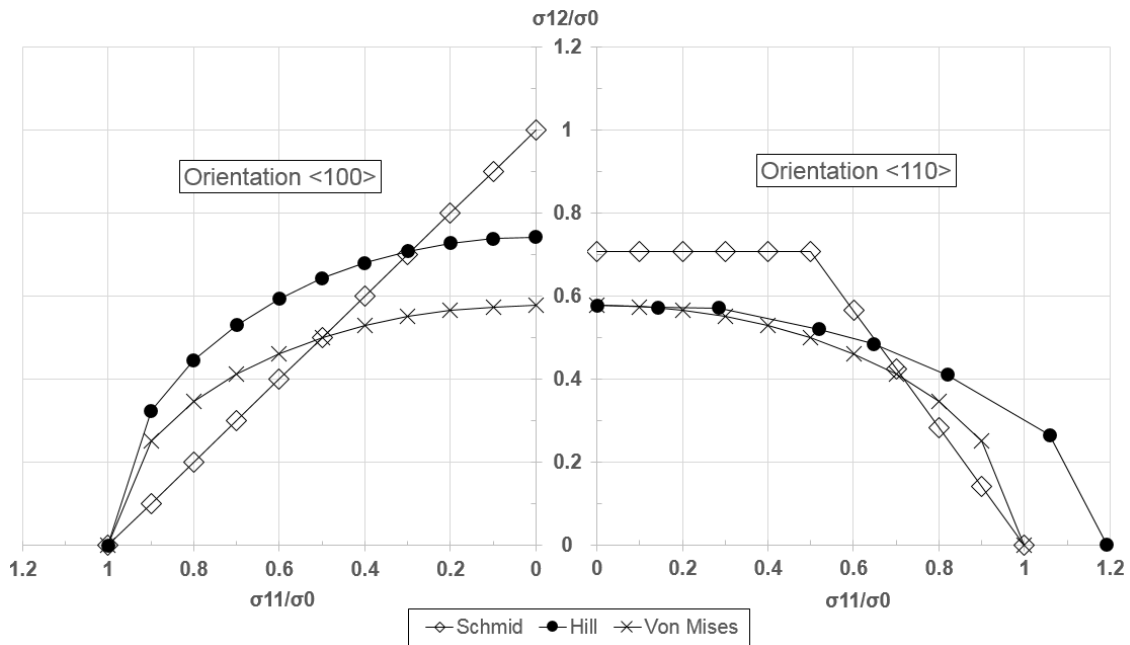


FIGURE 2.22 – Domaines élastiques théoriques en traction/cisaillement pour les orientations $\langle 100 \rangle$ et $\langle 110 \rangle$. Le critère local de Hill avec $L \approx 0.9$ est comparé aux critères de von Mises (isotrope) et de Schmid pour lequel seul le glissement sur les plans octaédriques est considéré.

En gardant à l'esprit que l'objectif principal est de réaliser des simulations de perte de pale sur étage complet de turbine dans un turbomoteur, il a été décidé de conserver cette modélisation avec un critère de Hill pour tenir compte de l'anisotropie plastique, malgré les approximations qui ont été mises en évidence. Cette stratégie offre en effet un bon compromis entre complexité du modèle (facilité d'identification des paramètres et d'implémentation) et performances de calcul. Une confrontation calcul/essai pour un cas de chargement multi-axial (tir sur plaque) est présentée dans le chapitre suivant.

2.5 Conclusion

Dans l'objectif d'apporter les données expérimentales nécessaires pour les simulations de perte de pale, le monocristal MC2 a été caractérisé dans ses conditions extrêmes de fonctionnement : hautes températures allant jusqu'à 1000°C, grandes vitesses de déformations (i.e. $>100s^{-1}$) et niveaux de déformation plastique significatifs (i.e. jusqu'à 5%).

Une installation de barres de Hopkinson a été modifiée afin de réaliser puis d'analyser ce type d'essais. Les résultats, présentés en termes de courbes de contrainte/déformation plastique, ont mis en évidence les effets de la température, de l'orientation cristalline et de la vitesse de déformation sur la réponse du matériau (i.e. limite d'élasticité et écrouissage).

Une approche efficace est proposée pour la modélisation du comportement macroscopique du MC2 dans les simulations industrielles de perte de pale. D'une part, le choix d'un modèle simple permet de bonnes performances de calcul comparé à un modèle de plasticité cristalline pour lequel la déformation viscoplastique macroscopique est décomposée sur chaque système de glissement (i.e. calculs à l'échelle des systèmes de glissement). D'autre part, la prise en compte de la symétrie cubique du MC2 améliore la précision par rapport à une modélisation isotrope basée sur le critère de plasticité de von Mises. Ainsi, il est désormais possible de réaliser, directement dans le code LS-Dyna, des calculs d'impacts sur des pales monocristallines.

Pour prédire convenablement le comportement du MC2 dans les applications d'impact, la plasticité anisotrope et la viscoplasticité doivent être prises en compte dans les modèles éléments-finis. Récemment implémentée dans LS-Dyna, la loi 157 permet une approximation "acceptable" (20% d'erreur dans le cas le plus défavorable) du comportement d'un monocristal sous impact en considérant : d'abord, l'élasticité orthotrope (inhérente à la structure CFC) mise en jeu essentiellement lors de la précharge centrifuge ; ensuite, l'anisotropie plastique par calibration d'un critère de Hill ; enfin, le taux d'écrouissage dépendant de la vitesse de déformation plastique.

En vue d'utiliser cette formulation efficace pour prédire la réponse macroscopique sur des applications industrielles complexes telles que la perte de pale, cette stratégie de modélisation du comportement macroscopique sera validée dans le chapitre suivant par confrontation de simulations de tirs sur des plaques à des résultats d'essais d'impact.

Chapitre 3

Impact balistique sur des structures monocristallines

Ce troisième chapitre décrit les travaux de caractérisation et de modélisation de la rupture du MC2 dans des configurations académique et industrielle. Des tirs sur des plaques monocristallines mettent en évidence la rupture par clivage dépendante de l'orientation et apportent des données expérimentales pour modéliser la rupture macroscopique dans les simulations de perte de pale. Des mesures par stéréo-corrélation d'images permettent de valider la modélisation du comportement viscoplastique anisotrope proposée au chapitre 2 puis de calibrer un critère de rupture en déformation plastique avec une dépendance au taux de triaxialité. Des simulations d'impact sur des aubes de turbines sont validées par comparaison des cinématiques et des champs de déformation obtenus par essais de tirs à haute température sur deux géométries Turbomeca. Cette confrontation calculs/essais améliore ainsi la confiance dans les prédictions par la simulation en dynamique rapide.

Sommaire

3.1	Introduction	69
3.2	Perforation de plaques monocristallines	71
3.2.1	Campagne expérimentale	71
3.2.2	Observation des faciès de rupture	74
3.2.3	Mesure de champs de déformations résiduelles	78
3.3	Approche numérique pour la modélisation de la rupture	86
3.3.1	Mise en place du modèle de tir sur plaque	86
3.3.2	Calibration d'un critère de rupture dépendant du taux de triaxialité	89
3.3.3	Étude de sensibilité au maillage	92
3.3.4	Application aux essais de tirs sur plaques	95
3.4	Impact sur pales monocristallines de turbines haute pression	99
3.4.1	Simulations préliminaires de départ de pale en MC2	100
3.4.2	Mise en œuvre et analyse des essais balistiques à haute température	105
3.4.3	Validation des simulations de tirs sur pales monocristallines par comparaison calcul/essai	112
3.5	Conclusion	119

3.1 Introduction

Dans ce chapitre, le phénomène de rupture sous impact du superalliage monocristalin MC2 est caractérisé puis modélisé dans l'objectif d'analyser de manière plus quantitative l'événement de "Knocking-Off". En effet, dans les travaux de Herran sur la modélisation du "Blade-Shedding" [24], la fragmentation des profils n'est pas considérée ce qui conduit à des niveaux de déformation plastique irréalistes. Même si la méthode mise en place a permis de trouver numériquement un scénario de départ des pales en survitesse cohérent avec les observations sur moteur réel - notamment en termes de chargements induits sur l'ensemble du moteur -, la rupture de l'échasse des huit pales suiveuses est pilotée temporellement ce qui ne permet pas de connaître a posteriori la cinématique de contact des débris sur les premières pales suiveuses et donc d'évaluer finement la tenue aux impacts.

Le phénomène d'impact a été largement étudié par les mécaniciens notamment dans les applications de défense pour le dimensionnement des blindages et plus récemment pour des problèmes de protections industrielles aéronautiques telles que la rupture de pièces de turbomachines, l'ingestion de corps étrangers ou encore la rupture de conduites sous-pression. Ces événements entraînent des dégâts assimilables à l'action de projectiles balistiques. Devant la complexité de ces situations accidentelles, la recherche porte généralement vers des cas plus faciles à mettre en œuvre pour lesquels les conditions aux limites et les chargements sont maîtrisés. Ainsi, des essais de perforation de plaques métalliques par des projectiles sphériques, cylindriques ou cylindro-coniques - dont le comportement est supposé rigide - sont couramment réalisés pour estimer la capacité de rétention liée au couple impacteur/impacté [104]. Dans la littérature, des alliages aéronautiques de titane [105] et d'aluminium [106, 107] ainsi que des aciers [5] font l'objet de campagnes d'essais balistiques pour des vitesses allant de quelques mètres par seconde jusqu'à plusieurs centaines de mètres par seconde. Dans la grande majorité des cas, le matériau étudié est isotrope.

Dans ses travaux de recherche [108], Penazzi introduit le comportement à l'impact selon qu'il s'agisse de plaques minces ou de plaques épaisses. Cette distinction est faite à partir d'un critère géométrique correspondant au rapport entre l'épaisseur initiale de la plaque, e , et le rayon du projectile, r , tel que $\delta = \frac{e}{r}$. Le comportement de type "plaque mince" ($\delta < 1$) correspond à des modes de rupture, liés à des déformations en grands déplacements (effets de membrane), différents du type "plaque épaisse" ($\delta \gg 1$) qui correspond plutôt à l'écaillage et à la localisation des déformations (effets de cisaillement). De manière générale, l'impact est décomposé en trois phases : la mise en vitesse de la plaque (i.e. initiation du contact), la mise en forme (i.e. déformation plastique de la plaque) et la libération du projectile (i.e. perforation de la plaque).

Comme le montrent les expériences de Borvik [104], la forme de l'impacteur a également un effet du premier ordre sur le scénario de rupture. Ainsi, avec un projectile à embout cylindrique, l'impact conduit à l'initiation d'une fissure

3. Impact balistique sur des structures monocristallines

circulaire puis au poinçonnage de la plaque. L'ensemble bouchon/impacteur traverse alors la plaque en limitant la perte d'énergie au seul frottement entre le corps en mouvement et le corps fixe. Avec un projectile à embout conique, la déformation plastique est d'abord localisée au niveau de la zone de contact puis des fissures radiales, entraînant la pétalisation de la plaque, permettent au projectile de traverser.

Les données expérimentales obtenues sur barres de Hopkinson ont permis de modéliser le comportement viscoplastique anisotrope du MC2. Des essais supplémentaires sont donc nécessaires pour caractériser la rupture du matériau sous impact. Ainsi, deux campagnes d'essais balistiques sur des plaques et sur des pales de turbines en MC2 ont été mises en œuvre sur un banc de tir de Safran Snecma, schématisé figure 3.1. Celui-ci est composé d'un canon à gaz permettant d'envoyer

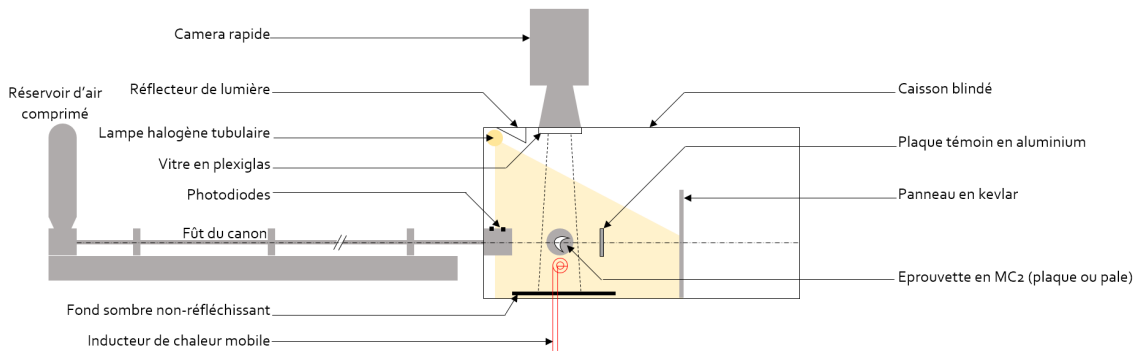


FIGURE 3.1 – Banc de tir de Safran Snecma modifié pour les campagnes d'essais balistiques sur plaques et sur pales de turbines

des projectiles de calibre 12mm à des vitesses de plusieurs centaines de mètres par seconde. Un caisson blindé en acier permet de contenir d'éventuels débris déviant de la trajectoire rectiligne initiale. Les éprouvettes sont mises et maintenues en position par des mors rigides conçus spécifiquement. Afin de réaliser ces tirs dans des conditions de températures élevées (jusqu'à 1000°C), un système mobile de chauffage par induction électromagnétique a été spécialement mis en place. La bobine d'induction (plate ou tubulaire) est guidée par un rail permettant de la positionner au plus proche des éprouvettes pendant la phase de chauffe puis de la retirer rapidement avant de déclencher le tir. Pour la première série d'essais, sur des plaques monocristallines (cf. §3.2), seules des plaques témoins en aluminium fixées au bâti sont utilisées pour estimer la vitesse résiduelle du projectile après perforation. Pour la deuxième série d'essais, sur des pales de turbines monocristallines (cf. §3.4), l'usage d'une fenêtre sur la partie supérieure du caisson a permis l'installation d'une caméra rapide pour enregistrer la cinématique du phénomène d'impact. Les dispositifs alors mis en place pour l'éclairage et l'enregistrement vidéo sont détaillés dans la partie 3.4.2 du chapitre.

3.2 Perforation de plaques monocristallines

3.2.1 Campagne expérimentale

Une vingtaine de plaques monocristallines de dimensions 50x60x1mm (mêmes ordres de grandeurs qu'un profil de pale) a été obtenue pour deux orientations $\langle 100 \rangle$ et $\langle 110 \rangle$ à partir d'un bloc par découpe au fil puis rectification des faces (épaisseurs réelles mesurées $1.14 \pm 0.08 \text{ mm}$). Ces deux familles d'orientations sont schématisées sur la figure 3.2.

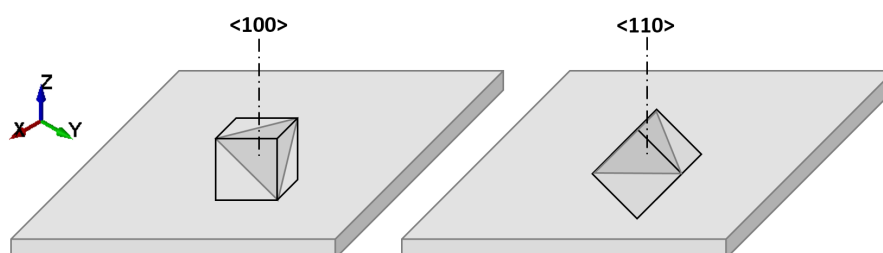


FIGURE 3.2 – Orientations cristallographiques des deux familles de plaques en MC2 et positionnement d'un plan octaédral de glissement $\{111\}$. L'axe Z du repère global correspond à l'axe de tir.

Le projectile a été choisi de forme cylindrique (embout plat) avec un congé d'arête pour limiter la localisation de la déformation au niveau de la zone de contact. Des baguettes en acier 25CD4 de diamètre 12mm ont été tronçonnées afin d'obtenir deux longueurs de projectile, 10mm et 20mm (cf. tableau 3.1). Ainsi, des tirs à iso-énergie mais à des vitesses d'impact différentes permettront d'étudier l'effet de la vitesse sur la rupture. Dans la présente configuration géométrique du couple impacteur/impacté (projectile massif vis-à-vis de la plaque), le problème est du type plaque mince ($\delta \approx 0.08 < 1$), ce qui suggère l'obtention d'une répartition relativement homogène des déformations plastiques à la vitesse limite de perforation.

Longueur (mm)	Diamètre (mm)	Rayon du congé (mm)	Masse (g)
10	12	1	3.56
20	12	1	7.20

TABLEAU 3.1 – Caractéristiques des projectiles en acier 25CD4

De par les géométries circulaires du mors de serrage ($\phi 30 \text{ mm}$) et de la zone chauffée par induction (cf. fig. 3.3(b)), il est supposé que la forme rectangulaire de la plaque n'a pas d'effet sur le comportement au voisinage de la zone d'impact, comme si le montage était parfaitement axisymétrique (principe de Saint-Venant). Dans cette configuration, une consigne en puissance de type rampe a été au préalable calibrée sur le dispositif d'induction pour atteindre des températures de 750°C ou de

3. Impact balistique sur des structures monocristallines

1000°C. Pour chacun des essais, un thermocouple est soudé à l'arrière de la plaque pour vérifier sa température. En fonction du gaz utilisé (azote ou hélium), des abaques ont été dressés pour chacun des types de projectile afin de faire correspondre un niveau de pression à une vitesse d'éjection du projectile. Celle-ci est mesurée à la sortie du canon au moyen de deux photodiodes, visibles sur la figure 3.3(b).

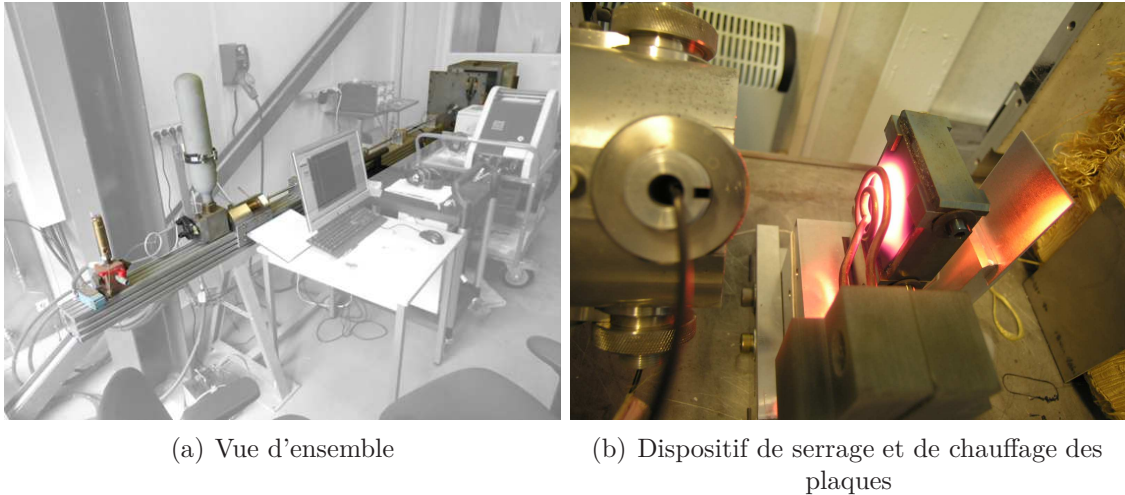


FIGURE 3.3 – Installation du banc de tir au canon à gaz de Safran Snecma

Un grand nombre d'essais "à vide" avec des plaques témoins en aluminium (nuance AU4G et dimensions 70x5x1.5mm), dont le comportement est relativement "mou", ont été réalisés au préalable afin d'associer des vitesses d'impact à des faciès de déformation de ces plaques et ce, pour les deux géométries de projectile. Ainsi, pour la campagne de tirs sur les plaques en MC2, la vitesse résiduelle après perforation est évaluée qualitativement par comparaison entre les plaques témoins déformées. L'erreur estimée sur cette mesure est de l'ordre de $\pm 30\text{m/s}$ (écart de vitesse minimal pour distinguer deux faciès macroscopiques différents).

Le plan d'expérience de la campagne de tirs sur plaques (cf. tab.3.2) synthétise les conditions d'essais. Les vitesses et les énergies d'impact vont respectivement de 103m/s à 238m/s et de 32J à 126J. Les vitesses limites de perforation sont obtenues par discrimination des tirs conduisant au rebond du projectile (7 au total) à ceux conduisant à la perforation (16 tirs). Dans ce dernier cas, trois formes de faciès (i.e. de trou) sont observées : carrée, en serrure ou rond. L'analyse de ces faciès est abordée dans la partie suivante (§3.2.2).

Test n°	Plaque		Projectile L (mm)	Vitesse incidente (m/s)	Énergie d'impact (J)	Vitesse résiduelle (m/s)	Faciès		
	T (°C)	Orient. cristal							
1	750°C	<100>	10	135	32	0	/		
2				143	36	0	/		
3				149	40	0	/		
4				152	42	0	Carré		
5				20	<100>	103	38	0	Carré
6						104	39	0	Serrure
7		145	76			60	Serrure		
8		<110>	10	144	37	0	Serrure		
9				155	43	5	Serrure		
10				188	64	30	Serrure		
11				20	<110>	103	38	0	/
12						109	43	0	Serrure
13						187	126	155	Rond
14	1000°C			<100>	10	152	42	0	/
15		174	54			30	Carré		
16		238	102			150	Rond		
17		20	<100>			100	36	0	/
18						140	71	60	Carré
19						167	101	100	Rond
20		<110>	10	151	41	5	Rond		
21				166	50	30	Serrure		
22				20	<110>	104	39	0	Serrure
23	183					121	155	Rond	

TABLEAU 3.2 – Résultats de la campagne de tirs sur plaques. T et L sont respectivement la température de la plaque et la longueur du projectile. L'épaisseur effective de chacune des plaques et la masse effective de chacun des projectiles sont disponibles dans l'annexe confidentielle ??.

3.2.2 Observation des faciès de rupture

Les faciès de rupture des plaques obtenus pour les différentes conditions de tirs sont positionnés sur le graphique présentant l'évolution de l'énergie cinétique résiduelle du projectile, E_R , en fonction de son énergie d'impact initiale, E_0 (cf. fig. 3.7). D'après les estimations des vitesses résiduelles et les observations post-mortem (i.e. flèche et forme des trous), la température (voir par exemple les tests $n^\circ 13$ et $n^\circ 23$) et la vitesse pour des tirs à iso-énergie (voir par exemple les tests $n^\circ 16$ et $n^\circ 19$) semblent avoir peu d'effet sur le comportement macroscopique des plaques impactées. Cette hypothèse sera révérifiée par la suite (§3.2.3) à travers des analyses plus fines, notamment via des mesures de champ de déformation.

En revanche, les observations macroscopiques des plaques perforées mettent en évidence l'effet prépondérant de l'orientation cristalline sur la rupture. En effet, des macro-fissures orientées soit à $\pm 45^\circ$, soit à $\pm 90^\circ$, par rapport aux bords de la plaque, sont observées sur les plaques de type $\langle 100 \rangle$ ou $\langle 110 \rangle$, respectivement (cf. fig. 3.4). Dans le cas d'un matériau isotrope des fissures radiales (pétales) apparaissent pour permettre au projectile de traverser la plaque. Dans le cas présent du MC2, la plasticité par glissement au niveau des plans denses $\{111\}$ de la structure CFC conduit à la rupture par clivage ("bien nette") suivant ces plans cristallographiques particuliers.

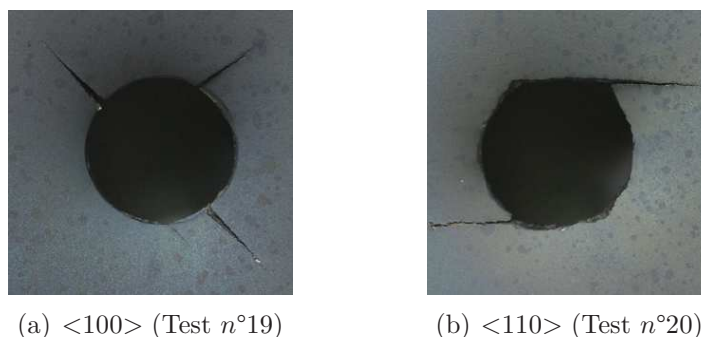


FIGURE 3.4 – Orientations des macro-fissures observées pour les deux familles de plaques

Les observations au microscope optique (x50) montrent à l'échelle microscopique la position des plans de clivage par rapport à l'orientation des dendrites (cf. fig. 3.5). De par le processus de solidification dirigée, celles-ci sont alignées avec la direction $\langle 100 \rangle$ du monocristal. La propagation des fissures dans les monocristaux a entre autres été étudiée par Sabnis [109]. Dans ses travaux, un couplage fort entre des modèles de plasticité cristalline et d'endommagement régularisé permet de calculer les divers plans de glissement et de rupture activés, dans des configurations simples. Dans l'approche macroscopique simplifiée mise en place pour les calculs

industriels de perte de pale, la modélisation ne prend pas en compte ces systèmes de glissement mais permet de reproduire un comportement global équivalent et montre toutefois une influence de l'anisotropie du matériau sur la rupture (cf. §3.3).

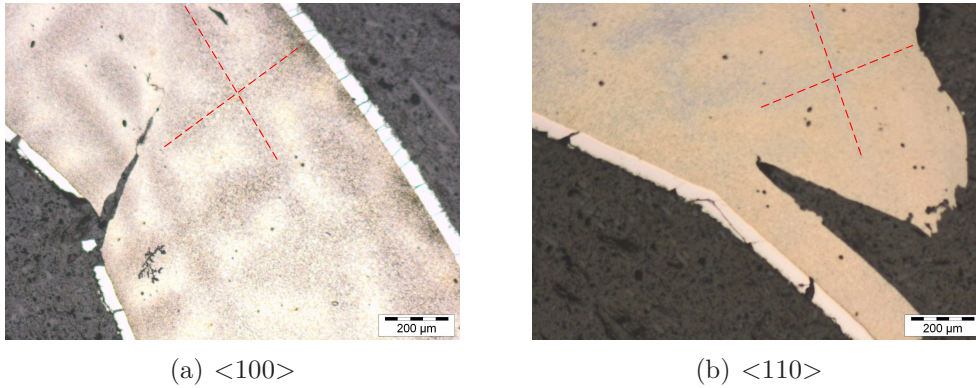


FIGURE 3.5 – Micrographies sur des coupes longitudinales de plaques $\langle 100 \rangle$ et $\langle 110 \rangle$ (vues dans l'épaisseur proche de la zone d'impact). Des plans de clivage sont orientés à ± 45 par rapport aux orientations des dendrites mises en évidence par les traits pointillés rouges.

Les résultats présentés sur la figure 3.7 permettent d'identifier une valeur de l'énergie limite de perforation, notée E_L . Celle-ci est de l'ordre de 40J. Le bilan énergétique du problème d'impact revient à écrire, avec E_0 , E_R et E_F , respectivement, les énergies cinétiques initiale et résiduelle du projectile et l'énergie dissipée par frottement :

$$E_R \approx E_0 - E_L - E_F \quad (3.1)$$

De par la géométrie cylindrique du projectile, dès que la plaque est perforée (fissuration complète d'un bouchon), l'énergie restante est principalement dissipée par l'effet du frottement entre le corps en mouvement et le corps fixe. Pour le tir n°16 ($E_0 = 102J$ et $E_R = 40J$), l'énergie dissipée par frottement est ainsi estimée à environ 22J (soit 22% de l'énergie totale).

D'après la figure 3.7, les formes de trous observées (carrée, serrure ou ronde) sont directement liées aux niveaux d'énergie d'impact. Pour des énergies à la limite de perforation, des macro-fissures en face aval apparaissent (tests n°11 et n°3) et la déformation plastique est relativement homogène dans la zone d'impact (cf. fig. 3.6(a)). Pour des énergies légèrement supérieures à la limite de perforation (i.e. jusqu'à 80J), les faciès obtenus sont plutôt de forme carrée (i.e. charnière) ou en serrure (tests n°10 et n°18), ce qui témoigne d'une zone étendue dans laquelle le glissement puis le

clivage sont activés (cf. fig. 3.6(b)). En revanche, pour des énergies très supérieures à E_L (i.e. au delà de 90J), les trous circulaires sans aucun pétale (tests $n^{\circ}23$ et $n^{\circ}13$) traduisent la localisation dynamique de la déformation au niveau de la zone de contact jusqu'à la rupture par poinçonnage de la plaque (cf. fig. 3.6(c)).

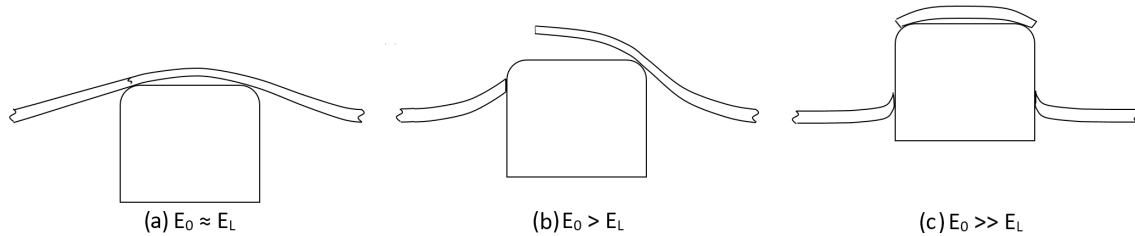


FIGURE 3.6 – Schéma de la rupture des plaques avec E_L , l'énergie limite de perforation

Afin d'étayer ces analyses préliminaires par des données plus quantitatives, des mesures de champs de déformation ont été réalisées par la technique de stéréocorrélation d'images. Ces travaux sont présentés dans la partie suivante.

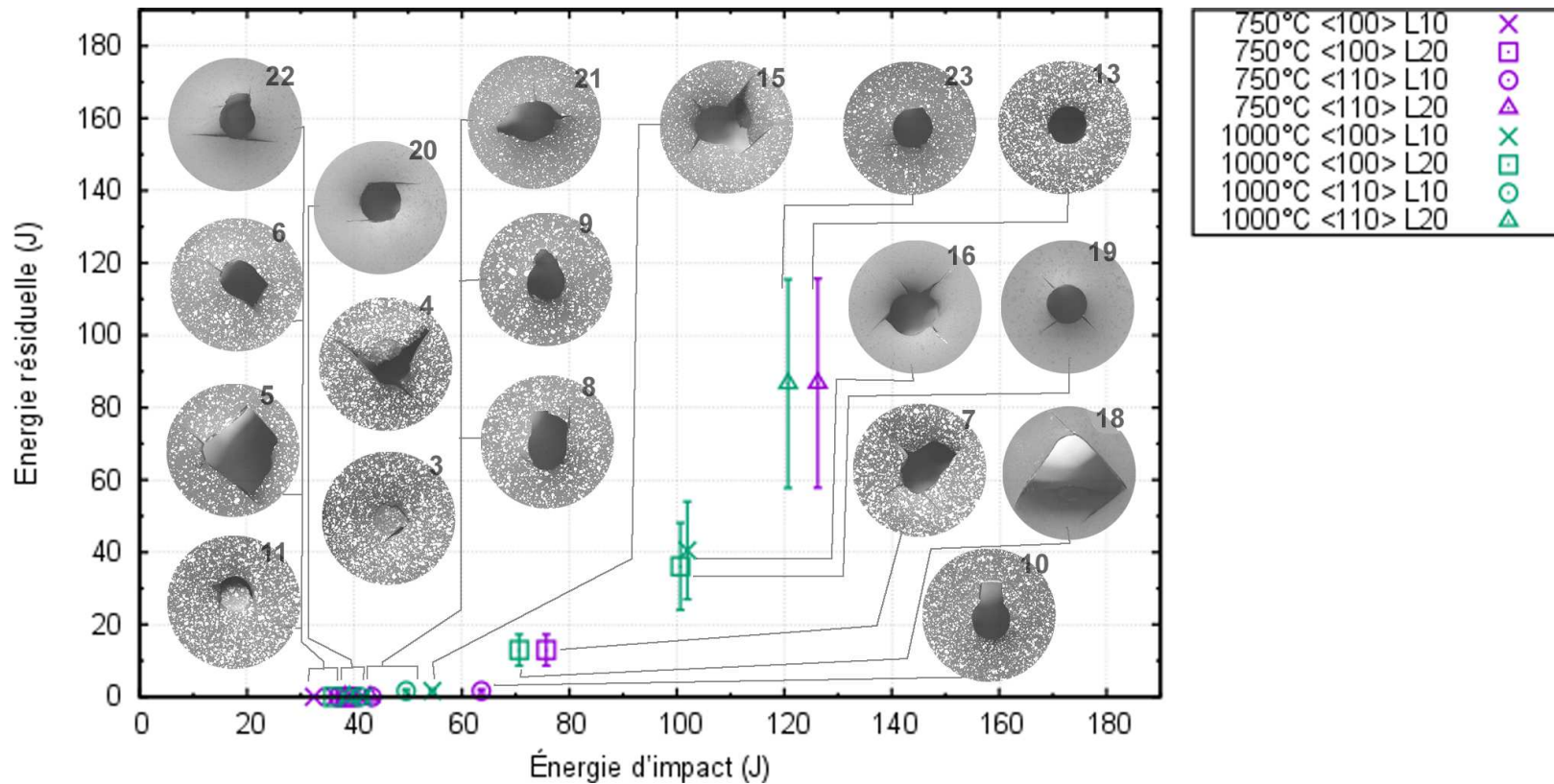


FIGURE 3.7 – Énergies résiduelles estimées en fonction de l'énergie initiale du projectile.

Les endommagements observés en faces amont (forme des trous et fissures) sont présentés sur le graphique avec les numéros correspondant aux conditions de tirs détaillées dans le tableau 3.2. Les directions des macrofissures dépendent de l'orientation cristalline des deux familles de plaques impactées. Les tirs n°3 et n°11, à la limite de perforation, conduisent à l'initiation de macrofissures pour un chargement privilégié de traction équi-biaxiale. Les tirs n°13 et n°23, à plus grande énergie d'impact, conduisent à une découpe nette d'une capsule par poinçonnage (i.e. cisaillement prédominant).

3.2.3 Mesure de champs de déformations résiduelles

Théorie et mise en œuvre La corrélation d'images numériques (CIN) est une technique apparue dans les années 1980 [110] et aujourd'hui très utilisée pour les mesures de champs complets sans contact. Alternative aux mesures locales classiquement effectuées au moyen de jauges de déformation [111], cette technique optique s'avère particulièrement efficace pour estimer localement les déplacements puis les déformations sur l'ensemble d'une surface et permet notamment l'identification inverse de lois de comportement [112]. L'ouvrage de référence de Sutton et *al.* [113] présente les aspects théoriques (basés sur des développements mathématiques relativement complexes) et la mise en œuvre expérimentale de la corrélation d'images numériques. A partir de deux images discrétisées en zones élémentaires, l'idée de base consiste à faire la correspondance de ces sous-domaines entre les deux images en minimisant l'écart entre elles par conservation du flux optique (intensité des niveaux de gris). Une fonction de corrélation, notée C (cf. eq. 3.2), est utilisée pour retrouver, via un algorithme de minimisation, la position de ces zones élémentaires d'une image à l'autre et pour déterminer ainsi leurs déplacements. Un ensemble de motifs aléatoires appelé mouchetis est généralement mis en place pour discrétiser l'image, permettant ainsi de définir les zones élémentaires, via un paramètre appelé Subset (longueur du côté de la zone carrée), qui doivent être suffisamment grandes afin d'être distinctes deux à deux. La finesse du mouchetis conditionne alors la résolution de la mesure.

$$C(x, y, u, v) = \sum_{i,j=-n/2}^{i,j=n/2} (I(x+i, y+j) - I^*(x+u+i, y+v+j))^2 \quad (3.2)$$

où x, y sont les coordonnées en pixel de l'image de référence. u, v sont les déplacements en pixel. n est la taille du *Subset*. I est l'image avant mouvement et I^* est l'image après mouvement.

Lorsque la surface à analyser n'est pas plane, comme c'est le cas pour les plaques impactées qui présentent des déplacements hors plan, la technique de stéréo-corrélation est employée pour mesurer les déplacements dans l'espace à partir d'images tridimensionnelles (i.e. correspondance entre 2 paires d'images). Celles-ci sont obtenues par stéréo-triangulation opérée sur un banc optique avec deux caméras, comme schématisé sur la figure 3.8. Une phase de calibration préalable est nécessaire pour "positionner" dans l'espace les caméras l'une par rapport à l'autre. Les déplacements d'une mire de référence selon les trois translations et les trois rotations du repère objet sont alors enregistrés pour calibrer les repères caméras.

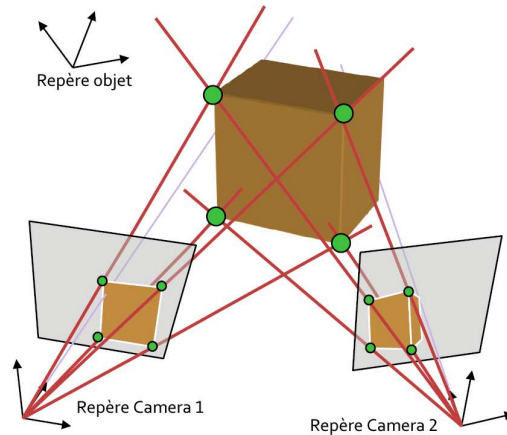
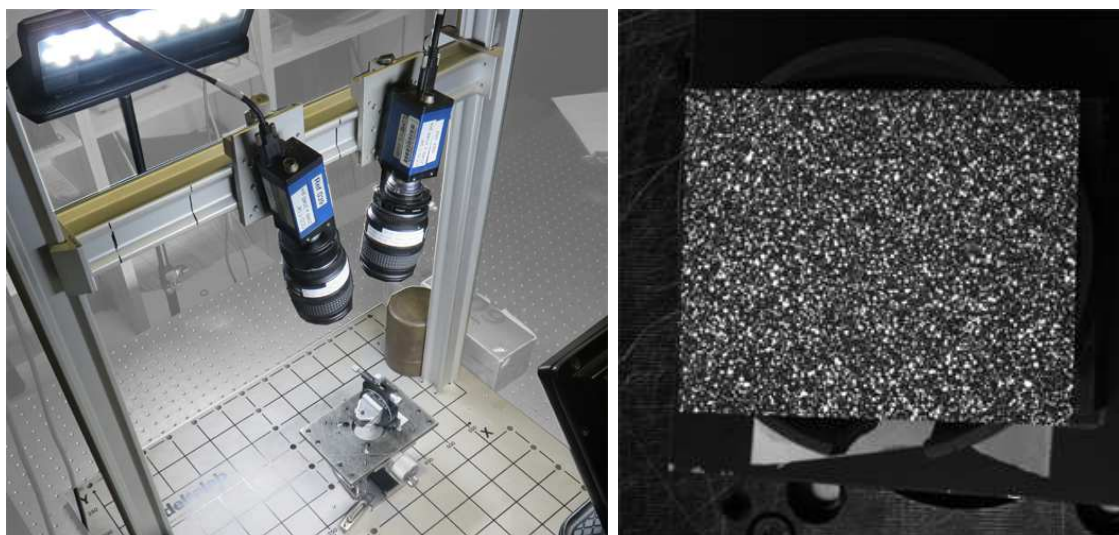


FIGURE 3.8 – Principe de la stéréo-triangulation, adaptée de [114]

Un banc de mesure optique a été installé afin de réaliser des mesures de champs de déformation résiduelle par la technique de stéréo-corrélation post-mortem. La procédure consiste à "photographier", avant impact, les plaques en MC2, préalablement mouchetées, puis à réaliser les essais balistiques et enfin à "photographier" une seconde fois les plaques après impact. Des précautions doivent toutefois être prises pour assurer la stabilité du montage entre les deux phases d'acquisition. De cette façon, la corrélation entre les images avant et après impact permet de calculer les déformations résiduelles sur l'ensemble des plaques et apporte ainsi des données quantitatives sur le comportement du monocristal sous impact.

Sur le banc de mesure optique, présenté en figure 3.9(a), deux caméras numériques HD 4MPx avec des objectifs 60mm sont montées de façon symétrique sur un portique lui-même attaché à une table optique à amortissement. L'angle stéréographique entre les deux caméras a été fixé à 26° , ce qui assure une bonne fidélité topologique sans nuire à la qualité de la corrélation (i.e. taux de corrélation). L'échantillon est positionné sur un support dont la hauteur est réglable par une vis micrométrique et sous un éclairage puissant et uniforme pour améliorer le contraste du mouchetis. La position du plan focal est alors réglée en ouverture maximale du diaphragme de l'objectif, de façon à obtenir une netteté d'image optimale. En vue de mesures sur plaques fortement déformées, la profondeur de champ ainsi obtenue est satisfaisante puisque l'image reste nette au delà de 10mm hors du plan focal. Un avantage de la corrélation post-mortem est de pouvoir définir un temps d'exposition élevé (car absence de flou cinétique) ce qui améliore grandement la qualité de l'image (netteté et contraste).



(a) Deux caméras numériques montées sur un banc stéréoscopique

(b) Mouchetis de la plaque avant essai d'impact

FIGURE 3.9 – Banc de mesure par stéréo-Corrélation d'Images Numériques (CIN)

Afin d'assurer la meilleure corrélation possible entre les images, des mouchetis ont été réalisés sur les faces amont et aval des plaques par projection de peinture avec un aérographe permettant d'obtenir une répartition aléatoire (mouchetis de type stochastique), isotrope et homogène (équiréparti avec, idéalement, 50% blanc et 50% noir) de motifs. Une attention particulière a porté sur la réalisation d'un mouchetis résistant pour les essais d'impacts à hautes températures. La solution retenue consiste d'abord à effectuer un traitement d'aluminisation sur les échantillons pour obtenir le fond sombre (revêtement Sermalloy-J non-intrusif de quelques dizaines de microns), puis à projeter une peinture blanche du commerce certifiée pour 1200°C (marque Ulfalux®).

L'outil commercial VIC-3D v7, développé par Correlated Solutions, a été utilisé pour les mesures par stéréo-corrélation d'images numériques (méthode des moindres carrés) [114]. La première étape consiste à régler les valeurs des paramètres Subset et Step pour obtenir le meilleur compromis entre précision et taux de corrélation avec les mouchetis réalisés. Le premier paramètre correspond à la taille de la zone de contrôle utilisée pour suivre les déplacements. Celle-ci doit être suffisamment grande pour contenir un ensemble distinctif de motifs. Dans le cas présent, une valeur de 30 pixels optimise le processus de corrélation (cf. fig. 3.10). Le second paramètre correspond à l'intervalle spatial entre chaque image qui améliore la recherche des correspondances. Sa valeur est fixée à 5 pixels. Avant de procéder aux mesures, il est important de vérifier que le montage est stable et que l'erreur de mesure des déformations est négligeable en réalisant des calculs de corrélations d'images pour des mouvements de corps rigides seuls. Les résultats conduisent à des déformations résiduelles inférieures à 0.08%, ce qui est acceptable.

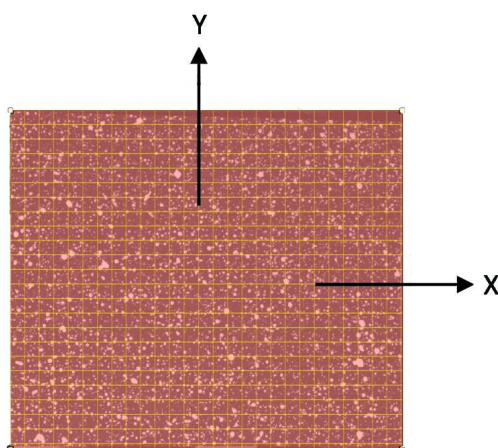


FIGURE 3.10 – Grille de corrélation (ou "Region Of Interest" (ROI)) positionnée sur l'éprouvette dans le plan (X,Y). La taille des zones élémentaires correspond à la valeur du paramètre Subset.

3. Impact balistique sur des structures monocristallines

Dans un premier temps, les déplacements sont mesurés sur les faces amont et aval pour chacune des plaques impactées. La figure 3.11 présente la surface de réponse obtenue (b) pour un impact à la limite de perforation (a).

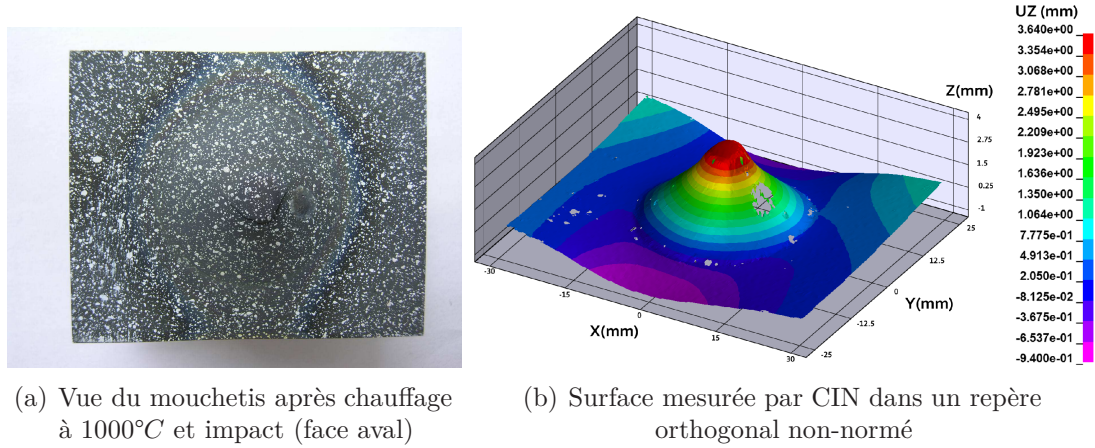


FIGURE 3.11 – Mesure de la topologie par stéréo-corrélation d’images d’une plaque impactée à la limite de perforation (test $n^{\circ}17$)

Dans un second temps, les déformations totales sont calculées à partir des gradients de déplacements mesurés à la surface de l’échantillon. Il s’agit des déformations résiduelles (ε), après essai d’impact, inhérentes aux déformations élastiques et plastiques au centre de la plaque (ε_p), telles que :

$$\varepsilon = \varepsilon_p + \varepsilon_e \quad (3.3)$$

où ε_e est la composante élastique des déformations totales.

A partir des "points" (assimilables à des nœuds) de l’image discrétisée (cf. fig. 3.10), un "maillage" est formé avec des éléments triangulaires pour lesquels le tenseur des déformations de Green-Lagrange est calculé puis diagonalisé (déformations principales $\varepsilon_{I,II}$). Ensuite, les post-traitements de l’outil VIC-3D permettent de calculer la déformation équivalente, au sens de von Mises et sous l’hypothèse des déformations planes (i.e. seules les composantes ε_{xx} , ε_{yy} , ε_{xy} sont non-nulles) dans le repère global, telle que :

$$\varepsilon_{I,II} = \frac{\varepsilon_{xx} + \varepsilon_{yy}}{2} \pm \sqrt{\varepsilon_{xy}^2 + \left(\frac{\varepsilon_{xx} - \varepsilon_{yy}}{2}\right)^2} \quad (3.4)$$

$$\varepsilon_{eq} = \sqrt{\varepsilon_I^2 - \varepsilon_I \varepsilon_{II} + \varepsilon_{II}^2} \quad (3.5)$$

Résultats obtenus sur des plaques non-perforées et perforées Les champs de déformation plastique résiduelle, calculée au sens de von Mises, sur les plaques impactées sont présentés pour différentes conditions d'essais. Seules les mesures en face arrière sont analysées car les déformations y sont plus élevées et les mouchetis moins endommagés.

Pour quatre tirs réalisés à la limite de perforation ($E_L \approx 40J$) mais n'ayant pas conduit à la perforation complète (macrofissures en face arrière liées à un chargement de traction biaxiale), la déformation résiduelle est essentiellement répartie dans un large périmètre de diamètre 25mm autour du point d'impact (cf. fig. 3.12). Quelles que soient les conditions de ces tirs à iso-énergie (température, orientation, vitesse), les résultats obtenus sont très proches. Les déformations sont d'environ 3% en périphérie de la zone et d'environ 10% au centre. La déformation maximale mesurée est en moyenne de 14.8%. Toutefois, cette valeur maximale de déformation macroscopique est à considérer de façon qualitative car elle dépend fortement de la discrétisation choisie (i.e. valeur du Subset).

Ces observations suggèrent que le niveau de la déformation plastique à rupture est dans ce cas peu dépendant de la température, de l'orientation et de la vitesse dans les plages considérées. Dans les modèles éléments-finis, cette valeur moyenne de déformation limite sera utilisée pour calibrer un critère de rupture en déformation plastique pour un chargement de traction-biaxiale.

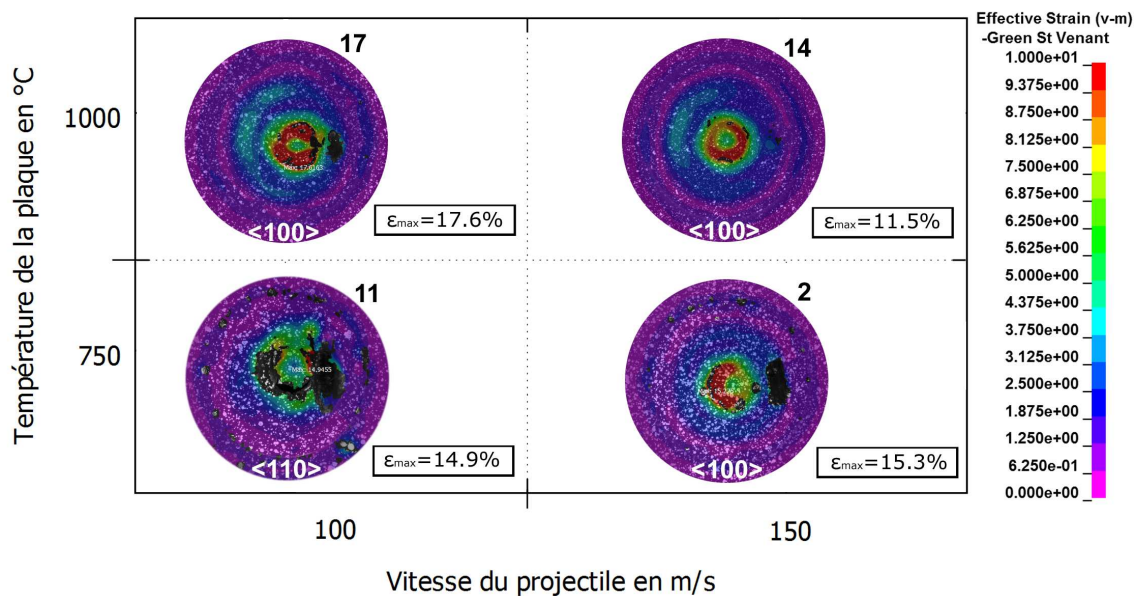


FIGURE 3.12 – Déformations résiduelles mesurées expérimentalement en faces arrière de plaques en MC2 pour des tirs non-perforants à l'énergie limite, $E_L \approx 40J$

Dès lors que l'énergie d'impact est suffisante pour faire propager les macrofissures

3. Impact balistique sur des structures monocristallines

selon les plans cristallographiques $\{111\}$, les faciès observés sont de forme carrée ou en serrure. Les tests $n^{\circ}6$ et $n^{\circ}8$, réalisés à 750°C et à une énergie proche de la limite de perforation, conduisent à des niveaux de déformation résiduelle comparables mais les plans de clivage sont décalés de 45° selon qu'il s'agisse de l'orientation $\langle 100 \rangle$ ou $\langle 110 \rangle$ (cf. fig. 3.13). Ces fissures conduisent à une répartition non-circulaire des déformations (allure carrée des iso-valeurs de déformation également décalées de 45°). Ainsi, ces mesures soulignent l'effet prépondérant de l'anisotropie sur la rupture macroscopique du monocristal à de faibles énergies d'impact ($E_L \approx 40\text{J}$).

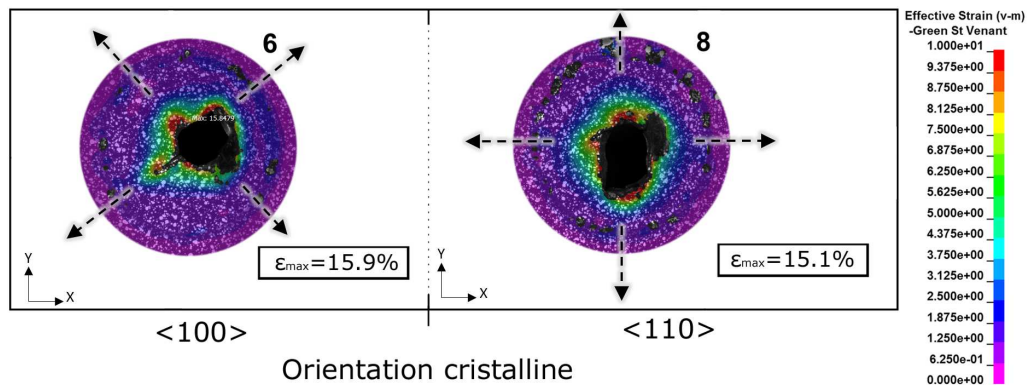


FIGURE 3.13 – Déformations résiduelles mesurées expérimentalement en faces arrières de plaques en MC2 à 750°C pour des tirs perforants à l'énergie limite, $E_L \approx 40\text{J}$. Les orientations des macrofissures sont mises en évidence par les flèches en traits pointillés.

Enfin, la figure 3.14 compare le comportement à rupture des plaques impactées à l'énergie limite de perforation (i.e. $< 40\text{J}$, $n^{\circ}11$ et $n^{\circ}17$) avec celui obtenu pour des énergies plus importantes (i.e. $> 120\text{J}$, $n^{\circ}13$ et $n^{\circ}23$). Dans ce second cas, les déformations sont plus localisées et atteignent des niveaux plus importants en bord des trous circulaires, de l'ordre de $29\%(\pm 1.4\%)$. Cette valeur sera utilisée pour calibrer le critère de rupture en déformation dans les modèles éléments-finis dans le cas d'une sollicitation en cisaillement, inhérente à l'impact à grande vitesse (poinçonnage).

Ces mesures par stéréocorrélation d'images post-mortem sur les plaques impactées apportent donc des données quantitatives pour la calibration d'un critère de rupture en déformation plastique dépendant du taux de triaxialité des contraintes. Ces aspects numériques sont développés dans la partie suivante.

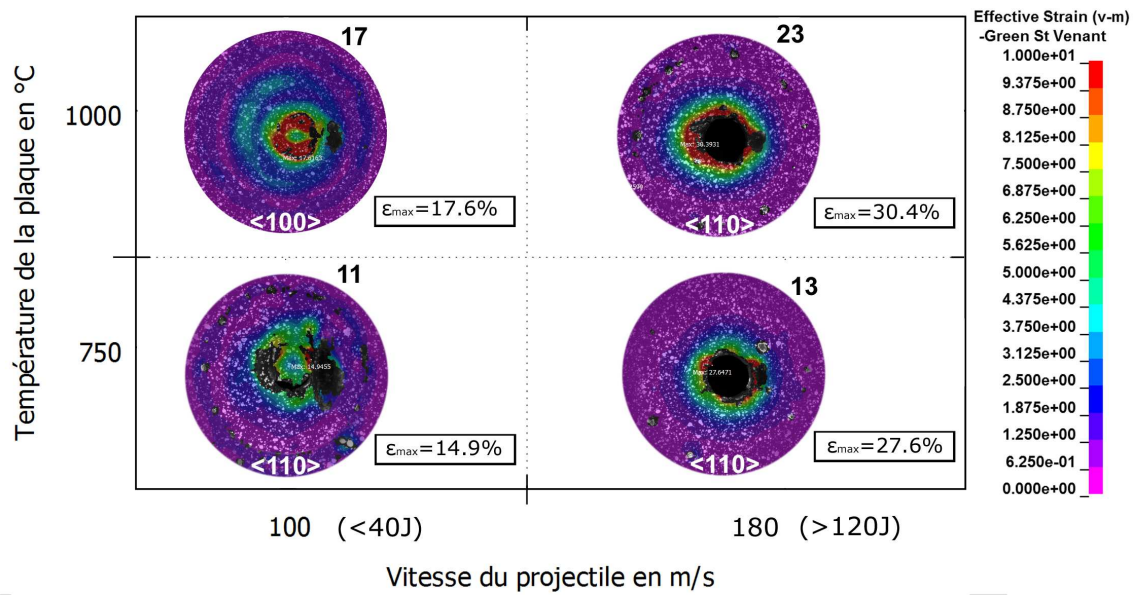


FIGURE 3.14 – Comparaison des déformations résiduelles mesurées expérimentalement en faces arrières de plaques en MC2 pour des tirs non-perforants à basses vitesses et perforants à grandes vitesses

3.3 Approche numérique pour la modélisation de la rupture

3.3.1 Mise en place du modèle de tir sur plaque

Dans un premier temps, un modèle éléments-finis simplifié prenant en compte les symétries de l'essai est mis en place afin de valider, dans le cas d'un tir non-perforant, le comportement plastique avec la loi matériau 157 pour le MC2 à 1000°C. La plaque est discrétisée en suivant les préconisations du chapitre 1 (§1.3.2). Ainsi, huit éléments hexaédriques à intégration réduite sont présents dans l'épaisseur de la plaque pour retranscrire le bon comportement en flexion. La zone au voisinage du point d'impact est maillée plus finement, avec un élancement des éléments proches de l'unité. Afin de traiter convenablement le contact par la méthode des pénalités entre la plaque et le projectile, celui-ci est maillé avec des éléments de tailles équivalentes. Enfin, les mors sont définis par des corps rigides. Le modèle matériau 157 est utilisé avec le système de coordonnées $(\vec{X}_1, \vec{Y}_1, \vec{Z}_1)$, correspondant à l'orientation $\langle 100 \rangle$, associé à chaque élément de la plaque. Le modèle numérique de tir sur une plaque maintenue par les mors a été mis en place avec l'outil LS-Prepost (cf. fig. 3.15).

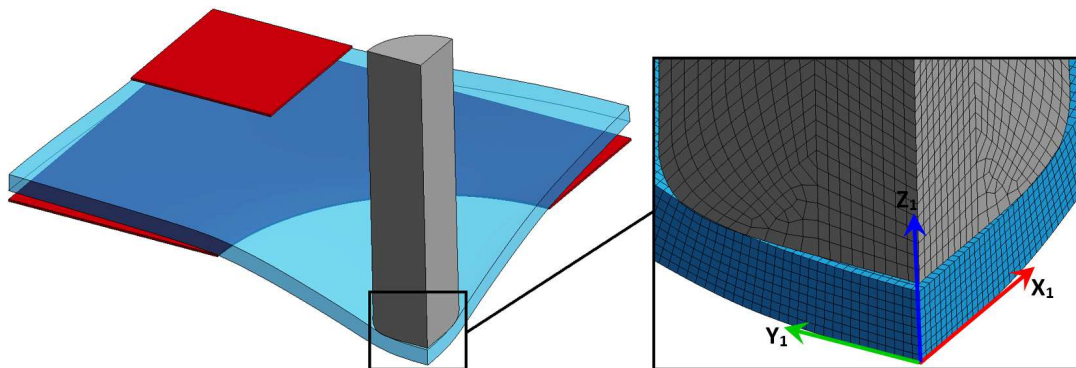


FIGURE 3.15 – Modèle éléments-finis pour les simulations de tirs sur une plaque en MC2 orientée $\langle 100 \rangle$

La loi matériau 157 de LS-Dyna étant incompatible avec la résolution implicite, la phase initiale de serrage de la plaque par les mors est gérée par la technique de relaxation dynamique en explicite qui consiste à réduire les vitesses artificiellement à chaque pas de temps du calcul (i.e. amortissement) [28]. L'état d'équilibre est vérifié (i.e. convergence) dès lors que l'énergie cinétique est négligeable par rapport à l'énergie cinétique du système (i.e. $\frac{E_{Cin}}{E_{Int}} < 5\%$). La phase de tir est ensuite déclenchée par une bascule vers le schéma d'intégration explicite standard, par la mise en vitesse du projectile et par l'activation des contacts. Suite au rebond du projectile ou à la perforation totale de la plaque, une phase d'amortissement permet

de calculer l'état au repos (i.e. après retour élastique) de la plaque isostatique après impact. Cette procédure en un seul calcul avec 3 phases est synthétisée en figure 3.16.

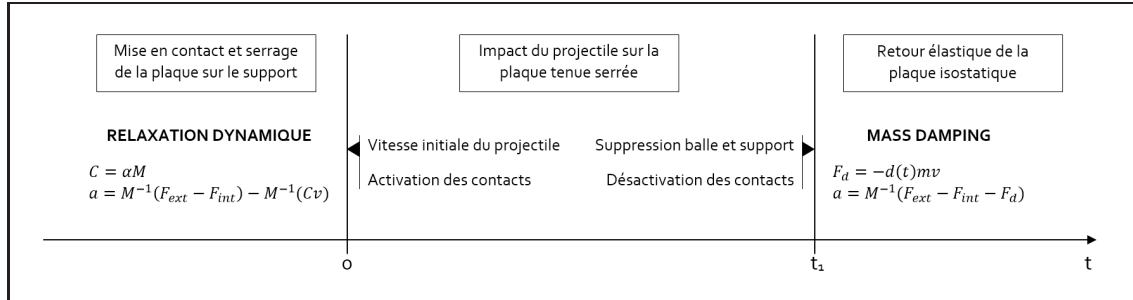


FIGURE 3.16 – Procédure de calcul explicite pour les tirs sur plaques en MC2

Comportement du projectile en acier Même si le comportement du projectile est a priori très rigide par rapport à celui de la plaque, un modèle de Johnson-Cook est utilisé pour décrire la réponse de l'acier 25CD4 (25CrMo4) à de grandes vitesses de déformation. Des jeux de données pour ce matériau sont disponibles dans la littérature (cf. tab. 3.3) :

A (MPa)	B (MPa)	C	n	$\dot{\epsilon}_0$ ($m s^{-1}$)
1029	739	0.04	0.25	0.001

TABLEAU 3.3 – Jeu de paramètres de la loi de Johnson-Cook simplifiée pour l'acier 25CD4 obtenu par essais de compression dynamique sur barres de Hopkinson, extrait de [115]

Plusieurs hypothèses simplifient la modélisation de l'essai de tir sur plaque : D'abord, de par la rapidité du phénomène d'impact, celui-ci est supposé adiabatique (i.e. pas d'échange de chaleur entre le projectile et la plaque). Ensuite, le gradient de température dans la plaque inhérent à la méthode de chauffage par induction n'est pas pris en compte (i.e. ensemble de la plaque à 1000°C). Enfin, la valeur du coefficient de frottement entre le projectile et la plaque est choisi à 0.1.

Validation du comportement viscoplastique anisotrope du MC2 Le test n°17 est pris comme référence car il s'agit d'un essai sur une plaque orientée <100>

3. Impact balistique sur des structures monocristallines

à 1000°C et à l'énergie limite de perforation. Dans ce cas, le projectile de longueur 20mm impacte la plaque à une vitesse de 100m/s. Comme illustré sur la figure 3.17, le comportement macroscopique de la plaque est bien retranscrit par la simulation puisqu'il y a moins de 3% d'écart entre les flèches réelle et calculée, celle-ci étant d'environ 3mm.

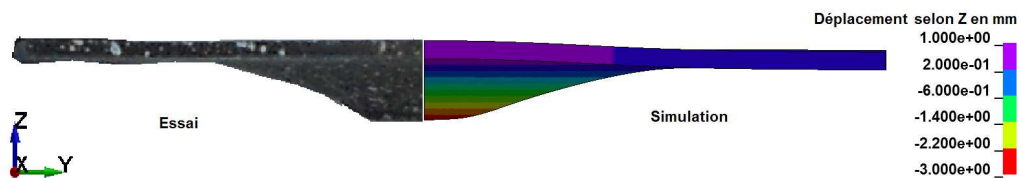


FIGURE 3.17 – Comparaison du profil réel de la plaque après impact (à gauche) à la forme résiduelle obtenue par la simulation (à droite)

Pour compléter cette analyse, les champs de déformation résiduelle calculés sont comparés aux mesures effectuées par corrélation d'images. La figure 3.18 compare les résultats expérimentaux et numériques obtenus en faces amont (i.e. face avant) et aval (i.e. face arrière). Dans le voisinage de la zone d'impact, la simulation concorde à l'essai (répartition et niveaux des déformations résiduelles) : sur la face amont (a), la déformation mesurée est de l'ordre de 5% ; sur la face aval (b), elle est d'environ 10%. Dans le calcul, le maximum de déformation atteint 12% en face arrière au niveau du contact.

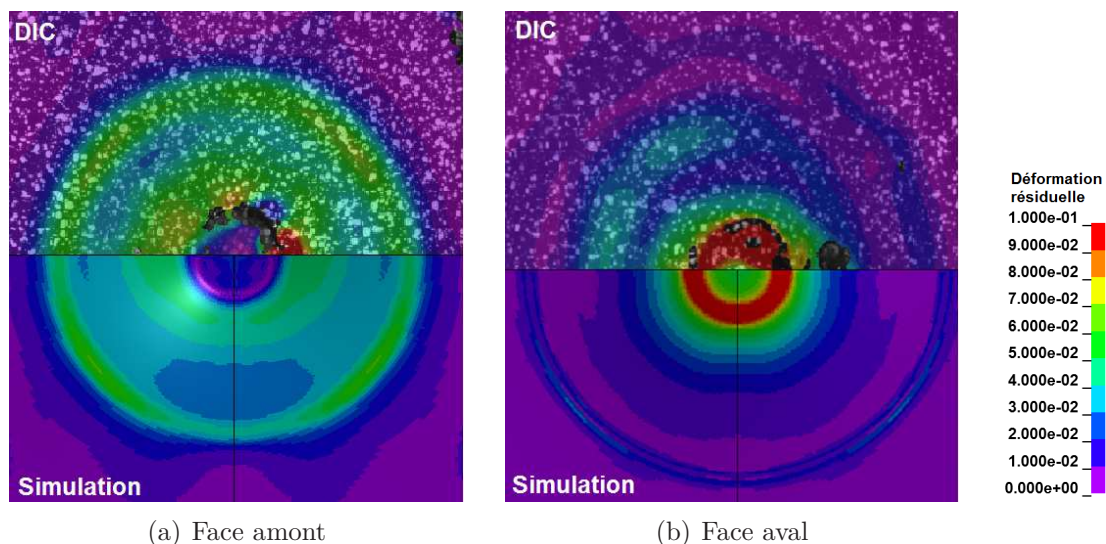


FIGURE 3.18 – Comparaison des déformations résiduelles sur les faces amont et aval de la plaque impactée non-perforée

L'un des intérêts principaux de la simulation est d'apporter des données difficilement accessibles en essai. Ainsi, au voisinage de la zone d'impact, la vitesse de déformation plastique est estimée à environ $2000s^{-1}$ et la sollicitation en face arrière de la plaque correspond bien à un chargement de traction biaxiale (i.e. valeur de triaxialité des contraintes égale à 0.66). A partir de ce cas à la limite de perforation, dont le comportement viscoplastique a été validé, un critère de rupture en déformation plastique pourra être calibré pour prendre en compte la perforation.

3.3.2 Calibration d'un critère de rupture dépendant du taux de triaxialité

Dans cette partie, la calibration d'un critère de rupture dépendant du taux de triaxialité des contraintes est basée sur l'hypothèse que le mode de rupture pour les tirs à "basse" énergie est différent de celui à "haute" énergie d'impact. Il a été montré au paragraphe 3.2.2 que l'énergie cinétique d'impact conditionne le mode de rupture des plaques (cf. fig 3.6). En effet, à des vitesses d'impact importantes (i.e. $> 180m/s$), la localisation des déformations au niveau de la zone de contact entraîne la rupture par poinçonnage (i.e. cisaillement). En revanche, lorsque le chargement est opéré à de plus basses vitesses (i.e. $< 100m/s$), la rupture survient d'abord sur la face arrière qui est sollicitée principalement en traction équi-biaxiale. La figure 3.19 présente les allures typiques de profils de plaques en MC2 obtenus expérimentalement dans ces deux cas particuliers.

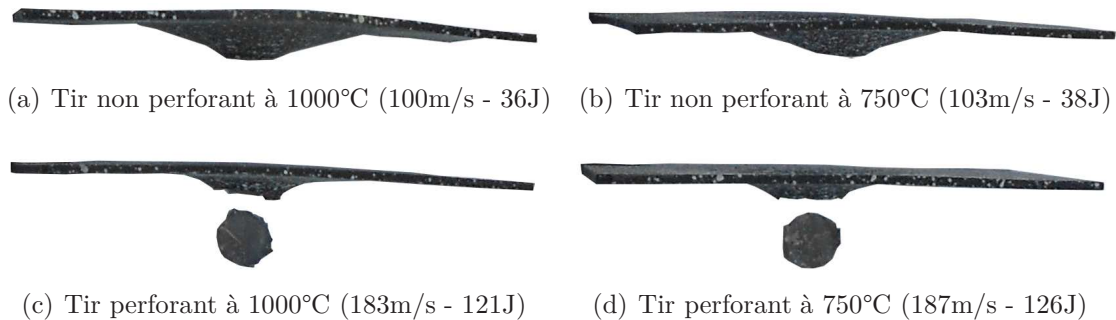


FIGURE 3.19 – Profils de plaques obtenus pour des tirs à la limite de perforation et à plus haute vitesse. Les capsules éjectées sont circulaires car le cisaillement est localisé le long du périmètre de l'impacteur (poinçonnage)

Cet effet a également été mis en évidence dans des simulations de tirs sur plaques par l'analyse des trajets de chargement dans la zone de rupture (cf. fig. 3.20(b)). Dans la configuration d'un essai de tir à 1000°C, l'analyse du taux de triaxialité des contraintes au niveau des éléments qui plastifient fortement montre un effet de la vitesse d'impact sur l'état de contrainte. Dans la thèse sur l'impact balistique de

3. Impact balistique sur des structures monocristallines

Kpenyigba [116], il est montré que le taux de triaxialité des contraintes dans la zone d'impact dépend principalement de la géométrie du projectile (plat, dominé par le cisaillement et hémisphérique, dominé par la traction équi-biaxiale) mais également que sa valeur varie au cours de l'essai et que les modes de rupture peuvent être mixtes.

La prise en compte de l'état de contrainte dans le critère de rupture a été abordée au chapitre 1 (§1.4.2). Cela améliore efficacement la modélisation, notamment pour la réponse en flexion de structures élancées telles que les plaques ou les pales, en distinguant les comportements en traction et en compression et en retranscrivant ainsi l'ouverture en face arrière constatée sur les plaques. Les mesures expérimentales réalisées sur les plaques par corrélation d'images permettent d'identifier des niveaux distincts de déformation à rupture correspondant aux deux types de chargement mis en évidence : traction bi-axiale pour les tirs à "basse" vitesse ou cisaillement pour les tirs à plus grande vitesse. Ces données, synthétisées sur la figure 3.20(a), montrent que le niveau de déformation à rupture est pratiquement deux fois plus élevé en cisaillement qu'en traction et ce, pour les deux températures étudiées (i.e. le rapport moyen des déformations vaut $\bar{\alpha} = 0.56$).

$V_{\text{impact}}(m/s)$	1000°C	750°C
≤ 103	17.6%	14.9%
≥ 183	30.4%	27.6%
Ratio α	0.58	0.54

TABLEAU 3.4 – Déformation maximale mesurée en face arrière par corrélation d'images

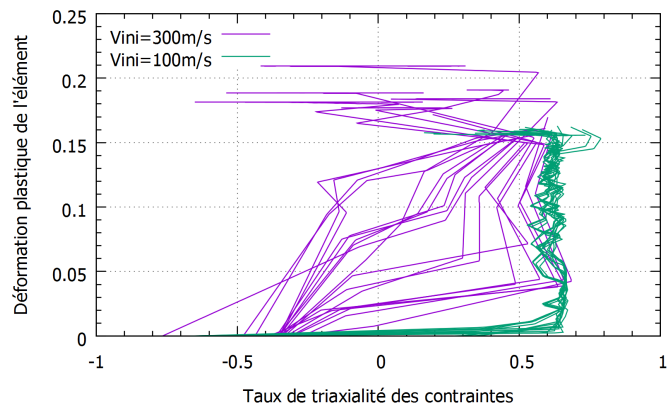


FIGURE 3.20 – Trajets de chargement dans la zone de rupture obtenus pour deux simulations de tirs sur plaque à différentes vitesses

Afin de décrire ces conditions de perforation, le taux de triaxialité des contraintes $\chi = \frac{p}{\sigma_{eq}}$, rapport de la pression hydrostatique et de la contrainte équivalente de von Mises (cf. eq. 1.12 et 1.18), est utilisé comme variable dans la définition de la déformation plastique à rupture [117, 118]. Dans le cas présent, la loi d'évolution du modèle d'endommagement de Johnson-Cook ne peut pas être utilisée car elle nécessite l'identification de trois paramètres (D_1 , D_2 et D_3 , cf. eq. 1.19) alors que seulement deux types de chargement ont été caractérisés. Ainsi, un modèle simplifié à deux paramètres, issu de la littérature [119], est choisi pour modéliser la rupture du matériau. La valeur de la déformation plastique à rupture est alors définie comme

suit :

$$\begin{aligned} \text{Si } \chi > 0 : \quad \varepsilon_f(\chi) &= Ae^{-B\chi} \\ \text{Si } \chi < 0 : \quad \varepsilon_f(\chi) &= A \end{aligned} \quad (3.6)$$

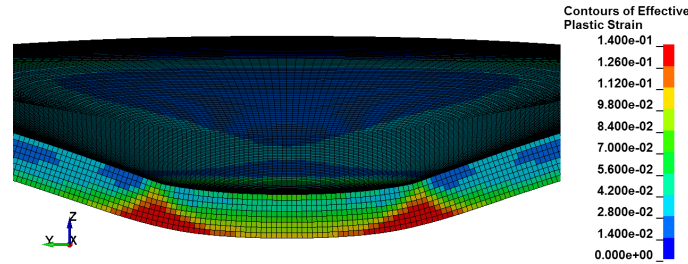


FIGURE 3.21 – Vue en coupe du modèle montrant la localisation de la déformation plastique en face arrière pour un tir à la limite de perforation. La taille caractéristique des éléments est de 0.125mm.

Les paramètres A et B sont calibrés à partir d'une simulation à la limite de perforation correspondant à un chargement de traction équi-biaxiale (i.e. $\chi = 0.66$) dans laquelle la valeur de la déformation plastique à rupture est estimée, pour une taille d'élément caractéristique de 0.125mm, à 14% (cf. fig. 3.21). Le niveau en cisaillement est ensuite déterminé en appliquant le rapport $\bar{\alpha} = 0.56$ obtenu expérimentalement.

$$\varepsilon_f(0.66) = Ae^{-B \cdot 0.66} = 0.14 \quad (3.7)$$

$$\varepsilon_f(0) = \frac{\varepsilon_f(0.66)}{\bar{\alpha}} \quad (3.8)$$

$$\text{D'où : } A = 0.25 \quad \text{et} \quad B = 0.88 \quad (3.9)$$

Ainsi, l'évolution de la déformation plastique à rupture en fonction de la triaxialité des contraintes est présenté sur le graphique fig. 3.22 :

En pratique dans le code LS-Dyna, l'activation du modèle d'endommagement GISSMO [37] permet d'exploiter directement la courbe de la figure 3.22 dans la définition d'un critère de rupture [120,121]. Une variable d'endommagement est calculée selon l'équation 3.10 puis utilisée, sans couplage, pour supprimer des éléments du maillage dès que $D \geq 1$, par la méthode d'érosion.

$$\Delta D = \frac{\Delta \varepsilon_p}{\varepsilon_f} \quad (3.10)$$

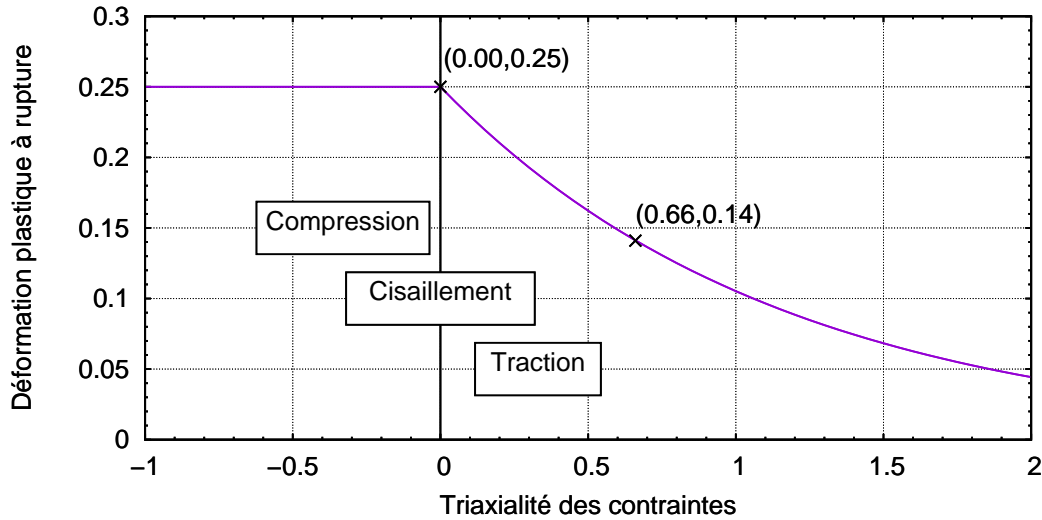


FIGURE 3.22 – Calibration du critère de rupture en déformation plastique avec dépendance au taux de triaxialité des contraintes

Cette phase de calibration du niveau de déformation à rupture étant basée sur les résultats d'une simulation d'impact sur plaque, ce critère est valable en l'état uniquement pour des éléments de longueur caractéristique 0.125mm. Or, la géométrie complexe des pales ne permet pas d'utiliser la même taille d'élément dans tout le profil. Ainsi, afin de limiter la dépendance inhérente de la déformation à la taille des éléments, une étude de sensibilité au maillage a été menée afin de régulariser le critère pour les simulations de départ de pale.

3.3.3 Étude de sensibilité au maillage

De par les effets de localisation, la valeur de la déformation locale est dépendante de la taille des éléments (voir démonstration [35]§3.7). Un essai académique de flexion trois points a été modélisé dans le but de calibrer une courbe de régularisation pour des maillages non uniformes (cf. fig. 3.23). Trois poutres de dimensions 3x3x30mm sont discrétisées avec des éléments briques de longueur caractéristique, l_c égale à 0.125mm, 0.3mm ou 0.5mm. Les déplacements des mors (entités rigides) sont imposés afin de charger en flexion les éprouvettes jusqu'à des niveaux de déformations suffisants pour, avec le critère précédemment établi, amorcer la rupture en traction.

Dans la simulation, le modèle le plus fin est celui qui rompt le plus tôt puisque la déformation plastique est davantage localisée (cf. fig. 3.25(a)). Pour limiter cet effet du maillage, une courbe de régularisation, qui consiste à appliquer un facteur

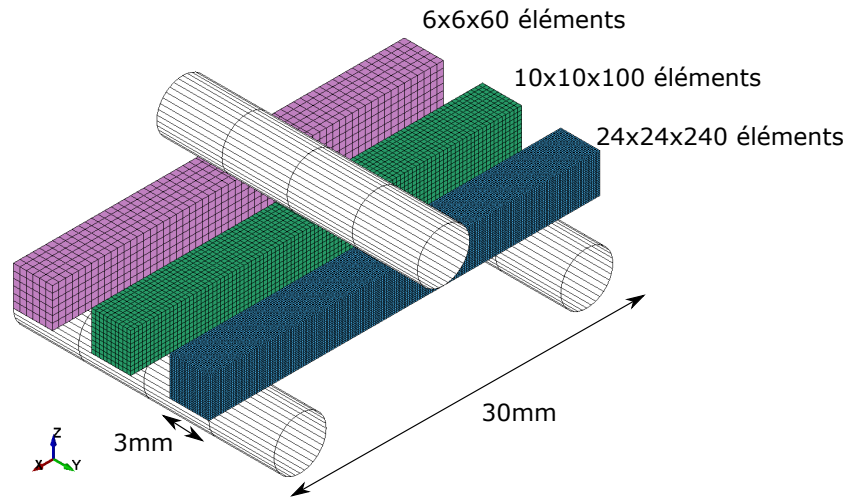


FIGURE 3.23 – Modèle éléments-finis de flexion trois points

(noté λ) sur le niveau de déformation plastique à rupture, est définie à partir des trois niveaux de déformation mesurés au moment de la première rupture et des trois longueurs caractéristiques des éléments. Ainsi, il est possible d'ajuster les paramètres A et B d'une fonction de type puissance tel que $\lambda(l_c) = Al_c^{-B}$ pour définir la courbe de régularisation du critère pour des tailles d'éléments allant de 0.025mm à 2mm (cf. fig. 3.24).

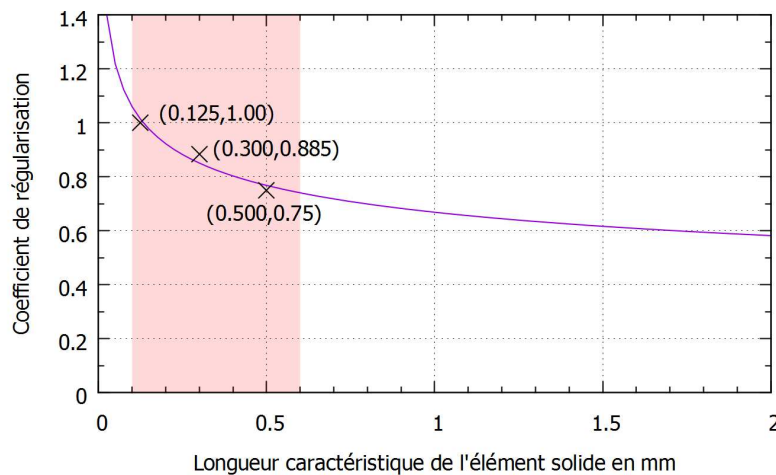


FIGURE 3.24 – Courbe de régularisation déterminée à partir d'une simulation de flexion trois points. La zone en rouge correspond à la plage de valeurs pour les simulations sur des configurations industrielles.

Les effets de cette technique de régularisation sont mis en évidence à travers l'analyse des efforts transitoires de contact sur le mors central. Ainsi, lorsque le critère est régularisé, les comportements à rupture des éprouvettes sont uniformisés

pour les trois discrétisations étudiées (cf. fig. 3.25(b)). En pratique dans le code LS-Dyna, la régularisation est utilisée directement dans le modèle GISSMO.

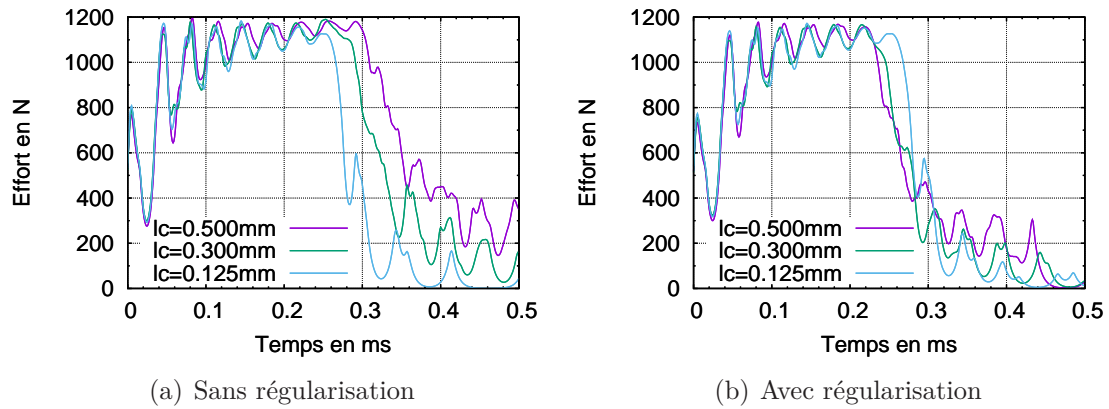


FIGURE 3.25 – Effet de la régularisation du critère de rupture sur le comportement à rupture des éprouvettes de flexion

3.3.4 Application aux essais de tirs sur plaques

Des simulations de tirs perforants sur les plaques en MC2 ont été réalisées à des vitesses d'impact allant de 100m/s à 300m/s et avec les deux types de projectile (i.e. L égal 10mm ou 20mm). Comme la rupture par érosion peut introduire des modes de bifurcation éventuellement non symétriques, un modèle complet est utilisé. Celui-ci est présenté sur la figure 3.26 dans le cas d'un impact à 220m/s avec le projectile de longueur 20mm.

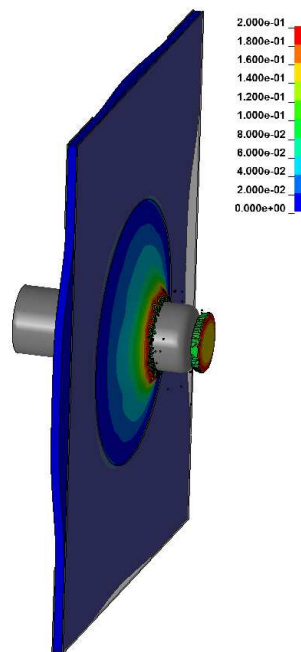


FIGURE 3.26 – Simulation d'un tir perforant à 220m/s sur une plaque en MC2

Dans les études d'impact sur plaques [116], les courbes balistiques sont couramment analysées afin de valider les résultats des simulations par rapport aux essais. Dans les années 1960, Recht et Ipson [122] ont proposé un modèle analytique pour estimer, dans le cas d'un impact normal sur une plaque, la vitesse résiduelle, V_R , d'un projectile de forme quelconque à partir de sa vitesse initial, V_0 , des propriétés massiques du couple impacteur/impacté et de la vitesse balistique limite, V_B . La formule analytique simplifiée proposée ensuite par Zukas et Nicholas [123] et notamment utilisée dans les travaux de Herran [24] a été choisie pour ajuster des courbes balistiques théoriques aux résultats des simulations (cf. eq. 3.11 et tab. 3.5).

$$V_R = p_1(V_0 - V_B)^{\frac{1}{p_2}} \quad (3.11)$$

où p_1 et p_2 sont les paramètres ajustés

L(mm)	10	20
$V_0(m/s)$	166	105
p_1	9.15	5.54
p_2	1.51	1.36

TABLEAU 3.5 – Paramètres du modèle analytique

Les courbes balistiques expérimentales et numériques de la campagne de tirs sur plaques en MC2 sont présentées figure 3.27. Les résultats des simulations obtenus avec le critère de rupture calibré pour un tir à l'énergie limite de perforation et prenant en compte l'effet de la triaxialité concordent avec les données expérimentales, et ce pour les deux longueurs de projectile.

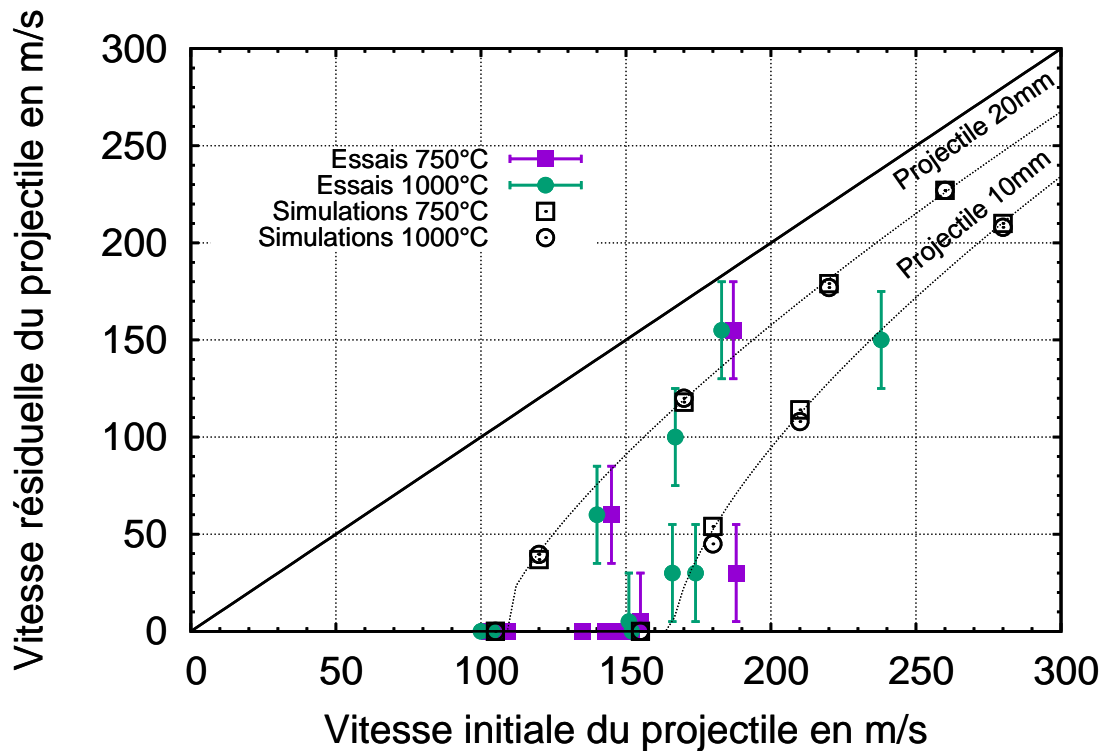


FIGURE 3.27 – Vitesses résiduelles expérimentales et calculées pour les deux longueurs d'impacteurs

Effet de l'orientation secondaire Expérimentalement, il a été montré que l'orientation cristalline de la plaque ($\langle 100 \rangle$ ou $\langle 110 \rangle$) a peu d'effet sur l'énergie limite de perforation et les vitesses résiduelles estimées (cf. §3.2). En revanche, elle conditionne l'orientation des macro-fissures et donc des plans de fragmentation.

Numériquement, il est constaté que le changement du repère matériel de $\langle 100 \rangle$ à $\langle 110 \rangle$ conduit, dans certains cas, aux mêmes changements d'orientation des macro-fissures obtenus expérimentalement. La figure 3.28 montre qu'une rotation de 45° du repère matériel associé à chaque élément du maillage autour de l'axe Y modifie les directions privilégiées des fissures. Ainsi, le modèle de comportement anisotrope mis en place au chapitre 2 est capable de retranscrire, dans un cas simple et sous réserve d'un maillage suffisamment fin (typiquement $l_c = 0.125mm$), l'effet de l'orientation cristalline sur la rupture.

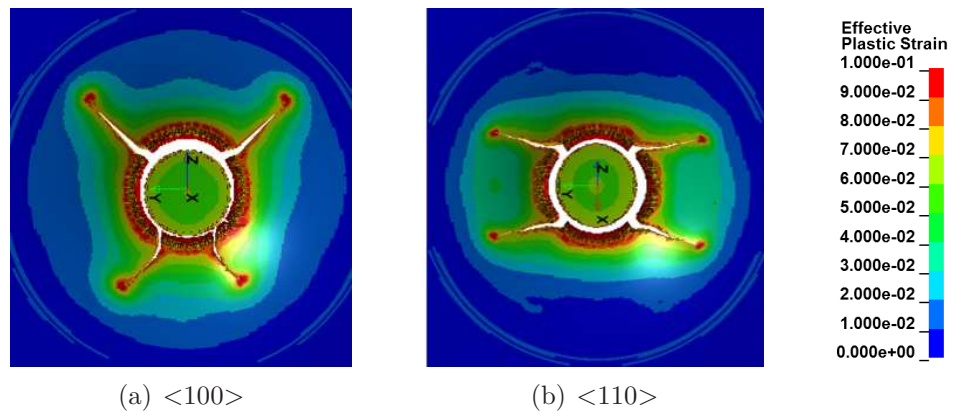


FIGURE 3.28 – Orientations de macrofissures obtenues par la simulation d'impact avec le modèle anisotrope phénoménologique et un maillage de longueur caractéristique $l_c = 0.125mm$

Cependant, en changeant certaines conditions du calcul telles que la vitesse initiale du projectile ou la taille des éléments dans la zone d'impact, cet effet du changement de l'orientation n'est plus constaté car les fissures suivent la forme du maillage (suppression de bandes d'éléments rectilignes inhérente à la méthode d'érosion). Pour améliorer la robustesse de ces calculs avec perforation, l'utilisation d'une loi matériau non locale pourrait permettre de limiter la dépendance à la forme du maillage. Également, la méthode de propagation de fissure X-FEM pourrait être envisagée.

Pour les simulations de perte de pale, dans lesquelles les chargements sont fortement multi-axiaux, la préservation des performances de calcul nécessite d'utiliser des maillages plus grossiers (typiquement $l_c > 0.3mm$), ce qui ne permet pas d'estimer les effets de l'orientation sur la propagation de fissures. Au moment des premiers impacts de la pale lâchée sur l'anneau, la méthode de rupture par érosion peut conduire à une perte de masse non-négligeable. Ainsi, pour améliorer le bilan énergétique des calculs (i.e. conservation de la masse et de la quantité de mouvement) une méthode de modélisation hybride, qui consiste à remplacer

3. Impact balistique sur des structures monocristallines

un élément supprimé par une particule SPH, est mise en place. Ces travaux sont présentés au chapitre 4 (cf. §4.2.4).

Le bilan énergétique réalisé pour ces deux simulations conduit au même constat qu'en essais, à savoir que l'orientation a peu d'effet sur la réponse macroscopique de la plaque sous impact. Les évolutions des énergies cinétique du projectile et interne de la plaque sont très proches dans les deux cas (cf. fig. 3.29).

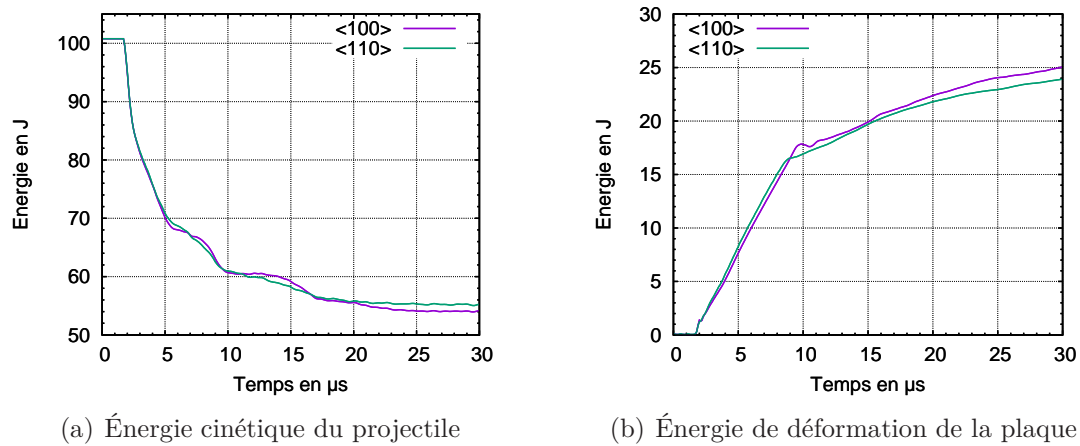


FIGURE 3.29 – Bilan énergétique de calculs de tirs sur plaques pour deux orientations

3.4 Impact sur pales monocristallines de turbines haute pression

Les essais académiques de compression dynamique et de tirs sur plaques ont permis d'établir une modélisation empirique de la réponse viscoplastique et de la rupture sous impact du MC2 à des températures de 750°C et 1000°C. Pour valider ce modèle sur des configurations industrielles, des essais technologiques de tirs sur pales statiques sont mis en place.

Deux types de pales en MC2 représentatives des géométries des turbines HP Turbomeca sont choisies dans cette étude. Ces pales ont été réceptionnées à l'état brut de fonderie, ce qui signifie que les opérations d'usinage du pied de sapin définissant les portées d'aube n'ont pas été réalisées. Les traitements de mise en solution et de vieillissement sont effectués selon la pratique de Turbomeca (cf. §2.1).

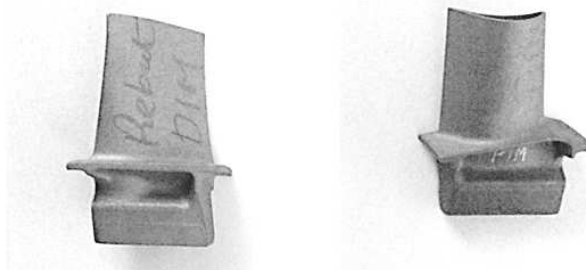


FIGURE 3.30 – Pales de turbines haute pression étudiées : Type A (à droite) et Type B (à gauche)

Les deux géométries étudiées, appelées type A et type B, correspondent respectivement à une pale à baignoire (massive et de cambrure plus prononcée avec une cavité en sommet de profil) utilisée dans des turbines à impulsion du flux d'air (cf. fig. 3.31(a)), et à une pale "pleine" plus élancée avec un angle d'incidence plus grand, utilisée dans des turbines à réaction (cf. fig. 3.31(b)).

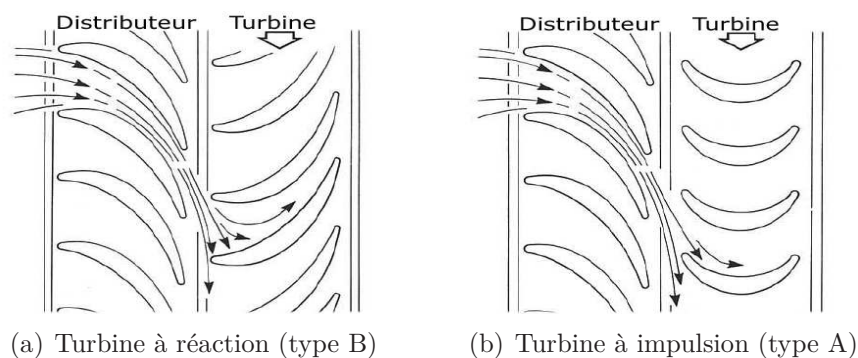


FIGURE 3.31 – Illustration des deux types de turbines étudiés, adapté de [124]

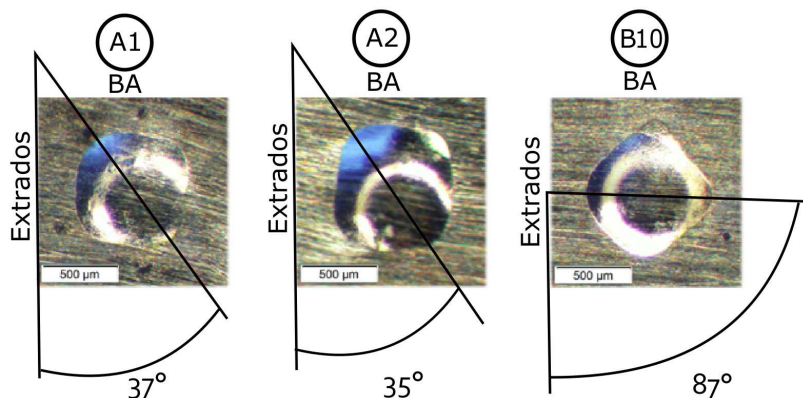


FIGURE 3.32 – Mesures de l'orientation secondaire après indentation sphérique sous le pied des pales A1, A2 et B10. La diagonale de la forme "carrée" correspond à la direction $\langle 110 \rangle$.

La direction $\langle 100 \rangle$ du monocristal étant alignée avec l'axe radial de la pale ($\pm 15^\circ$), l'orientation secondaire de chacune des pales a été évaluée par analyse de l'empreinte résiduelle après indentation sphérique en pied en supposant que la surface indentée correspond à un plan normal à la direction principale (cf. annexe B). Ainsi, les "coins" de la forme résiduelle "carrée" inhérente au comportement élastique anisotrope du MC2 renseignent sur la direction $\langle 110 \rangle$ comme montré sur les trois exemples de la figure 3.32 correspondant aux pales A1, A2 et B10. Ces mesures permettent de positionner le repère matériel de la pale dans les simulations.

3.4.1 Simulations préliminaires de départ de pale en MC2

Dans le but de définir des conditions cinématiques pour la campagne de tirs représentatives du phénomène de perte de pale en terme de vitesse et d'énergie d'impact, et de positionner le projectile par rapport aux profils, des simulations préliminaires de départ d'une pale à vitesse nominale ont été réalisées avec le code LS-Dyna.

Une attention particulière a d'abord portée sur le maillage structuré des pales car il conditionne fortement la qualité des résultats (§1.3.2). Afin de simplifier cette étape avec l'outil Ansys Mechanical, les bords d'attaque (BA) et de fuite (BF) ont été au préalable légèrement tronqués. Ainsi, une discrétisation fine et homogène de ces deux géométries relativement complexes, mais de petites dimensions par rapport aux aubes fan des turboréacteur, est obtenue avec des éléments hexaédriques (cf. fig 3.33). Quatre éléments sont présents dans l'épaisseur du profil pour la pale B et sept pour la pale A (trois aux niveaux des parois de la baignoire). Le maillage continu entre le profil et la tablette (ou plateforme) permet de prendre en compte le rayon de raccordement. De par la présence de renforts sous la tablette, le pied des pales est maillé indépendamment ce qui nécessite l'utilisation d'un algorithme de

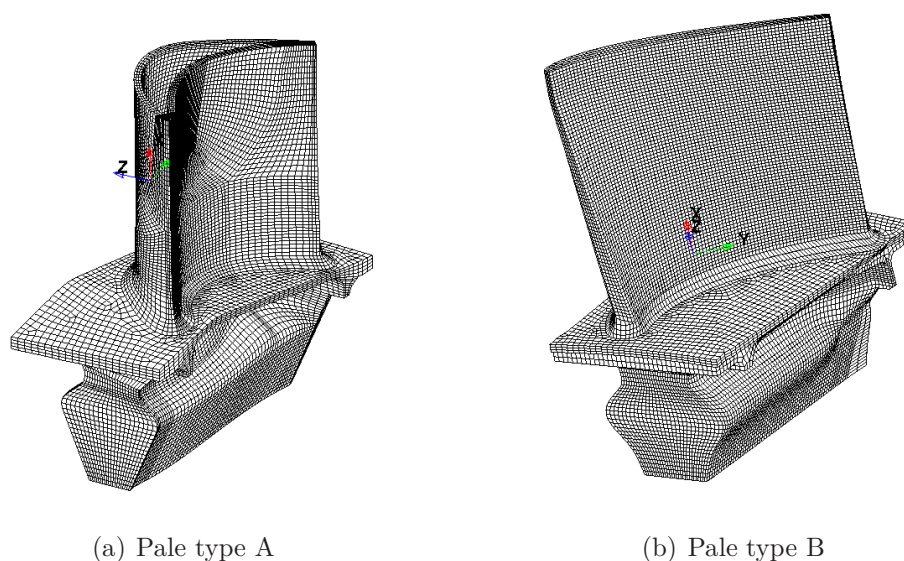


FIGURE 3.33 – Maillage des deux types de pale avec des éléments hexaédriques et position de repères matériels

contact collé dans cette zone qui est relativement rigide et suffisamment éloignée du lieu de l'impact. Enfin, il est veillé à obtenir le maillage le plus homogène possible de façon à ne pas avoir d'élément trop petit par rapport aux autres qui conduirait à une diminution drastique du pas de temps et donc pénaliserait les performances de calcul. Pour les deux maillages, la longueur caractéristique des éléments, notée l_c , est située entre 0.1 et 0.6mm. Le tableau 3.6 présente les caractéristiques des maillages pour les deux géométries de pale.

Type de pale	Nombre de nœuds	Nombre d'éléments	l_c (mm)
A	96285	83932	0.2-0.6
B	117800	103467	0.1-0.4

TABLEAU 3.6 – Informations sur le modèle de l'étage de turbine Haute Pression

Dans ces simulations simplifiées de perte de pale sur un étage de turbine HP, seules deux aubes et un anneau sont modélisés. La rupture d'une pale sous la tablette (cas défavorable) est pilotée arbitrairement par la suppression d'éléments au niveau de l'échasse. Un premier calcul de pré-charge est réalisé pour tenir compte de l'état d'équilibre des pales sous chargement centrifuge à une vitesse de rotation nominale de l'ordre de 40000tr/min. Dans les deux cas présentés, le jeu à chaud entre le sommet de pale et l'anneau est d'environ 0.2mm. La pratique de modélisation mise en place pour les calculs de perte de pale est détaillée au chapitre 4. Dans cette partie, on s'intéresse aux résultats des simulations pour estimer l'ordre de grandeur

3. Impact balistique sur des structures monocristallines

des positions et des vitesses relatives des impacts sur la pale suiveuse. La figure 3.34 et la tableau 3.7 présentent respectivement les cinématiques d'impacts pour les deux types de pales étudiés et les temps de calculs correspondants.

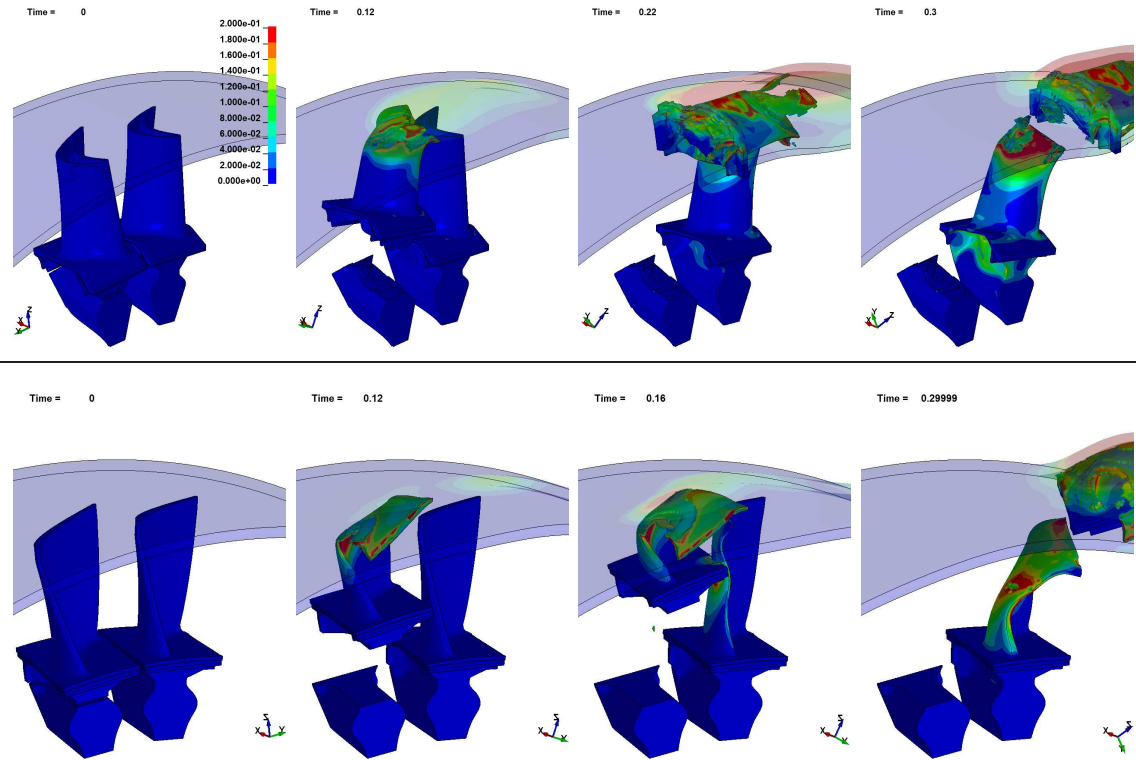


FIGURE 3.34 – Cinématiques d'impact de la pale lâchée sur la première pale suiveuse pour le type A (en haut) et le type B (en bas) dans le repère tournant. Vue des champs de déformation plastique. Le temps est exprimé en millisecondes.

Simulation	Durée	Pas de temps initial	Nombre de cycle	Temps CPU total (4CPU)
Type A	0.3ms	4.43×10^{-6} ms	68250	2h40
Type B	0.35ms	7.79×10^{-6} ms	44773	2h17

TABLEAU 3.7 – Performances de calcul pour les simulations préliminaires de départ de pale

Dans les deux cas étudiés, l'éjection tangentielle de la pale lâchée entraîne d'abord une touche du premier profil avec le stator. Ensuite, les déformations intenses de l'anneau (par labourage) et le frottement ralentissent le débris qui est alors rattrapé par la pale adjacente. L'impact orthoradial survient alors au dessus de 50% de la hauteur du profil suiveur.

Pour le cas A, le faible angle d'incidence de la pale conduit à un impact positionné à environ 50% de la corde du profil suiveur. Du fait de sa structure massive, la pale A éjectée présente une rotation de corps rigide importante dans le plan de la roue avant impact. De plus, cette géométrie conduit à des déformations intenses des parties plus étroites, c'est-à-dire au niveau de la baignoire (>20%) et sous la plateforme (>8%, la localisation de la déformation en pied étant défavorable vis-à-vis de la tenue des pales suiveuses). La cambrure prononcée de cette pale (cf. fig. 3.31(a)) pourrait conduire à un éventuel emboîtement des profils dans le plan de la roue ce qui suggère également une sensibilité accrue au phénomène de Knocking-Off. Ces considérations relatives aux effets technologiques sont discutées au chapitre 4.

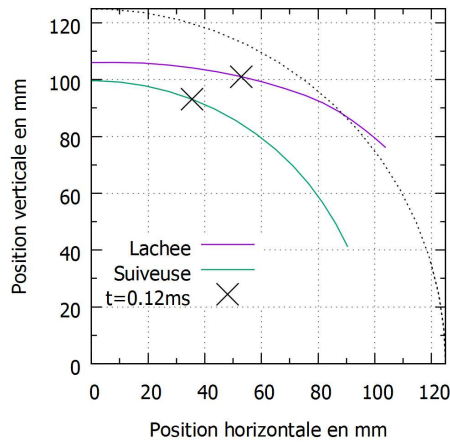
Pour le cas de la pale B, la structure élancée conduit, dans les premiers instants, à un repliement important du profil sans basculement de la partie basse du débris (tablette). Du fait de l'angle d'incidence plus élevé, l'impact le plus sévère correspond pour le type B au contact de la tablette sur le profil suiveur, à proximité de son bord d'attaque. Les déformations plastiques sont localisées à l'endroit de cet impact. L'angle d'incidence élevé de cette pale suggère une éjection rapide des débris en aval plutôt qu'un blocage permanent entre les pales suiveuses et l'anneau.

Type de pale	Hauteur du profil	Corde du profil
A	50%	50%
B	50%	30% côté BA

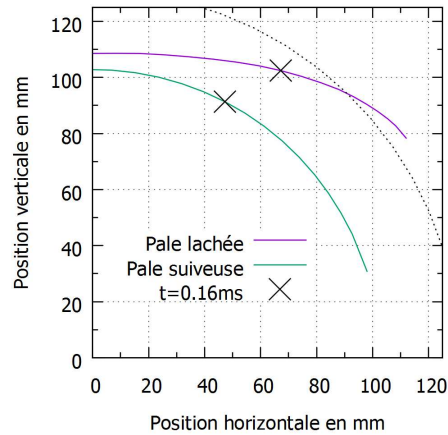
TABLEAU 3.8 – Choix de positionnement du projectile par rapport aux profils selon le type de pale pour un impact orthoradial

Les zones de contact sur les profils suiveurs ayant été identifiées (cf. tab. 3.8), une analyse plus approfondie de la cinématique est nécessaire pour évaluer les vitesses relatives orthoradiales mises en jeu lors des impacts. Ainsi, les positions des centres de gravité des pales sont présentées sur la figure 3.35. Les graphiques (a) et (b) identifient la position des pales dans le plan de la roue et dans le repère fixe au début de l'impact (à $t=0.12\text{ms}$ pour le cas A et $t=0.16\text{ms}$, pour le cas B). Les trajectoires sont très proches dans les deux configurations, avec un angle d'impact sur l'anneau d'environ 20° . Les graphiques (c) et (d) présente l'évolution au cours du temps de la position orthoradiale relative de la pale lâchée par rapport à la pale suiveuse. A partir de ces résultats, les vitesses relatives d'impact sont évaluées à 154m/s pour le cas A et 185m/s pour le cas B. En considérant, des masses des débris de 14g pour le cas A et de 12g pour le cas B, les énergies d'impact équivalentes sont respectivement de l'ordre de 170J et 205J .

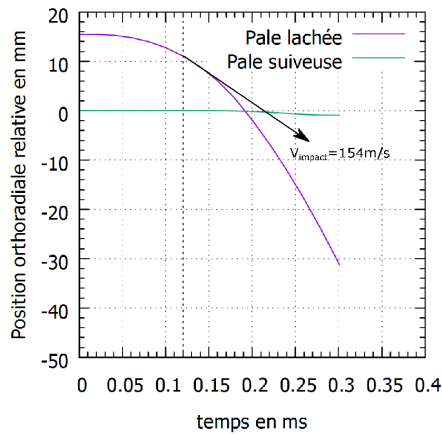
3. Impact balistique sur des structures monocristallines



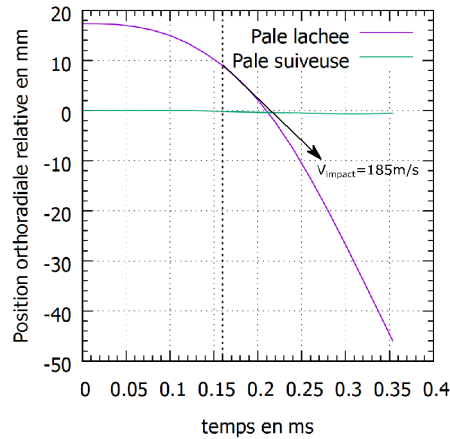
(a) Trajectoires des pales de type A dans le plan de la roue



(b) Trajectoires des pales de type B dans le plan de la roue



(c) Position orthoradiale relative de la pale lâchée par rapport à la pale suivieuse pour le type A



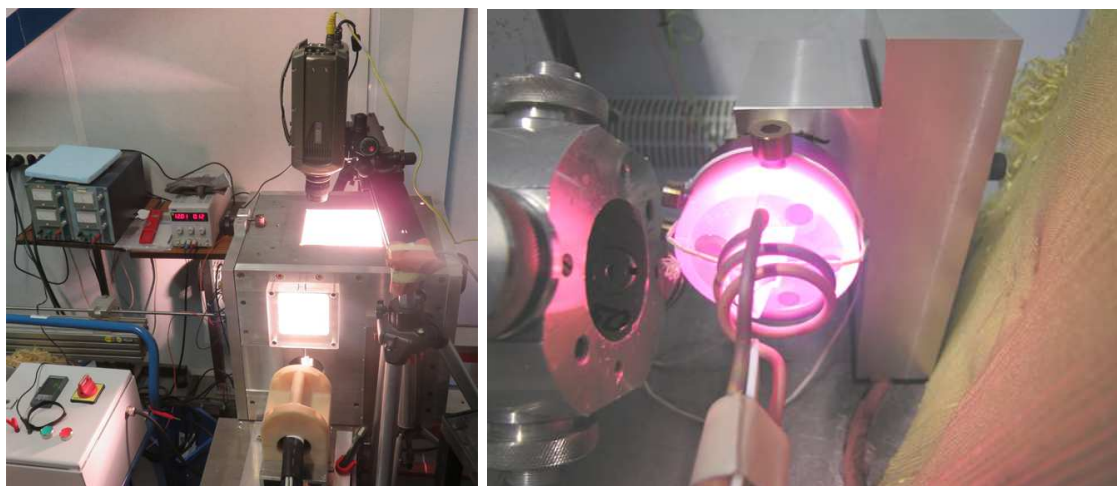
(d) Position orthoradiale relative de la pale lâchée par rapport à la pale suivieuse pour le type B

FIGURE 3.35 – Positions absolues (en haut) et relatives (en bas) des centres de gravité des pales de types A et B au cours du phénomène d'impact

Ces simulations préliminaires permettent, d'une part, de préparer la campagne de tirs sur pales en identifiant des conditions de chargements représentatives du phénomène d'impact dans un moteur (ordres de grandeurs), et d'autre part, de mettre en évidence les effets géométriques sur la cinématique et les déformations pour les deux types de pale.

3.4.2 Mise en œuvre et analyse des essais balistiques à haute température

La campagne de tirs sur pales statiques a été réalisée au banc d'essai balistique de Safran Snecma décrit sur la figure 3.1 du paragraphe 3.1. Le dispositif expérimental est présenté sur la figure 3.36. Des aubes du type A ou B sont positionnées



(a) Vue extérieure du caisson blindé

(b) Pale chauffée à 1000°C avant impact

FIGURE 3.36 – Dispositifs mis en place pour les essais de tirs sur pale

selon les préconisations précédemment établies et maintenues par un mors massif en superalliage base nickel (waspaloy). Celui-ci bloque entièrement le pied des pales et leur plateforme. Ces conditions aux limites particulières seront donc prises en compte par la suite dans les calculs. Des bobines d'induction en spirale sont utilisées pour chauffer les pales à des températures pouvant atteindre 1000°C. Ce dispositif convient pour les pales massives de type A mais il s'avère moins efficace pour les pales élancées de type B car la densité des courants de Foucault induits est plus faible au centre de la bobine. Un inducteur de forme plate aurait donc été plus adapté dans ce cas (i.e. flux transverse). Une autre difficulté de l'essai vient du chauffage collatéral du mors métallique (nettement visible sur la figure 3.36(b)), inhérent des lignes de champs magnétique, qui complique grandement les phases de montage et de démontage des éprouvettes.

Une fenêtre sur le caisson, usinée spécialement pour cette campagne d'essai, permet de positionner une caméra rapide Phantom v710 pour enregistrer des séquences d'impacts sur les profils (cf. fig. 3.36(a)). La résolution de l'image est fixée à 256 par 176 pixels, permettant ainsi d'atteindre une fréquence d'acquisition de 100000 images par secondes (100kHz) soit un intervalle de temps pour l'enregistrement de 10 μ s. La courte durée du temps de pose nécessite d'exposer fortement l'échantillon à la lumière. Ainsi, une lampe halogène 1500W est fixée à l'intérieur du caisson pour apporter l'éclairage suffisant. Le rayonnement infra-rouge des éprouvettes à hautes

3. Impact balistique sur des structures monocristallines

températures contribue également à améliorer la qualité des images enregistrées. Le logiciel d'acquisition de la caméra permet de détecter automatiquement l'arrivée du projectile sur l'image pour déclencher l'enregistrement de l'essai sur une durée de 1ms.

Le plan d'expérience réalisé est présenté dans le tableau 3.9. Seules les tirs A1, A2 et B10, et dans une moindre mesure B1, B8 et A3 (champs de déformation uniquement), sont analysés car ils correspondent aux essais les plus réussis (chauffage, maintien dans le mors, netteté de la vidéo). Les différents faciès de rupture obtenus pour les deux types de pale sont présentés sur la figure 3.37.

Test n°	Pale		Projectile m (g)	Vitesse incidente (m/s)	Énergie d'impact (J)	Observations	
	Type	T (°C)					
1	A	1000	3.57	194	67	Rebond projectile	
2			7.20	234	197	Fragmentation baignoire en 3 éclats	
3			7.20	194	135	Perforation extradados	
4			3.57	294	154	Fragmentation baignoire en 3 éclats	
5			680	7.20	211	161	Perforation extradados
6			750	7.20	238	204	Perforation extradados
10		916	3.57	145	37	Rebond projectile	
1		B	20	7.20	234	197	Fragmentation du profil
8			20	7.20	190	130	Projectile dévié
10			650	7.20	234	197	Fragmentation du profil

TABLEAU 3.9 – Résultats de la campagne de tirs sur pales : T et m sont respectivement la température de la pale et la masse du projectile. La longueur effective des projectiles est disponible dans l'annexe confidentielle ??.



FIGURE 3.37 – Différents faciès de pales après impact

Séquences d'impact sur pales Trois séquences correspondant respectivement aux pales A1, A2 et B10 sont présentées et décrites dans ce paragraphe.

La figure 3.38 présente la cinématique d'un impact sur une pale A par un projectile de longueur 10mm lancé à 194m/s (i.e. 67J) ne conduisant pas à la rupture du profil.

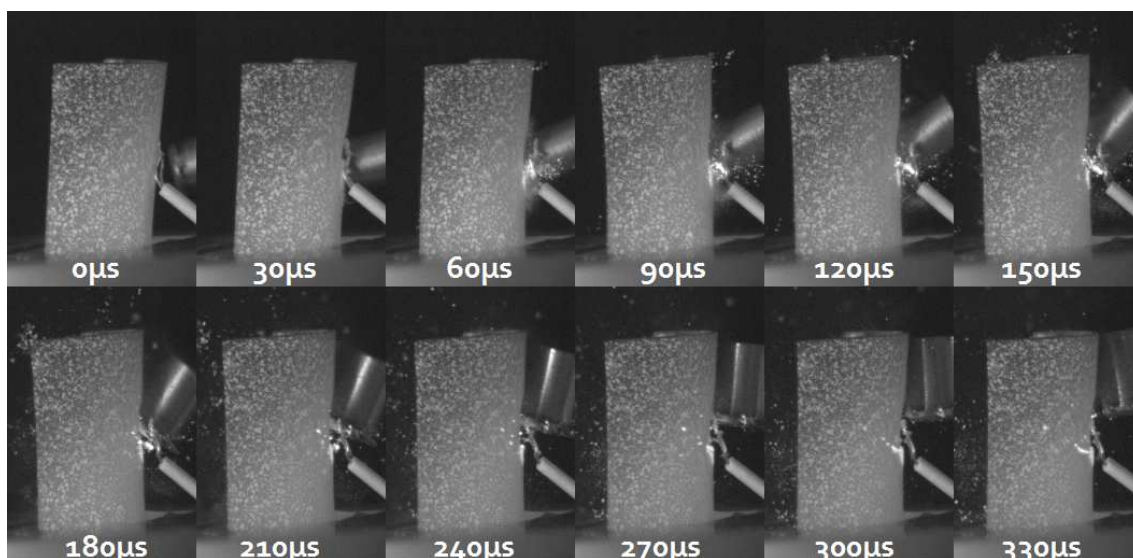


FIGURE 3.38 – Séquence de tir sur la pale A1 à 194m/s (67J) à 1000°C. Vue du côté extrados et bord de fuite.

- De $t = 0\mu s$ à $t = 60\mu s$, la déformation est d'abord localisée au niveau de la zone de contact entre la pale et le projectile.
- De $t = 60\mu s$ à $t = 150\mu s$, un mouvement global de flexion du profil succède ensuite à la réponse locale.
- De $t = 150\mu s$ à $t = 330\mu s$, la balle rebondie enfin sur le profil et celui-ci se redresse par retour élastique.

3. Impact balistique sur des structures monocristallines

La figure 3.39 présente la cinématique d'un impact sur une pale A par un projectile de longueur 20mm lancé à 234m/s (i.e. 197J, soit une énergie trois fois plus importante que dans le cas du tir A1).

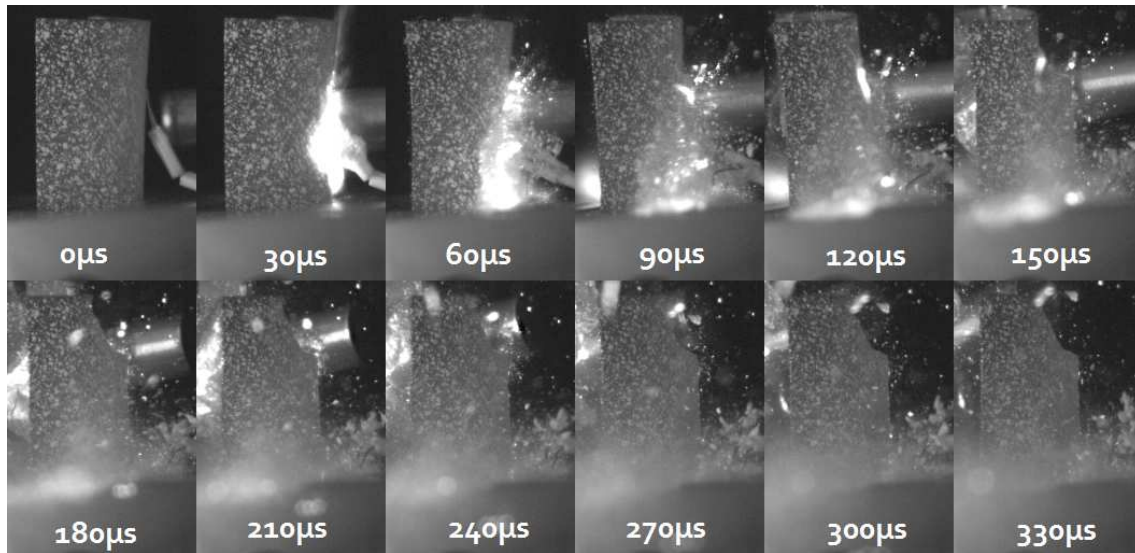


FIGURE 3.39 – Séquence de tir sur la pale A2 à 234m/s (197J) à 1000°C. Vue du côté extradados et bord de fuite.

- De $t = 0\mu s$ à $t = 60\mu s$, du fait du nuage de particule (explosion de perles du thermocouple) la zone d'impact n'est pas distincte. En revanche, le profil reste globalement dans la même position.
- De $t = 60\mu s$ à $t = 150\mu s$, le profil fléchi et des morceaux de la baignoire sont arrachés.
- De $t = 150\mu s$ à $t = 330\mu s$, la balle est déviée vers le bord d'attaque de la pale et traverse les deux parois de la baignoire.

La figure 3.40 présente la cinématique d'un impact dans la même condition que précédemment (i.e; 234m/s et 197J) mais sur une pale B.

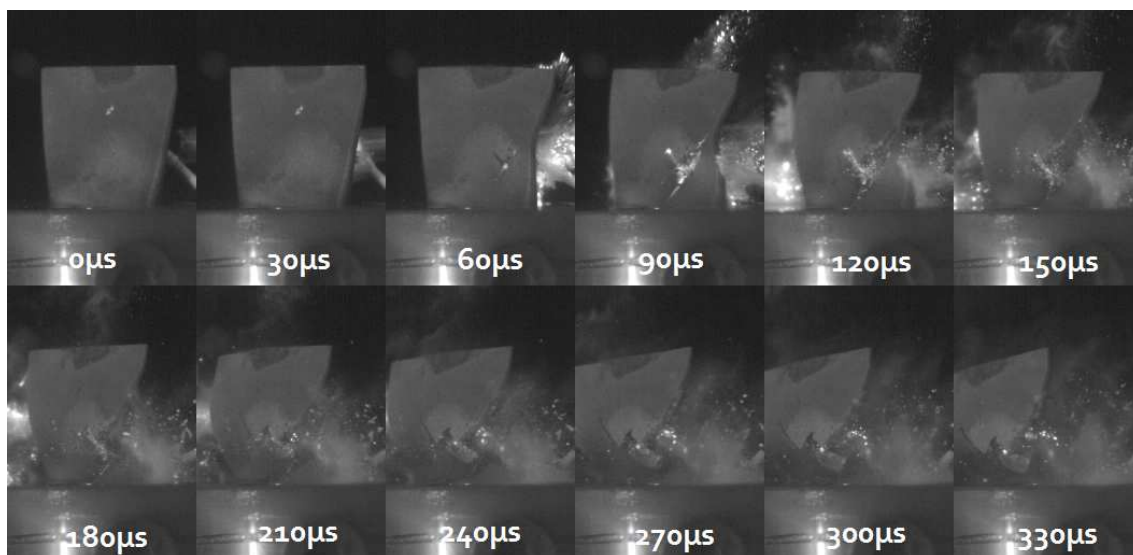


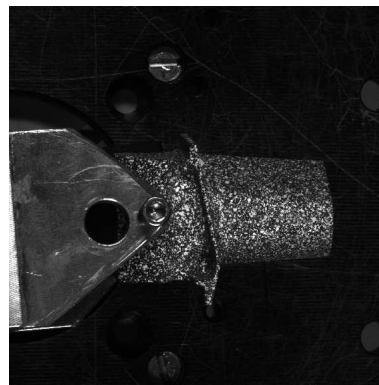
FIGURE 3.40 – Séquence de tir sur la pale B10 à 234m/s (197J) à 650°C. Vue du côté intrados et bord d'attaque.

- De $t = 0\mu s$ à $t = 30\mu s$, le contact s'initie.
- De $t = 30\mu s$ à $t = 180\mu s$, des macrofissures traversant l'épaisseur du profil et d'orientations $\pm 45^\circ$ se propagent jusqu'en pied du profil.
- De $t = 180\mu s$ à $t = 330\mu s$, les macrofissures continuent de se propager et bifurquent en suivant des angles de $\pm 90^\circ$. Le projectile frotte contre l'extrados du profil et sa trajectoire dévie en direction du bord de fuite.

Mesures par stéréo-corrélation d'images post-mortem La même méthodologie, mise en place lors de la campagne de tirs sur plaques (cf. §3.2.3), est suivie pour mesurer les déformations résiduelles des pales après impacts. Un support spécifique a été conçu pour mettre en position les pales face aux deux caméras de stéréo-corrélation. Une vis micrométrique permet de définir précisément l'orientation des profils pour les prises de vue avant et après tirs (cf. fig. 3.41(a)). Le même type de mouchetis et les mêmes paramètres de corrélation d'images que pour les plaques sont utilisés (cf. fig. 3.41(b)).



(a) Fixation d'une pale A sur le support de réglage micrométrique



(b) Vue d'un mouchetis côté extradors sur une pale A

FIGURE 3.41 – Banc optique pour la mesure des champs de déformations résiduelles sur les pales

Les mesures des déformations résiduelles sur l'extrados des pales mettent en évidence des réponses différentes entre les cas A et B (cf. fig. 3.42).

Pour le type A, une déformation dans la direction X ou Y n'est pas privilégiée. La déformation est localisée au niveau de la zone de contact. Même pour un tir à plus haute énergie d'impact (i.e. 197J), le profil se déforme peu avant la rupture ($\varepsilon < 12\%$).

Pour le type B, il est constaté que l'essentiel des déformations provient d'un allongement selon la hauteur de la pale (i.e. ε_{xx} prédominant) et que le pied des profils se déforme significativement : $\varepsilon > 8\%$ pour le cas B8 et $\varepsilon > 20\%$ pour le cas B1. L'observation de la pale B1, impactée à plus grande vitesse, montre l'apparition de macrofissures en pied du profil côté extradors (chargement de traction uni-axiale) propices à la rupture complète du profil.

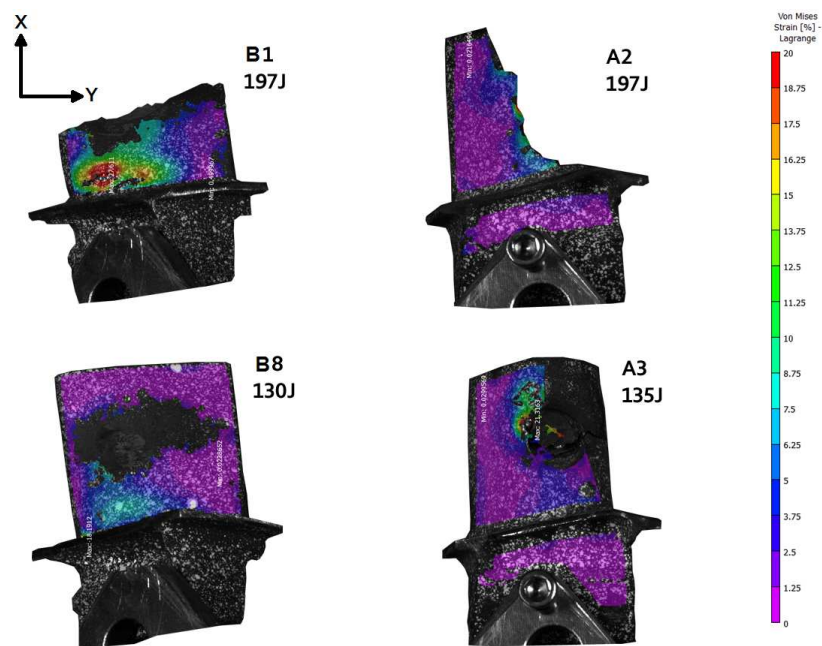


FIGURE 3.42 – Comparaison, à énergies d'impact proches, des déformations résiduelles de l'extrados de pales de type A et B dans le cas d'un rebond du projectile (en bas) et dans le cas d'une fragmentation de profil (en haut). Pour les pales de type B, la déformation est localisée en pied de profil alors que pour les pales de type A, elle reste confinée dans la zone de contact.

3.4.3 Validation des simulations de tirs sur pales monocristallines par comparaison calcul/essai

Mise en place du modèle Les essais de tirs sur pales A et B (impact normal) sont modélisés en tenant comptes des trois composants que sont : la pale en MC2, le mors rigide et le projectile en 25CD4 (cf. fig. 3.43). Ce dernier est repositionné par rapport au profil à partir de la première image des séquences vidéos. Les mors ainsi modélisés permettent de retranscrire les conditions aux limites particulières mise en place pour les essais (maintien au dessus de la tablette). Le modèle de comportement élasto-viscoplastique anisotrope associé à un repère matériel mis en place pour le MC2 à haute température est utilisé conjointement avec le critère de rupture par érosion régularisé (cf. §3.3.3). Des algorithmes de contact automatiques avec frottement ($\mu = 0.1$) de type érosif (mise à jour des surfaces libres après l'érosion d'éléments) sont gérés par la méthode des pénalités entre le profil et le projectile, la pale et le mors, et le profil avec lui-même (auto-contact).

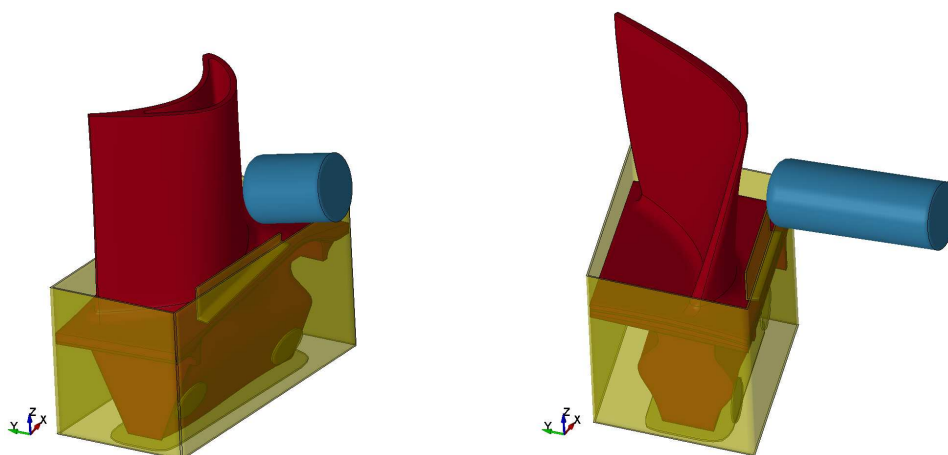


FIGURE 3.43 – Modèles éléments-finis pour les simulations de tirs sur pales de type A (à gauche) et de type B (à droite)

Dans le cas d'un impact à une énergie de 67J sur une pale A, la simulation prédit bien le comportement élasto-plastique de l'aube (cf. fig. 3.44) : déformation localisée dans la zone de contact entre la pale et le projectile, et suivi, à partir de $t = 60\mu s$, d'un mouvement de flexion global du profil d'amplitude comparable à celle de l'essai. Les trajectoires finales du projectile sont également très proches. A partir de $t = 200\mu s$, la simulation présente toutefois un retour élastique du profil plus prononcé qu'en essai, pour lequel il est constaté un léger basculement du pied de pale dans le mors.

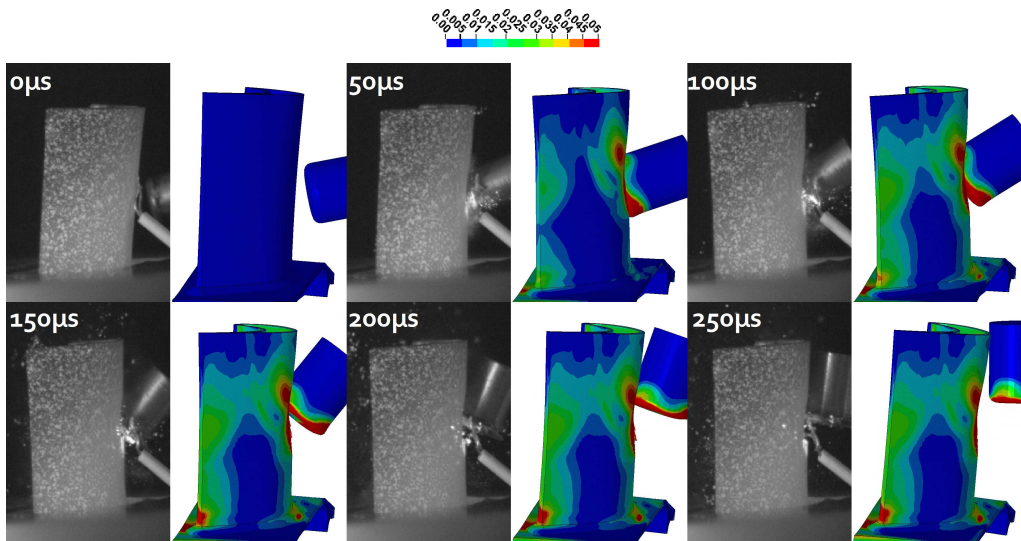
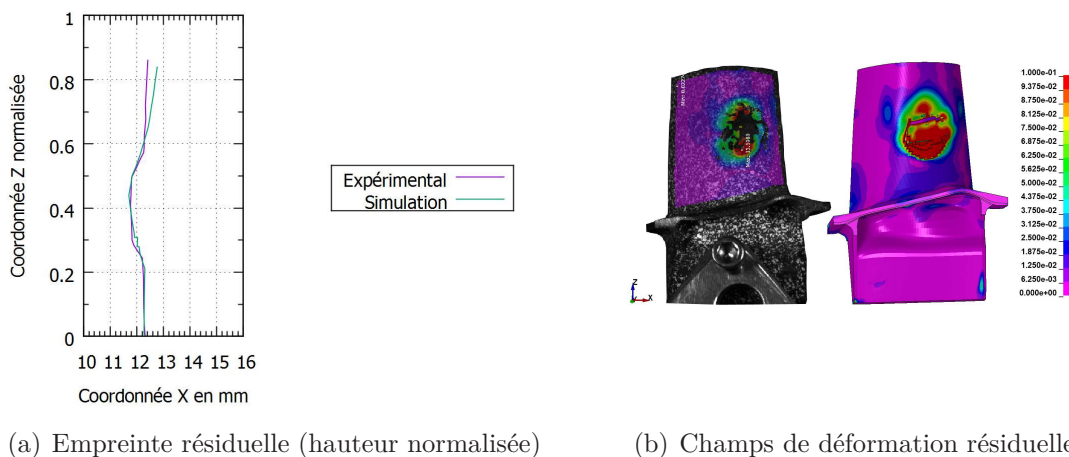


FIGURE 3.44 – Comparaison calcul/essai pour un tir sur une pale de type A, chauffée à 1000°C, à 194m/s et 67J (A1). Champs de déformation plastique.

D'autres analyses viennent confirmer la concordance des résultats de la simulation à l'essai. La figure 3.45(a) superpose les silhouettes résiduelles du profil impacté du côté extradors. Les empreintes obtenues présentent toutes deux une profondeur de 0.6mm et un diamètre de 8mm. Les champs de déformations résiduelles sont également très proches puisque la déformation dépasse 10% au centre de la zone d'impact et est inférieure à 3% au voisinage de cette zone (cf. figure 3.45(b)). De plus, la simulation fait apparaître une initiation de la perforation de la baignoire par érosion localisée d'éléments qui correspond dans l'expérience à des macro-fissures dans la zone de contact.



(a) Empreinte résiduelle (hauteur normalisée)

(b) Champs de déformation résiduelle

FIGURE 3.45 – Comparaison calcul/essai de la flèche et du champs de déformation totale résiduelle côté extradors de la pale A1 après impact

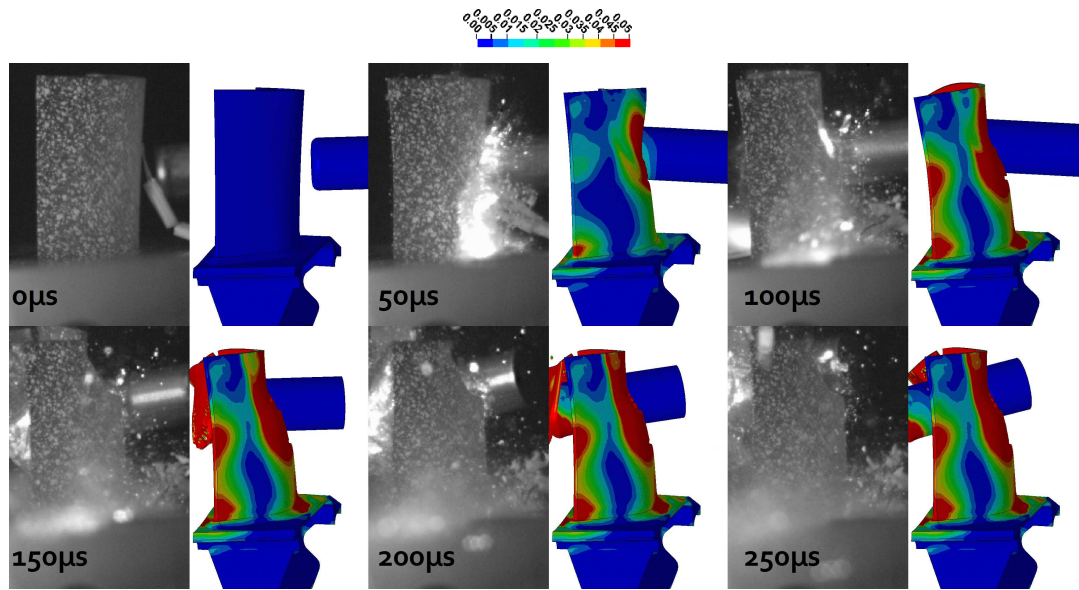


FIGURE 3.46 – Comparaison simulation/essai du tir sur une pale A, chauffée à 1000°C, à 234m/s - 197J. Champs de déformation plastique.

Pour un tir à plus grande énergie (i.e. 197J), l'expérience montre une perforation complète de la baignoire avec un arrachement d'une partie inférieure du profil du côté du bord d'attaque de la pale. Dans la simulation, le projectile est, de la même manière, dirigé d'abord vers le bord d'attaque puis traverse les deux parois de la baignoire et enfin bascule légèrement en avant. Avant la fragmentation, jusqu'à $t = 100\mu s$, la réponse globale en flexion de l'aube est bien retranscrite par le calcul. En revanche, à partir de $t = 150\mu s$, la méthode de rupture ne permet pas de faire propager des macro-fissures dans les directions privilégiées de la structure monocristalline. Sur la séquence d'impact enregistrée, l'initiation d'un plan de clivage débouchant sur la partie supérieure du profil est visible à $t = 100\mu s$ (arête lumineuse). La fragmentation du profil observée à $t = 150\mu s$ suit ensuite cette ligne selon un mode de rupture quasi-fragile.

Globalement, le comportement sous impact de cette pale de type A est bien retranscrit par le calcul. D'une part, à plus faible énergie d'impact (67J), le calcul prédit des niveaux de déformation similaires à ceux mesurés expérimentalement et une initiation de la perforation de la baignoire par érosion d'éléments. D'autre part, à plus forte énergie d'impact (197J), la simulation conduit à l'arrachement complet de la baignoire et à des niveaux de déformations tout à fait comparables aux mesures (cf. fig. 3.47).

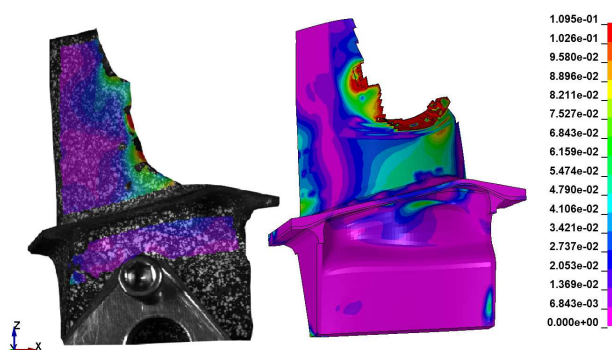


FIGURE 3.47 – Champs de déformations résiduelles obtenus expérimentalement (à gauche) et par calcul (à droite)

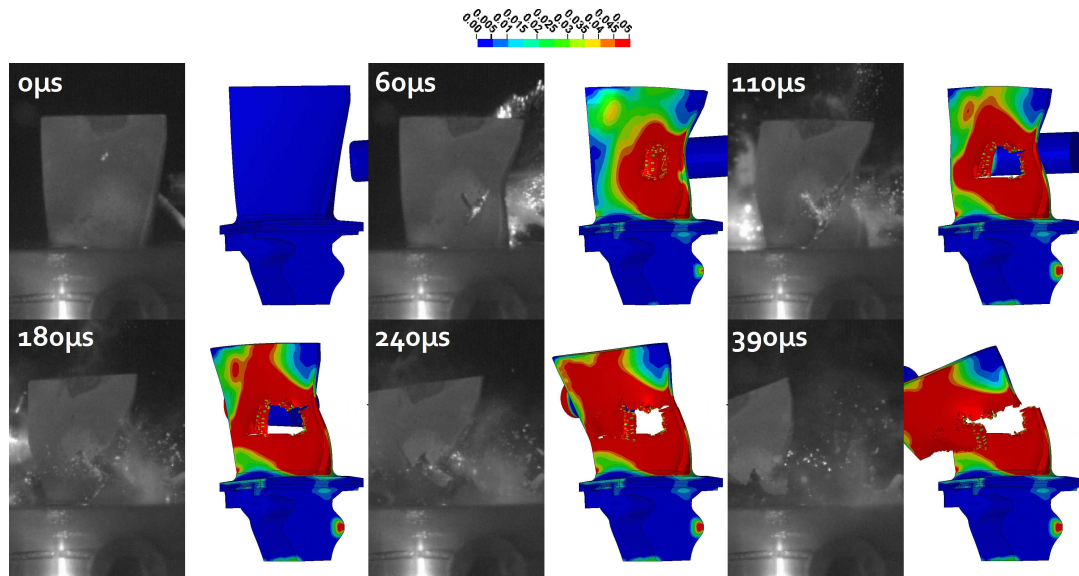


FIGURE 3.48 – Comparaison calcul/essai pour un tir sur une pale de type B, chauffée à 650°C, à 234m/s et 197J (B10). Champs de déformation plastique.

La simulation du tir sur une pale de type B à 234m/s (197J) retranscrit convenablement la réponse de la structure dans les premiers instants de l'impact (i.e. $t < 110\mu s$). Sur la figure 3.47, la courbure du bord d'attaque à $t = 60\mu s$ souligne la concordance du résultat de simulation par rapport à l'essai. Dès lors que le profil se fragmente ($t > 110\mu s$), le comportement est plus chaotique ce qui rend les prédictions par le calcul beaucoup plus difficile. Toutefois, la hauteur finale de la fragmentation au niveau du bord d'attaque de la pale, visible à $t = 390\mu s$, est très proche entre le calcul et l'expérience.

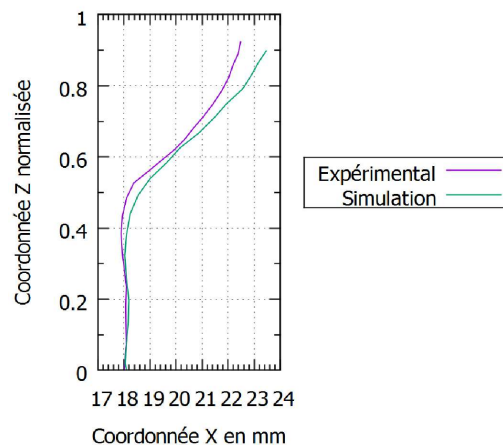


FIGURE 3.49 – Comparaison calcul/essai de la flèche côté extrados de la pale B10 à $t = 60\mu s$, juste avant fragmentation du profil (hauteur du profil normalisée)

Bilan énergétique et analyses complémentaires Les calculs de tirs sur pales réalisées permettent de prédire des cinématiques d'impact en concordance avec le comportement réel, en particulier dans les premiers instants de l'impact. Ces simulations donnent accès à des grandeurs physiques difficilement accessibles en essai. Ainsi, grâce au bilan énergétique effectué pour les trois cas considérés (A1, A2 et B10), il est intéressant d'identifier les ordres de ces grandeurs et de comparer les transferts d'énergies cinétiques et de déformation des corps étudiés. Ces données mettent en évidence le second impact sur le profil B10 par l'arrière du projectile lié au basculement de celui-ci (cf. fig. 3.50).

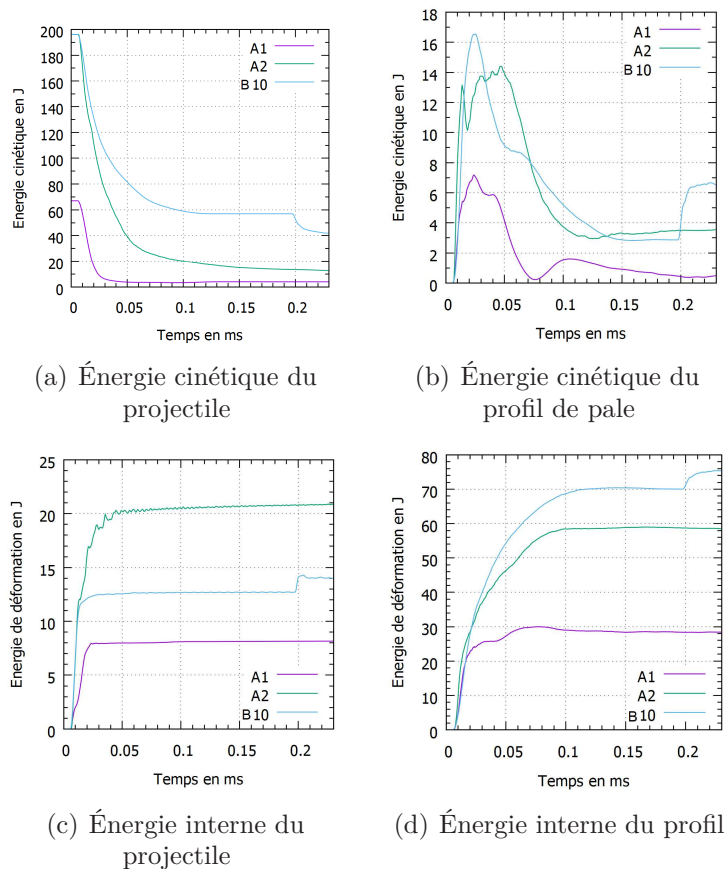


FIGURE 3.50 – Évolution des énergies cinétiques et internes du profil et du projectile

L'analyse de l'énergie cinétique de la pale A2 renseigne également sur la cinématique du phénomène lors de la perforation de la baignoire (fig. (b)). Pour les tirs à iso-énergies (197J), la pale B10 absorbe plus d'énergie (76J, soit 39% de l'énergie initiale) que la pale A2 (58J, soit 30% de l'énergie initiale). Dans ce deuxième cas, le projectile se déforme bien plus (21J dans le cas A2 contre 14J dans le cas B10). La figure 3.51 montre la bonne concordance entre les déformations calculées et observées sur les projectiles.

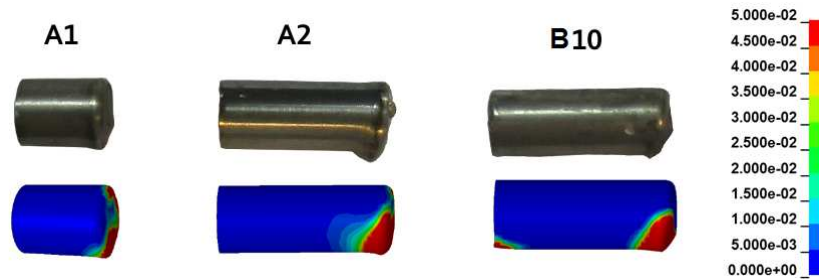


FIGURE 3.51 – Comparaison calculs/essais de l’allure des projectiles après impact. Vue du champ de déformation plastique.

En complément de ces analyses, l’effort de contact du projectile avec le profil, la trajectoire de la balle et l’énergie dissipée par frottement sont présentés sur la figure 3.52. La configuration du tir sur les pales de type B est bien plus sensible au frottement car, dans le cas B10, l’énergie dissipée représente 9% de l’énergie totale, contre 5% pour le tir A2 à iso-énergie. L’analyse des trajectoires du projectile dans le plan (X,Y) confirme que, du fait du faible angle d’incidence de la pale A, le débris reste dans l’axe de la pale alors que pour la pale B, celui-ci est éjecté en aval du profil.

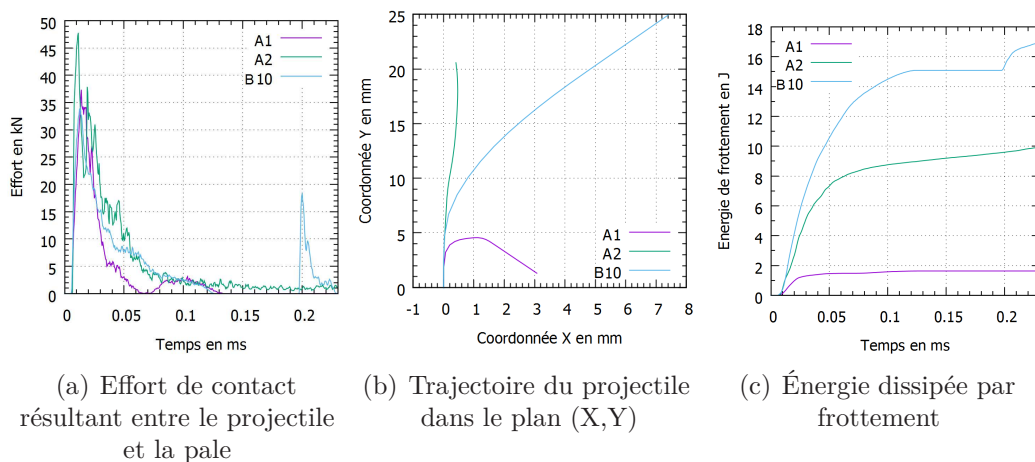


FIGURE 3.52 – Données complémentaires obtenues par la simulation de tirs sur pales

3.5 Conclusion

Dans ce chapitre, des essais balistiques à hautes températures ont été réalisés sur des plaques et des pales de turbines en MC2. La mise en œuvre expérimentale de ces essais en conditions extrêmes présente des difficultés nécessitant des précautions particulières : élaboration d'un mouchetis résistant, modifications du banc pour l'adapter aux pales, chauffage par induction adapté aux géométries d'éprouvettes. Des mesures de déformations par stéréo-corrélation d'images post-mortem et des enregistrements à la caméra rapide apportent des données quantitatives nécessaires à la calibration d'un critère de rupture et à la validation des simulations.

Pour la campagne de tirs sur plaques, les observations des faciès de rupture mettent en évidence l'effet prépondérant de l'orientation cristalline sur la position des plans de clivage à même de conduire à la fragmentation. Il est montré que l'effet de la température, de l'orientation et de la vitesse sur la déformation plastique à rupture est insignifiant. En revanche, du fait des effets d'inerties et de la géométrie du projectile (i.e. plat avec congé d'arête), deux modes de ruptures distincts correspondant à des tirs à la limite de perforation et à des tirs à plus grande énergie sont observés. Le premier correspond principalement à l'ouverture de macrofissures en face arrière de la plaque sollicitée en traction équi-biaxiale. Le second correspond au poinçonnage de la plaque (cisaillement pur localisé au niveau du contact). Cette distinction permet de calibrer un critère de rupture en déformation plastique dépendant du taux de triaxialité des contraintes et qui améliore la prédiction du comportement notamment pour des chargements d'impact sur les profils de pale (compression en sommet, traction en pied). Afin d'affiner cette description de la déformation plastique maximale en fonction de la triaxialité, des essais de tirs sur plaques avec différentes géométries de projectiles (coniques, sphériques, plats) pourraient être envisagés [116].

Une attention particulière porte sur la dépendance au maillage inhérente à la méthode d'érosion des éléments dépassant un seuil de déformation plastique. Ainsi, une courbe de régularisation a été définie sur un cas académique (flexion trois points) afin de limiter la dépendance de la rupture à la taille des éléments. La modélisation du comportement plastique du MC2 est d'abord vérifiée sur un cas à la limite de perforation puis le critère de rupture est validé par comparaison des courbes balistiques expérimentales et calculées.

Dans l'objectif de valider la modélisation du comportement élasto-viscoplastique anisotrope et à rupture du MC2, une campagne de tirs est réalisée sur deux géométries de pales de turbines. Les analyses des séquences d'impact et des déformations montrent une bonne concordance des résultats des calculs avec les essais. Les effets technologiques sont mis en évidence pour expliquer les cinématiques d'impact correspondant à chaque type de pale.

En partant des résultats d'essais académiques de caractérisation sur barres de Hopkinson puis de tirs sur plaques jusqu'aux essais technologiques de validation sur pales, la démarche développée dans ce chapitre, basée sur une confrontation cal-

3. Impact balistique sur des structures monocristallines

culs/essais, a permis de calibrer et de valider un modèle empirique pour le MC2 sous chargements dynamiques fortement multi-axiaux. Elle améliore ainsi la confiance dans la prédiction des conséquences d'impacts sur des aubes de turbines haute pression dans la perspective d'une meilleure compréhension des phénomènes rapides lors de situations industrielles accidentelles telles que la perte de pale.

Conclusions et perspectives

Les apports scientifiques et industriels

Les travaux réalisés au cours de cette thèse couvrent un large domaine : caractérisation en conditions extrêmes et modélisation du comportement dynamique d'un monocristal, essais et simulations d'impacts sur des configurations académiques puis industrielles, analyse du phénomène de départ de pale par des approches de dynamique rapide et de dynamique rotor de lignes d'arbres. Ces thématiques, à la fois expérimentales et numériques, s'articulent autour du même objectif, à savoir, mieux modéliser et donc mieux comprendre les conséquences de la perte d'une pale dans un turbomoteur.

Le périmètre de l'étude a d'abord été défini au travers d'un travail bibliographique qui a porté sur les méthodes numériques adaptées à la résolution des problèmes d'impacts fortement non-linéaires. Une importance primordiale est donnée à la modélisation du comportement dynamique des matériaux, en particulier de la viscoplasticité qui conditionne l'essentielle de la réponse sous impacts, car elle constitue le point d'entrée pour les simulations de dynamique rapide.

Afin de pouvoir réaliser des calculs prédictifs de départ de pale sur les étages de turbine HP situés à la sortie de la chambre de combustion, le superalliage à base de nickel monocristallin MC2, couramment utilisé à Turbomeca, a été caractérisé pour la première fois dans des conditions extrêmes de fonctionnement en situation accidentelle. Un système de barres de Hopkinson a donc été adapté afin de réaliser des essais de compression dynamique sur ce matériau particulièrement résistant et pour des températures allant jusqu'à 1000°C . Cette campagne d'essais a permis de mettre en évidence l'effet de la vitesse de déformation, dans une plage allant de 1s^{-1} à 610s^{-1} , de l'orientation cristalline (i.e. $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ et $\langle 111 \rangle$) et de la température (25°C , 750°C et 1000°C) sur le comportement macroscopique en compression uniaxiale du MC2.

A partir de ces données expérimentales, une stratégie de modélisation empirique, approximée mais efficace, a été adoptée en vue d'une utilisation directe dans un code de calcul commercial et valable pour des situations d'impacts en grands déplacements et grandes déformations. D'une part, le comportement anisotrope inhérent à la symétrie cubique du matériau est pris en compte par l'utilisation d'une loi

de Hooke généralisée et d'un critère de plasticité de Hill local (i.e. repère matériel associé à chaque élément). D'autre part, les effets de la vitesse de déformation sur l'écroutissage sont également retranscrits par le modèle. Le comportement viscoplastique anisotrope ainsi modélisé a été validé par comparaisons calculs/essais des champs de déformations résiduelles sur une plaque impactée.

Afin de caractériser la rupture du MC2, pour permettre de simuler de manière plus quantitative les conséquences d'impacts d'une pale sur les parties adjacentes, une campagne d'essais balistiques sur des plaques monocristallines à haute température a été réalisée au canon à gaz de Safran Snecma. Les deux modes de rupture identifiés lors de la perforation (traction équi-biaxiale ou cisaillement) sont associés à des niveaux de déformation, mesurés par une technique de stéréocorrélation d'images post-mortem, permettant ainsi de calibrer un critère de rupture simple en déformation plastique mais dépendant du taux de triaxialité des contraintes. Des essais technologiques de tirs sur des pales de turbines permettent de valider la modélisation du comportement viscoplastique et à rupture du MC2. En effet, les cinématiques d'impacts et les déformations résiduelles obtenues par la simulation et par mesures expérimentales (apport pertinent des enregistrements à la caméra rapide et de la corrélation d'images) sont concordantes.

En partant d'essais académiques jusqu'à des essais technologiques, une démarche complète de caractérisation et de modélisation du MC2 a été mise en œuvre et améliore ainsi la confiance dans les résultats de simulations d'impacts sur des aubes de turbines.

En parallèle de ces travaux, la méthodologie de modélisation du départ d'une pale dans un turbomoteur a été développée. Dans un premier temps, des critères pour le maillage des pales et de l'anneau sont définis de façon à retranscrire convenablement le comportement en flexion de structures élancées. Dans un second temps, pour résoudre les problèmes liés à la méthode de rupture par érosion d'éléments, la piste d'une modélisation hybride consistant à remplacer les éléments supprimés du maillage par des particules SPH est explorée. De par les récentes possibilités offertes dans le code LS-Dyna, l'utilisation d'une bascule SOLID/SPH a été d'abord validée sur un cas de calcul simplifié et montre, outre une amélioration significative du bilan énergétique (conservation de la masse et de la quantité de mouvement), une meilleure retranscription de l'effort appliqué sur les corps impactés.

La pratique de modélisation a été appliquée à un cas en service de perte d'une pale dans un turbomoteur Arriel. Malgré les approximations faites dans ce cas sur le comportement des matériaux, des analyses qualitatives permettent d'identifier un scénario de rupture plausible vis-à-vis des endommagements constatés. Ainsi, les simulations en dynamique rapide ont permis d'identifier une cinématique d'impacts cohérente et des ordres de grandeurs physiques du phénomène, tels que des niveaux d'efforts et d'énergies.

Enfin, le phénomène de perte de pale est également traité par une approche

de dynamique rotor de lignes d'arbres, complémentaire aux analyses de dynamique rapide, qui permet d'évaluer la réponse transitoire d'un disque sur lequel s'applique un balourd. Ainsi, pour la première fois à Turbomeca, une méthodologie de DLA (Dynamique d'ensemble de Lignes d'Arbres) transitoire avec l'outil de calcul Ansys Workbench a été mise en place, validée sur un cas académique puis appliquée à un cas industriel. Celui-ci correspond à la perte d'une pale de turbine libre sur le banc partiel Arrano pour lequel des enregistrements à la caméra rapide, en situation de survitesse, permettent de calibrer une raideur de contact non-linéaire pour la simulation de la perte d'une seule pale à la vitesse nominale.

Un couplage faible a alors été réalisé entre la simulation de dynamique de lignes d'arbres, qui considère l'ensemble du banc mais modélisé grossièrement par des éléments linéiques, et celle de dynamique rapide, qui considère uniquement les pales et les parties statiques en vis-à-vis mais modélisées finement avec une discrétisation volumique. La comparaison des simulations en dynamique rapide sur l'étage complet de la turbine libre Arrano, avec ou sans prise en compte de l'excursion radiale du disque, permet de justifier le découplage temporel généralement supposé entre les dommages primaires et les dommages secondaires.

De manière générale, ces travaux numériques et expérimentaux ont permis d'améliorer la connaissance sur le comportement dynamique jusqu'à rupture d'un super-alliage monocristallin et de faire progresser la méthodologie de modélisation à Turbomeca pour les calculs de dynamique rapide et de DLA transitoire.

Les perspectives

Les perspectives envisagées de ces travaux sont organisées selon trois voies de progrès : l'amélioration des techniques numériques de modélisation, l'approfondissement des connaissances du comportement dynamique des matériaux et la confrontation à l'expérience industrielle.

Amélioration des techniques de modélisation Les développements en cours sur les méthodes sans maillage, par exemple EFG (Element Free Galerkin) [28] ou SPG (Smoothed Particle Galerkin) [41], qui améliorent la précision des calculs impliquant de grandes déformations, sont des perspectives intéressantes.

En parallèle, la méthode X-FEM (Éléments Finis Étendus), dédiée à la propagation de fissures, pourrait être par exemple améliorée afin de prendre en compte la fragmentation puis la génération d'un débris.

Pour limiter les effets de la dépendance au maillage, des algorithmes de non localisation ("Mat nonlocal" dans LS-Dyna) ont été testés mais conduisent aujourd'hui à des temps de calculs prohibitifs. Au vu de l'augmentation croissante des moyens de calcul, cette piste, simple à mettre en œuvre, pourrait être réévaluée [43].

Enfin, pour traiter le problème de perte de pale par une approche globale, les

méthodes de résolution multi-domaines / multi-pas de temps semblent adéquates pour réaliser un couplage fort entre dynamique rapide et calcul de réponse au balourd [125]. Des techniques de réduction de modèle sont à envisager pour simuler le phénomène sur des durées plus longues, par exemple jusqu'à l'arrêt complet du moteur.

Approfondissement des connaissances matériaux Les essais de compression dynamique sur des plots en MC2 ont mis en évidence l'absence du pic de durcissement habituellement constaté autour de 750°C pour les superalliages. Une hypothèse pouvant expliquer ce phénomène est le temps insuffisant pour l'activation de verrous de Kear-Wildorf [96]. Ainsi une analyse métallurgique plus approfondie serait intéressante pour étayer ou non cette analyse.

L'une des principales voies de progrès reste la caractérisation dynamique de la rupture des matériaux métalliques dans les conditions de fonctionnement moteur. Des campagnes d'essais de traction sur barres de Hopkinson avec différentes géométries d'éprouvettes permettraient de mieux définir le niveau de la déformation à rupture en fonction de la triaxialité [56].

Confrontation à l'expérience industrielle Il est nécessaire que la pratique mise en place pour la modélisation du départ de pale soit éprouvée sur d'autres configurations industrielles "en aveugle", améliorant ainsi le degré de maturité technologique sur les outils de dynamique rapide.

Des simulations sur de nouvelles architectures moteur, par exemple prenant en compte des segments d'anneau, des pales à talon ou refroidies sont à prévoir.

Enfin, l'amélioration de la modélisation des stators permettrait de mieux retranscrire la souplesse des parois en vis-à-vis des sommets de pales. Une question se pose : jusqu'où étendre la modélisation ? La prise en compte d'étages amont et aval est également un point à envisager surtout si les durées simulées sont augmentées.

Bibliographie

- [1] E. Poursaeidi and A. Babaei. Effects of natural frequencies on the failure of r1 compressor blades. *Engineering Failure Analysis*, 25 :304–315, 2012. [page 2]
- [2] J. Carter. Common failures in gas turbine blades. *Engineering Failure Analysis*, 12(2) :237–247, 2005. [page 2]
- [3] P. Jeunechamps. *Simulation numérique, à l'aide d'algorithmes thermomécaniques implicites, de matériaux endommageables pouvant subir de grandes vitesses de déformation. Application aux structures aéronautiques soumises à impact*. PhD thesis, Université de Liège, 2008. [pages 4 et 33]
- [4] J. Hammer. *Plastic deformation and ductile fracture of Ti-6Al-4V under various loading conditions*. PhD thesis, The Ohio State University, 2012. [pages 4 et 33]
- [5] T. Deniz and R. Yildirim. *Ballistic penetration of hardened steel plates*. PhD thesis, M. Sc Thesis, Middle East Technical University, Turkey, 2010. [pages 9, 69, et 135]
- [6] G. Jonas and J. Zukas. Mechanics of penetration : analysis and experiment. *International Journal of Engineering Science*, 16(11) :879–903, 1978. [pages 10 et 135]
- [7] N. Blind and R. Östlund. Analysis of an engine frame subjected to large imbalance loads. 2009. [page 11]
- [8] S. Annett. Ls-dyna analysis of a full-scale helicopter crash test. In *Proceedings of the 11th International LS-Dyna Users Conference, Dearborn, MI*, 2010. [page 11]
- [9] K. Carney and J. Pereira. Jet engine fan blade containment using an alternate geometry. *International journal of impact engineering*, 36(5) :720–728, 2009. [page 11]
- [10] H. Xuan and R. Wu. Aeroengine turbine blade containment tests using high-speed rotor spin testing facility. *Aerospace science and technology*, 10(6) :501–508, 2006. [page 11]

- [11] N. Knight Jr and N. Jaunky. Penetration simulation for uncontained engine debris impact on fuselage-like panels using ls-dyna. *Finite Elements in Analysis and Design*, 36(2) :99–133, 2000. [page 11]
- [12] Q. He and H. Xuan. Perforation of aero-engine fan casing by a single rotating blade. *Aerospace Science and Technology*, 25(1) :234–241, 2013. [page 11]
- [13] Q. He and H. Xuan. Simulation methodology development for rotating blade containment analysis. *Journal of Zhejiang University Science A*, 13(4) :239–259, 2012. [page 11]
- [14] A. Kraus and J. Frischbier. Containment and penetration simulation in case of blade loss in a low pressure turbine. In *DYNAmore LS-Dyna Forum*, volume 2002, 2002. [page 11]
- [15] C. Franeknberger. Large engine uncontained debris analysis. Technical report, DTIC Document, 1999. [page 11]
- [16] H. Xuan and L. Liu. Containment of high-speed rotating disk fragments. *Journal of Zhejiang University Science A*, 13(9) :665–673, 2012. [page 11]
- [17] E. Stamper and S. Hale. The use of ls-dyna models to predict containment of disk burst fragments. In *10th International LS-Dyna Users Conference*, 2008. [page 11]
- [18] Y. Chuzel and A. Combescure. Development of hail material model for high speed impacts on aircraft engine. In *11th international LS-Dyna users conference*, 2010. [page 11]
- [19] S. Heimbs. Computational methods for bird strike simulations : A review. *Computers and Structures*, 89 :2093–2112, 2011. [page 11]
- [20] S. Meguid and R. Mao. Fe analysis of geometry effects of an artificial bird striking an aeroengine fan blade. *International Journal of Impact Engineering*, 35(6) :487–498, 2008. [page 11]
- [21] S. Sarkar and S. Atluri. Effects of multiple blade interaction on the containment of blade fragments during a rotor failure. *Finite Elements in Analysis and Design*, 23(2) :211–223, 1996. [page 11]
- [22] E. Cristóbal and S. Moñux. Cast-in-pair blade release simulation and comparison to experiments with a full scale rig. In *ASME Turbo Expo 2012 : Turbine Technical Conference and Exposition*, pages 49–56. American Society of Mechanical Engineers, 2012. [page 11]
- [23] Q. He and Z. Xie. Multi-blade effects on aero-engine blade containment. *Aerospace Science and Technology*, 49 :101–111, 2016. [page 11]

-
- [24] M. Herran. *Analyse et simulation du phénomène de perte de pales généralisée sur un turbomoteur d'hélicoptère*. PhD thesis, MEGA, 2010. [pages 12, 13, 14, 24, 25, 27, 32, 69, et 95]
- [25] ATSB. Examination of a failed fan blade. Technical report, Rolls-Royce, 2001. [page 13]
- [26] European Aviation Safety Agency. *Certification Specifications for Engines*, volume Amendment 3. European Aviation Safety Agency, 2010. [page 14]
- [27] European Aviation Safety Agency. *General Acceptable Means of Compliance for Airworthiness of Products, Parts and Appliances*. European Aviation Safety Agency, 2012. [page 14]
- [28] J. Hallquist. Ls-dyna theory manual. *Livermore software Technology corporation*, 3, 2015. [pages 18, 20, 25, 27, 29, 86, et 123]
- [29] K. Krabbenhøft. Basic computational plasticity. *Lecture Notes*, 2002. [page 19]
- [30] L. Malvern. *Introduction to the Mechanics of a Continuous Medium*. Number Monograph. 1969. [page 20]
- [31] E. Salle and F. Sabourin. *Calculs des Structures par Eléments Finis*. INSA de Lyon, 2000. [pages 21 et 135]
- [32] C. İmrak and İ. Gerdemeli. An exact solution for the deflection of a clamped rectangular plate under uniform load. *Applied mathematical sciences*, 1(43) :2129–2137, 2007. [page 22]
- [33] J. Zukas and D. Scheffler. Practical aspects of numerical simulations of dynamic events : effects of meshing. *International Journal of Impact Engineering*, 24(9) :925–945, 2000. [page 23]
- [34] T. Borrvall. A heuristic attempt to reduce transverse shear locking in fully integrated hexahedra with poor aspect ratio. In *7th European LSDYNA Conference, May*, pages 14–15, 2009. [page 23]
- [35] AWG. Modeling guidelines document. Technical report, LS-Dyna Aerospace Working Group, 2015. [pages 24 et 92]
- [36] LS-Dyna. Keyword user's manual volume i. *Livermore Software Technology Corporation, Livermore, CA*, 2015. [page 24]
- [37] LS-Dyna. Keyword user's manual volume ii. *Livermore Software Technology Corporation, Livermore, CA*, 2015. [pages 24, 59, et 91]
-

- [38] J. Monaghan. An introduction to sph. *Computer physics communications*, 48(1) :89–96, 1988. [page 24]
- [39] V. Goyal and C. Huertas. Arbitrary lagrange eulerian approach for bird-strike analysis using ls-dyna. *Am Trans Eng Appl Sci*, 2(2) :109–132, 2013. [page 25]
- [40] J. Lin and H. Naceur. Modélisation de structures minces de type coque en comportement non linéaire géométrique par la méthode sph. *21ème Congrès Français de Mécanique, 26 au 30 août 2013, Bordeaux, France (FR)*, 2013. [page 25]
- [41] C. Wu and Y. Guo. An introduction to the ls-dyna smoothed particle galerkin method for severe deformation and failure analysis in solids. In *13th international LS-Dyna users conference, Detroit, MI*, pages 8–10, 2014. [pages 25 et 123]
- [42] L. Schwer and C. Windsor. Aluminum plate perforation : A comparative case study using lagrange with erosion, multi-material ale, and smooth particle hydrodynamics. In *7th European LS-Dyna conference*, 2009. [page 25]
- [43] L. Schwer. A brief look at mat non local : A possible cure for erosion illness ? In *11th International LS-Dyna Users Conference*, volume 3, pages 19–36, 2011. [pages 26 et 123]
- [44] M. Cuny. *Contribution à la Caractérisation Locale des Couples de Matériaux mis en jeu lors du Contact Rotor/Stator dans une Turbomachine*. PhD thesis, Université de Lorraine, 2012. [page 27]
- [45] G. Gary. *Comportement des métaux à grande vitesse de déformation. Modélisation*. Ed. Techniques Ingénieur, 2001. [pages 28 et 29]
- [46] L. Charbonnel. Caractérisation à l’impact de matériaux structuraux utilisés en aéronautique. Technical Report ETCA 90 R 098, DGA, 1990. [page 28]
- [47] J. Lemaitre and J-L. Chaboche. *Mécanique des matériaux solides-3eme édition*. Dunod, 2009. [pages 29, 31, et 32]
- [48] A. Dragon and F. Hild. Modélisation du comportement et de la rupture des matériaux sous sollicitations dynamiques. *Mécanique et industries*, 1(5) :521–537, 2000. [page 29]
- [49] G. Johnson and W. Cook. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures. In *Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics*, 1983. [page 30]
- [50] K. Vedantam and D. Bajaj. Johnson-cook strength models for mild and dp 590 steels. Technical report, Mechanical and Aerospace Engineering and Research Institute, University, 2005. [page 30]

-
- [51] L. Schwer. Optional strain-rate forms for the johnson cook constitutive model and the role of the parameter epsilon0. *LS-Dyna Anwenderforum, Frankenthal*, 2007. [pages 30 et 31]
- [52] A. Rusinek and J. Klepaczko. Caractérisation de trois alliages et modélisation du comportement thermoviscoplastique. Technical report, Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux, 2007. [page 30]
- [53] M. Šlais and I. Dohnal. Determination of johnson-cook equation parameters. *Acta Metallurgica Slovaca*, 18(2-3) :125–132, 2012. [page 31]
- [54] A. Khan and Y. Suh. Quasi-static and dynamic loading responses and constitutive modeling of titanium alloys. *International Journal of Plasticity*, 20(12) :2233–2248, 2004. [pages 31 et 33]
- [55] A. Molinari and S. Mercier. Micromechanical modelling of porous materials under dynamic loading. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 49(7) :1497–1516, 2001. [page 31]
- [56] J. Papasidero and V. Doquet. Etude expérimentale et numérique de la rupture ductile à faible triaxialité. *20ème Congrès Français de Mécanique, 28 août/2 sept. 2011-25044 Besançon, France (FR)*, 2011. [pages 32 et 124]
- [57] G. Maresca and P. Milella. A critical review of triaxiality based failure criteria. In *Convegno IGF XIII Cassino 1997*, 2008. [page 32]
- [58] T. Wierzbicki and Y. Bao. Calibration and evaluation of seven fracture models. *International Journal of Mechanical Sciences*, 47(4) :719–743, 2005. [page 32]
- [59] J. Hancock and A. Mackenzie. On the mechanisms of ductile failure in high-strength steels subjected to multi-axial stress-states. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 24(2-3) :147–160, 1976. [page 32]
- [60] F. Tuler and B. Butcher. A criterion for the time dependence of dynamic fracture. *International Journal of Fracture Mechanics*, 4(4) :431–437, 1968. [page 32]
- [61] M. Brünig and O. Chyra. A ductile damage criterion at various stress triaxialities. *International Journal of Plasticity*, 24(10) :1731–1755, 2008. [page 33]
- [62] A. Khan and R. Kazmi. Multiaxial and non-proportional loading responses, anisotropy and modeling of ti-6al-4v titanium alloy over wide ranges of strain rates and temperatures. *International Journal of Plasticity*, 23(6) :931–950, 2007. [page 33]
- [63] G. Kay. *Failure modeling of titanium 6Al-4V and aluminum 2024-T3 with the Johnson-Cook material model*. Office of Aviation Research, Federal Aviation Administration, 2003. [page 33]
-

- [64] Vigano F. and Manes A. Calibration of the fracture locus for the ti-6al-4v titanium alloy. [page 33]
- [65] E. El-Magd and M. Abouridouane. Characterization, modelling and simulation of deformation and fracture behaviour of the light-weight wrought alloys under high strain rate loading. *International Journal of Impact Engineering*, 32(5) :741–758, 2006. [pages 33, 34, et 141]
- [66] K. Zhang and C. Wei. Study on titanium alloy tc4 ballistic penetration resistance part ii : Numerical analysis. *Chinese Journal of Aeronautics*, 25(3) :388–395, 2013. [page 33]
- [67] K. Zhang and C. Wei. Study on titanium alloy tc4 ballistic penetration resistance part i : ballistic impact tests. *Chinese Journal of Aeronautics*, 25(3) :388–395, 2012. [page 33]
- [68] R. Reed and T. Tao. Alloys-by-design : application to nickel-based single crystal superalloys. *Acta Materialia*, 57(19) :5898–5913, 2009. [page 36]
- [69] A. Fredholm. *Monocristaux d’alliages base nickel relation entre composition, microstructure et comportement en fluage à haute température*. PhD thesis, Ecole nationale supérieure des mines de paris, 1987. [pages 36 et 41]
- [70] J. Ghighi. *Modélisation du fluage des superalliages monocristallins : effets d’anisotropie et de microstructure*. PhD thesis, ISAE-ENSMA Ecole Nationale Supérieure de Mécanique et d’Aérotechnique-Poitiers, 2013. [pages 36 et 41]
- [71] G. Cailletaud and J.-L. Chaboche. On the design of single crystal turbine blades. *La Revue de Métallurgie-CIT/Science et Génie des Matériaux*, 100(02) :165–172, 2003. [page 36]
- [72] P. Caron and F. Diogolent. Influence of chemistry on the tensile yield strength of nickel-based single crystal superalloys. In *Advanced Materials Research*, volume 278, pages 345–350. Trans Tech Publ, 2011. [page 36]
- [73] V. Starenchenko and E. Kozlov. Orientation dependence of the yield stress and work-hardening rate of ni3ge at different temperatures. *Materials Science and Engineering*, 483-484 :602–606, 2008. [page 36]
- [74] L. Zhao and J.. Tong. On the uniaxial mechanical behaviour of an advanced nickel base superalloy at high temperature. *Mechanics of Materials*, 33 :593–600, 2001. [page 36]
- [75] D. Leidermark. Mechanical behaviour of single-crystal nickel-based superalloys. *Institutionen för ekonomisk och industriell utveckling*, 2008. [pages 36 et 57]

-
- [76] M. Segersäll and J. Moverare. Crystallographic orientation influence on the serrated yielding behavior of a single-crystal superalloy. *Materials*, 6(2) :437–444, 2013. [pages 36, 42, et 54]
- [77] R. MacKay and D. Maier. The influence of orientation on the stress rupture properties of nickel-base superalloy single crystals. *Metallurgical transactions*, 13 :1747, 1982. [page 36]
- [78] D. Maclachlan and Knowles M. Modelling and prediction of the stress rupture behaviour of single crystal superalloys. *Materials Science and Engineering*, A302 :275–285, 2001. [page 36]
- [79] N. Arakere and G. Swanson. Effect of crystal orientation on fatigue failure of single crystal nickel base turbine blade superalloys. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 124(1) :161–176, 2002. [page 42]
- [80] P. Caron and O. Lavigne. Recent studies at onera on superalloys for single crystal turbine blades. *J Ahaspace Lab, Novi (3) AL03-02*, pages 1–14, 2011. [pages 42 et 54]
- [81] K. Ogawa. Mechanical behavior of metals under tension compression loading at high strain rate. *International Journal of Plasticity*, I :347–358, 1985. [page 44]
- [82] B. Hopkinson. A method of measuring the pressure in the deformation of high explosives by the impact of bullets. *Philosophical Transactions of the Royal Society*, A213 :437–452, 1914. [page 44]
- [83] RM Davies. A critical study of the hopkinson pressure bar. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London A : Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, 240(821) :375–457, 1948. [page 44]
- [84] H. Kolsky. An investigation of the mechanical properties of materials at very high rates of loading. *Proceedings of the Physical Society. Section B*, 62(11) :676, 1949. [page 44]
- [85] H. Zhao and G. Gary. A new method for the separation of waves. application to the shpb technique for an unlimited duration of measurement. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 7 :1185–1202, 1997. [page 44]
- [86] H. Zhao and G. Gary. Large strain range dynamic testing at high and medium strain rates, using a common scale shpb. *Le Journal de Physique IV*, 7(C3) :C3–341, 1997. [page 44]
- [87] H. Zhao and G. Gary. On the use of shpb technique to determine the dynamic behaviour of the materials in the range of small strains. *International Journal of Solids and Structures*, 33 :3363–3375, 1996. [page 44]
-

- [88] D. Gregoire. *Initiation, propagation, arret et redémarrage de fissures sous impact*. PhD thesis, LaMCoS - INSA Lyon, 2008. [page 44]
- [89] T. Iwamoto and T. Yokoyama. Effects of radial inertia and end friction in specimen geometry in split hopkinson pressure bar tests : a computational study. *Mechanics of Materials*, 51 :97–109, 2012. [page 47]
- [90] G. Mirone. The dynamic effect of necking in hopkinson bar tension tests. *Mechanics of Materials*, 58 :84–96, 2013. [page 47]
- [91] L. Berkovic and R. Ryckaert. Modeling of high temperature hopkinson tests on aa5083 and ti6al4v. In *DYMAT International Conferences*, 2009. [page 47]
- [92] A.M. Lennon and K.T. Ramesh. A technique for measuring the dynamic behavior of materials at high temperatures. *International Journal of Plasticity*, 14 :1279–1292, 1998. [page 47]
- [93] G. Gary and H. Zhao. Dépouillement de l’essai aux barres de hopkinson par une technique de calcul inverse. *Le Journal de Physique IV*, 4(C8) :C8–89, 1994. [page 52]
- [94] A. Vattre. *Durcissement des superalliages monocristallins : des mécanismes physiques à la modélisation continue*. PhD thesis, École Nationale Supérieure des Mines de Paris, 2009. [page 54]
- [95] M. Segersall. Nickel-based single-crystal superalloys. Master’s thesis, Linköping Studies in Science and Technology, 2013. [page 54]
- [96] B. Kear and G. Wilsdorf. Dislocation configurations in plastically deformed polycrystalline cu3au alloys. *Transactions of the Metallurgical Society of the AIME*, 224 :382–386, 1962. [pages 54 et 124]
- [97] M. Simonetti and P. Caron. Role and behaviour of m phase during deformation of a nickel-based single crystal superalloy. *Materials Science and Engineering*, A254 :1–12, 1998. [page 54]
- [98] E. Schmid. Yield point of crystals, critical shear stress law. *Proceedings of International Congress Applied Mechanics*, (Delft) :342, 1924. [page 57]
- [99] L. Méric, P. Poubanne, and G. Cailletaud. Single crystal modeling for structural calculations : part 1 Ümodel presentation. *Journal of Engineering Materials and Technology*, 113(1) :162–170, 1991. [page 58]
- [100] D. Leidermark and J. Moverare. Room temperature yield behaviour of a single-crystal nickel-base superalloy with tension/compression asymmetry. *Computational Materials Science*, 47 :366–372, 2009. [page 58]

-
- [101] A. Hatt. Anisotropic modeling of short fibers reinforced thermoplastics materials with ls-dyna. In *LS-Dyna Forum*, 2014. [page 59]
- [102] A. Gaubert. Identification d'un modèle de viscoplasticité anisotrope pour le mc2 de 20c à 1250c. Technical report, ONERA, 2013. [page 59]
- [103] R. Hill. A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals. *Proceedings of the Royal Society of London, A* :193–281, 1948. [page 59]
- [104] T. Børvik. Ballistic penetration and perforation of steel plates. 2001. [page 69]
- [105] S. Leppin and R. Woodward. Perforation mechanisms in thin titanium alloy targets. *International journal of impact engineering*, 4(2) :107–115, 1986. [page 69]
- [106] L. Antoinat and R. Kubler. Perforation of aluminium alloy thin plates. *International Journal of Impact Engineering*, 75 :255–267, 2015. [page 69]
- [107] N. Gupta and M. Iqbal. Effect of projectile nose shape, impact velocity and target thickness on deformation behavior of aluminum plates. *International Journal of Solids and Structures*, 44(10) :3411–3439, 2007. [page 69]
- [108] L. Penazzi. *Comportement à l'impact de plaques minces métalliques*. PhD thesis, 1991. [page 69]
- [109] P. Sabnis and M. Mazière. Effect of secondary orientation on notch-tip plasticity in superalloy single crystals. *International Journal of Plasticity*, 28 :102–123, 2012. [page 74]
- [110] M. Sutton and W. Wolters. Determination of displacements using an improved digital correlation method. *Image and vision computing*, 1(3) :133–139, 1983. [page 78]
- [111] J. Chambard and S. Jaminion. Mesure de champs de déformations par stéréocorrélation-comparaison entre des mesures par jauges, par corrélation d'images et des résultats de simulations numériques. In *17èmes Journées Nationales sur les Composites (JNC17)*, page 142, 2011. [page 78]
- [112] Theoblad A. Forster J. Using an optical measuring suystem for identification of material parameters for finite element analysis. In *LS-Dyna Forum*, 2012. [page 78]
- [113] M. Sutton and J. Orteu. *Image correlation for shape, motion and deformation measurements : basic concepts, theory and applications*. Springer Science & Business Media, 2009. [page 78]
- [114] Vic3D. Reference manual. *Correlated Solutions, Inc.*, Version 7, 2010. [pages 79, 81, et 137]
-

- [115] L. Meyer and K. Seifert. Behavior of quenched and tempered steels under high strain rate compression loading. *Le Journal de Physique IV*, 7(C3) :C3–571, 1997. [pages 87 et 141]
- [116] K. Kpenyigba. *Etude du comportement dynamique et modélisation thermoviscoplastique de nuances d'acier soumises à un impact balistique*. PhD thesis, Université de Lorraine, 2013. [pages 90, 95, et 119]
- [117] D. Anderson and S. Winkler. Influence of stress triaxiality and strain rate on the failure behavior of a dual-phase dp780 steel. *Materials & Design*, 60 :198–207, 2014. [page 90]
- [118] A. Bacha and D. Daniel. On the determination of true stress triaxiality in sheet metal. *Journal of materials processing technology*, 184(1) :272–287, 2007. [page 90]
- [119] U. Weber and A. Mohanta. Numerical determination of parameterised failure curves for ductile structural materials. *International Journal of Materials Research*, 98(11) :1071–1080, 2007. [page 90]
- [120] J. Effelsberg and A. Haufe. On parameter identification for the gissmo damage model. In *12th International LS-Dyna Users Conference, Dearborn, MI, USA*, 2012. [page 91]
- [121] H. Ebelsheiser and M. Feucht. On calibrating advanced damage models using sheet metal coupon tests. 2008. [page 91]
- [122] R.F Recht and T. Ipson. Ballistic perforation dynamics. *Journal of Applied Mechanics*, 30(3) :384–390, 1963. [page 95]
- [123] J. Zukas. Impact dynamics : theory and experiment. Technical report, DTIC Document, 1980. [page 95]
- [124] Rolls Royce. *The jet engine*. John, W., 1996. [pages 99 et 138]
- [125] N. Mahjoubi. *Méthode générale de couplage de schéma d'intégration multi-échelle en temps en dynamique des structures*. PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2010. [page 124]
- [126] Turbomeca. *Les turbines à gaz*. Turbomeca, 1993. [pages 140, 143, et 144]
- [127] ASTM. Standard test method for dynamic young's modulus, shear modulus, and poisson's ratio by impulse excitation of vibration. *West Conshohocken : ASTM International*, pages 1876–1878, 2003. [pages 142 et 146]
- [128] B. Eidel and F. Gruttmann. Squaring the circle—a curious phenomenon of fcc single crystals in spherical microindentation. *Computational materials science*, 39(1) :172–178, 2007. [page 148]

Table des figures

1	Maquette numérique du turbomoteur Ardiden 3 à turbine libre comprenant deux rotors coaxiaux et contrarotatifs. Couvrant une gamme de puissance de 1000kW à 1500kW, ce moteur est destiné à des hélicoptères monomoteurs et bimoteurs de 5 à 8 tonnes. [Source Safran]	1
2	Pales rapportées de turbine haute pression à baignoire [Source Safran]	2
3	Description de la géométrie d'une aube de turbine Haute Pression. Cette pale est particulièrement massive puisque le rapport de l'épaisseur maximale en pied du profil sur la hauteur du profil est de l'ordre de 30%.	3
4	Vue d'un rotor de turbine libre après la perte d'une pale	6
1.1	Transition du comportement local (zone de localisation de la déformation) vers le global (mouvement de flexion de la structure) pour une poutre impactée par un projectile à grande vitesse, extrait de Deniz [5]	9
1.2	Plages de vitesse de déformation associées à des problèmes mécaniques, adaptée de [6]	10
1.3	Illustration du phénomène du Knocking-Off conduisant à une perte de pales généralisée et potentiellement à la perforation de l'anneau	15
1.4	Identification du scénario de "Knocking-Off"	16
1.5	Problème de la plaque circulaire résolu par la théorie de Kirchhoff ou par la théorie de Mindlin, dans laquelle on considère qu'un segment de droite normal à la surface moyenne initiale n'est plus perpendiculaire à celle déformée [31].	21
1.6	Plaque rectangulaire encastree en ses quatre côtés et chargée par une densité surfacique d'effort uniforme	22
1.7	Estimation de l'écart relatif sur le comportement en flexion pour différents maillages. Dès lors que l'élancement des éléments est supérieur à 2, les formulations à intégration complète conduisent à un comportement trop raide.	23
1.8	Exemple de simulation de la perte d'un profil sur un disque aubagé monobloc en TA6V.	35
2.1	Procédé d'élaboration d'une pale monocristalline en fonderie (procédé Bridgman) [Source Safran]	41

2.2	Schéma des orientations cristallographiques des plots en MC2 et positionnement d'un plan octaédral de glissement $\{111\}$. L'axe z du repère global est l'axe de sollicitation en compression.	43
2.3	Barreaux "désorientés" de MC2 référencés sur le triangle stéréographique standard	43
2.4	Schéma de principe de l'essai sur barres de Hopkinson	45
2.5	Diagramme de Lagrange décrivant la propagation des ondes de compression et de traction dans les barres. La pente des segments de droite correspond à la célérité des ondes élastiques dans l'acier.	46
2.6	Système de barres de Hopkinson pour les essais à haute température. Le diamètre et la longueur de l'échantillon valent respectivement 12mm et 15mm. Les barres en acier ont une longueur de 2500mm et un diamètre de 20mm.	48
2.7	Évolution de la température en peau de l'échantillon lors du chauffage par induction. Le temps de maintien pour tous les essais à haute température est de une minute.	49
2.8	Dispositif des barres de Hopkinson au LaMCoS modifié pour les essais à hautes températures et sur matériau à haute limite d'élasticité	50
2.9	Allure de plots en MC2 après essais de compression dynamique. Les lignes distinctement observables sur les échantillons correspondent à l'activation de réseaux de plans de glissement.	50
2.10	Allures des signaux "bruts" incident, réfléchi et transmis enregistrés lors d'un essai sur barres de Hopkinson	51
2.11	Filtre passe-bas appliqué au spectre fréquentiel normalisé obtenu par transformation de Fourier rapide des signaux enregistrés	51
2.12	Superposition des signaux filtrés et calcul des propriétés mécaniques aux interfaces de l'échantillon	52
2.13	Exemple de résultats obtenus (i.e. courbes d'évolution de la vitesse de déformation et de l'écrouissage) après traitement et opération sur les signaux de jauges	53
2.14	Effet de la température sur la limite d'élasticité et le module d'écrouissage pour l'orientation $\langle 100 \rangle$ (grandeurs au sens de l'ingénieur)	55
2.15	Observation au MEB de la microstructure du MC2 après un impact à 1000°C. Vue dans le plan normal à la direction $\langle 100 \rangle$ dans lequel deux lignes de glissement distinctes sont visibles.	55
2.16	Effet de la vitesse de déformation sur le module d'écrouissage (grandeurs au sens de l'ingénieur)	56
2.17	Effet de l'orientation cristalline sur la limite d'élasticité et le module d'écrouissage à 1000°C (grandeurs au sens de l'ingénieur)	57
2.18	Position du repère matériau attaché aux éléments solides par rapport au repère cartésien global	60

2.19	Modèle viscoplastique extrapolé avec écrouissage isotrope en grandes déformations. Grandeurs vraies. Les droites en traits pointillés correspondent aux fonctions affines moyennes ajustées sur les courbes d'écrouissages expérimentales.	62
2.20	Contrainte de von Mises dans des éprouvettes haltères soumises à un déplacement imposé lors d'un essai de traction pour différentes orientations cristallines.	63
2.21	Simulations du comportement viscoplastique anisotrope (grandeurs vraies)	63
2.22	Domaines élastiques théoriques en traction/cisaillement pour les orientations $\langle 100 \rangle$ et $\langle 110 \rangle$. Le critère local de Hill avec $L \approx 0.9$ est comparé aux critères de von Mises (isotrope) et de Schmid pour lequel seul le glissement sur les plans octaédriques est considéré.	64
3.1	Banc de tir de Safran Snecma modifié pour les campagnes d'essais balistiques sur plaques et sur pales de turbines	70
3.2	Orientations cristallographiques des deux familles de plaques en MC2 et positionnement d'un plan octaédral de glissement $\{111\}$. L'axe Z du repère global correspond à l'axe de tir.	71
3.3	Installation du banc de tir au canon à gaz de Safran Snecma	72
3.4	Orientations des macro-fissures observées pour les deux familles de plaques	74
3.5	Micrographies sur des coupes longitudinales de plaques $\langle 100 \rangle$ et $\langle 110 \rangle$ (vues dans l'épaisseur proche de la zone d'impact). Des plans de clivage sont orientés à ± 45 par rapport aux orientations des dendrites mises en évidence par les traits pointillés rouges.	75
3.6	Schéma de la rupture des plaques avec E_L , l'énergie limite de perforation	76
3.7	Énergies résiduelles estimées en fonction de l'énergie initiale du projectile.	77
3.8	Principe de la stéréo-triangulation, adaptée de [114]	79
3.9	Banc de mesure par stéréo-Corrélation d'Images Numériques (CIN)	80
3.10	Grille de corrélation (ou "Region Of Interest" (ROI)) positionnée sur l'éprouvette dans le plan (X,Y). La taille des zones élémentaires correspond à la valeur du paramètre Subset.	81
3.11	Mesure de la topologie par stéréo-corrélation d'images d'une plaque impactée à la limite de perforation (test $n^{\circ}17$)	82
3.12	Déformations résiduelles mesurées expérimentalement en faces arrières de plaques en MC2 pour des tirs non-perforants à l'énergie limite, $E_L \approx 40J$	83
3.13	Déformations résiduelles mesurées expérimentalement en faces arrières de plaques en MC2 à $750^{\circ}C$ pour des tirs perforants à l'énergie limite, $E_L \approx 40J$. Les orientations des macrofissures sont mises en évidence par les flèches en traits pointillés.	84

3.14	Comparaison des déformations résiduelles mesurées expérimentalement en faces arrières de plaques en MC2 pour des tirs non-perforants à basses vitesses et perforants à grandes vitesses	85
3.15	Modèle éléments-finis pour les simulations de tirs sur une plaque en MC2 orientée $\langle 100 \rangle$	86
3.16	Procédure de calcul explicite pour les tirs sur plaques en MC2	87
3.17	Comparaison du profil réel de la plaque après impact (à gauche) à la forme résiduelle obtenue par la simulation (à droite)	88
3.18	Comparaison des déformations résiduelles sur les faces amont et aval de la plaque impactée non-perforée	88
3.19	Profils de plaques obtenus pour des tirs à la limite de perforation et à plus haute vitesse. Les capsules éjectées sont circulaires car le cisaillement est localisé le long du périmètre de l'impacteur (poinçonnage)	89
3.20	Trajets de chargement dans la zone de rupture obtenus pour deux simulations de tirs sur plaque à différentes vitesses	90
3.21	Vue en coupe du modèle montrant la localisation de la déformation plastique en face arrière pour un tir à la limite de perforation. La taille caractéristique des éléments est de 0.125mm.	91
3.22	Calibration du critère de rupture en déformation plastique avec dépendance au taux de triaxialité des contraintes	92
3.23	Modèle éléments-finis de flexion trois points	93
3.24	Courbe de régularisation déterminée à partir d'une simulation de flexion trois points. La zone en rouge correspond à la plage de valeurs pour les simulations sur des configurations industrielles.	93
3.25	Effet de la régularisation du critère de rupture sur le comportement à rupture des éprouvettes de flexion	94
3.26	Simulation d'un tir perforant à 220m/s sur une plaque en MC2	95
3.27	Vitesses résiduelles expérimentales et calculées pour les deux longueurs d'impacteurs	96
3.28	Orientations de macrofissures obtenues par la simulation d'impact avec le modèle anisotrope phénoménologique et un maillage de longueur caractéristique $l_c = 0.125mm$	97
3.29	Bilan énergétique de calculs de tirs sur plaques pour deux orientations	98
3.30	Pales de turbines haute pression étudiées: Type A (à droite) et Type B (à gauche)	99
3.31	Illustration des deux types de turbines étudiés, adapté de [124]	99
3.32	Mesures de l'orientation secondaire après indentation sphérique sous le pied des pales A1, A2 et B10. La diagonale de la forme "carrée" correspond à la direction $\langle 110 \rangle$	100
3.33	Maillage des deux types de pale avec des éléments hexaédriques et position de repères matériels	101

3.34	Cinématiques d'impact de la pale lâchée sur la première pale suiveuse pour le type A (en haut) et le type B (en bas) dans le repère tournant. Vue des champs de déformation plastique. Le temps est exprimé en millisecondes.	102
3.35	Positions absolues (en haut) et relatives (en bas) des centres de gravité des pales de types A et B au cours du phénomène d'impact	104
3.36	Dispositifs mis en place pour les essais de tirs sur pale	105
3.37	Différents faciès de pales après impact	106
3.38	Séquence de tir sur la pale A1 à 194m/s (67J) à 1000°C. Vue du côté extrados et bord de fuite.	107
3.39	Séquence de tir sur la pale A2 à 234m/s (197J) à 1000°C. Vue du côté extrados et bord de fuite.	108
3.40	Séquence de tir sur la pale B10 à 234m/s (197J) à 650°C. Vue du côté intrados et bord d'attaque.	109
3.41	Banc optique pour la mesure des champs de déformations résiduelles sur les pales	110
3.42	Comparaison, à énergies d'impact proches, des déformations résiduelles de l'extrados de pales de type A et B dans le cas d'un rebond du projectile (en bas) et dans le cas d'une fragmentation de profil (en haut). Pour les pales de type B, la déformation est localisée en pied de profil alors que pour les pales de type A, elle reste confinée dans la zone de contact.	111
3.43	Modèles éléments-finis pour les simulations de tirs sur pales de type A (à gauche) et de type B (à droite)	112
3.44	Comparaison calcul/essai pour un tir sur une pale de type A, chauffée à 1000°C, à 194m/s et 67J (A1). Champs de déformation plastique.	113
3.45	Comparaison calcul/essai de la flèche et du champs de déformation totale résiduelle côté extrados de la pale A1 après impact	113
3.46	Comparaison simulation/essai du tir sur une pale A, chauffée à 1000°C, à 234m/s - 197J. Champs de déformation plastique.	114
3.47	Champs de déformations résiduelles obtenus expérimentalement (à gauche) et par calcul (à droite)	115
3.48	Comparaison calcul/essai pour un tir sur une pale de type B, chauffée à 650°C, à 234m/s et 197J (B10). Champs de déformation plastique.	116
3.49	Comparaison calcul/essai de la flèche côté extrados de la pale B10 à $t = 60\mu s$, juste avant fragmentation du profil (hauteur du profil normalisée)	116
3.50	Évolution des énergies cinétiques et internes du profil et du projectile	117
3.51	Comparaison calculs/essais de l'allure des projectiles après impact. Vue du champ de déformation plastique.	118
3.52	Données complémentaires obtenues par la simulation de tirs sur pales	118

A.1	Diagramme d'écoulement des gaz d'un turbomoteur à turbine libre, d'après [126]	144
B.1	Dispositif expérimental de mesure du module de Young par la méthode des fréquences propres	145
B.2	Empreinte résiduelle obtenue après un essai d'indentation sphérique de charge maximale 1800N sur un plan normal à une direction $\langle 100 \rangle$ du monocristal MC2	148
B.3	Résultat de l'essai de compression quasi-staique sur MC2 $\langle 100 \rangle$ à $25^{\circ}C$	149
B.4	Champs de déformation au cours de l'essai de compression quasi-statique à $25^{\circ}C$ sur MC2 $\langle 100 \rangle$	150

Liste des tableaux

1.1	Comparaison entre les domaines d'étude de la tenue et de la rétention des pales dans les moteurs aéronautiques	13
1.2	Application numérique de la solution analytique pour une plaque carrée	22
1.3	Principaux critères énergétiques des calculs en dynamique rapide . . .	28
1.4	Un jeu de paramètres complet pour la modélisation du comportement plastique et à rupture du TA6V, issu des travaux de El-Magd et Abouridouane [65]. En gras et à gauche, les données minimales requises pour les calculs préliminaires de perte d'une pale.	34
2.1	Composition chimique nominale de l'alliage MC2 en % massique . . .	42
2.2	Plages de vitesses de déformation obtenues lors des essais sur barres pour différentes conditions	49
2.3	Choix de la carte matériau dans LS-Dyna pour modéliser le comportement viscoplastique anisotrope	58
2.4	Paramètres du modèle matériau 157 utilisé dans LS-Dyna	62
3.1	Caractéristiques des projectiles en acier 25CD4	71
3.2	Résultats de la campagne de tirs sur plaques. T et L sont respectivement la température de la plaque et la longueur du projectile. L'épaisseur effective de chacune des plaques et la masse effective de chacun des projectiles sont disponibles dans l'annexe confidentielle ??.	73
3.3	Jeu de paramètres de la loi de Johnson-Cook simplifiée pour l'acier 25CD4 obtenu par essais de compression dynamique sur barres de Hopkinson, extrait de [115]	87
3.4	Déformation maximale mesurée en face arrière par corrélation d'images	90
3.5	Paramètres du modèle analytique	96
3.6	Informations sur le modèle de l'étage de turbine Haute Pression . . .	101
3.7	Performances de calcul pour les simulations préliminaires de départ de pale	102
3.8	Choix de positionnement du projectile par rapport aux profils selon le type de pale pour un impact orthoradial	103

3.9	Résultats de la campagne de tirs sur pales: T et m sont respectivement la température de la pale et la masse du projectile. La longueur effective des projectiles est disponible dans l'annexe confidentielle ??.	106
B.1	Valeurs des modules élastiques à 25°C de barreaux en MC2 déterminées par méthode vibratoire, avec $f_0 = \frac{2 \cdot 10^6}{R_{moy}}$ [127]	146
B.2	Calcul d'un contact sphère/plan représentant l'essai d'indentation . .	147

Annexe A

Principe de fonctionnement d'un turbomoteur

Le turbomoteur est une des variantes des turbines à gaz qui fonctionne selon un cycle thermodynamique de Brayton composé d'une compression, d'une combustion et d'une détente. L'énergie du mélange d'air et de carburant est convertie en une énergie mécanique transmise par l'intermédiaire d'un réducteur au récepteur, typiquement, le rotor de l'hélicoptère. La pression des gaz de sortie de la turbine est proche de la pression ambiante.

Dans les turbomoteurs actuels, à turbine libre, le groupe moteur comprend deux ensembles tournants. Le premier est un générateur de gaz dont le fonctionnement est semblable à celui d'un turboréacteur. Le deuxième, appelé turbine libre ou turbine de puissance, entraîne la prise de mouvement liée au récepteur. Les deux ensembles tournent à des vitesses différentes et le générateur a son fonctionnement pratiquement indépendant de la turbine libre et fonction du débit carburant. La turbine libre a son fonctionnement défini par l'équilibre entre l'énergie reçue du générateur et celle prise par le récepteur [126]. La figure A.1 illustre les évolutions des vitesses, des pressions et des températures des gaz à travers la machine.

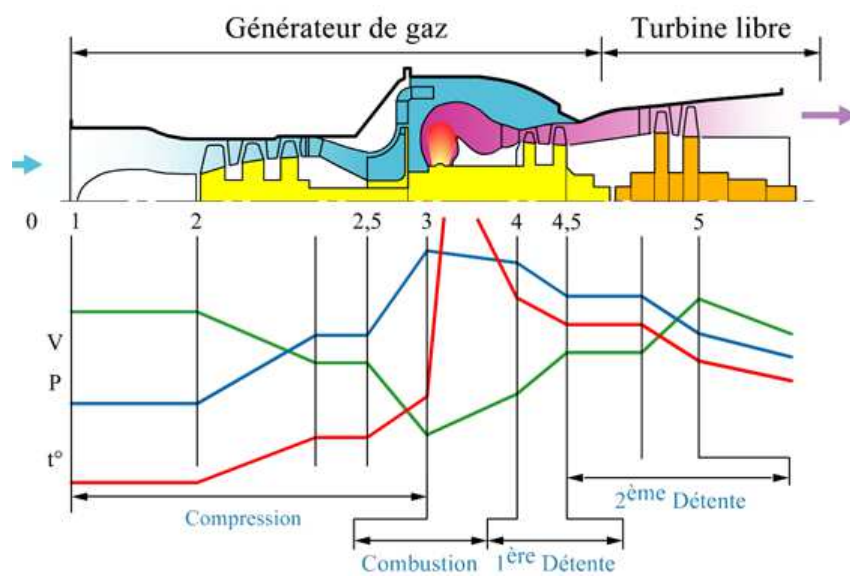


FIGURE A.1 – Diagramme d'écoulement des gaz d'un turbomoteur à turbine libre, d'après [126]

Annexe B

Analyses expérimentales complémentaires du comportement anisotrope du superalliage MC2

Mesure des propriétés élastiques par méthode vibratoire

Les propriétés élastiques mesurées par essais vibratoires sont plus fiables que celles déterminées par essais statiques. En effet, la vitesse de propagation des ondes dépend directement des propriétés élastiques du matériau. Pour ce type d'essais, le module de Young peut être déterminé par la méthode des fréquences propres de vibration ou encore par propagation d'ondes ultra-sonores dans l'échantillon.



FIGURE B.1 – Dispositif expérimental de mesure du module de Young par la méthode des fréquences propres

Pour vérifier les orientations cristallines des barreaux en MC2 fournis par Turbo-meca, des mesures des modules de Young à 25°C ont été réalisées par la méthode des

fréquences propres. Le principe est de mettre en vibration l'échantillon positionné sur un banc de flexion deux points puis de générer une excitation avec un marteau d'impact. Pour effectuer cette mesure, des barreaux cylindriques de longueur $L=120\text{mm}$ et de diamètre $D=12\text{mm}$ ont été utilisés (cf. fig. B.1). Pour déterminer le module de Young par cette méthode, le ratio L/D doit-être aussi grand que possible afin d'éviter les autres modes de vibration. De plus, les surfaces aux extrémités de l'échantillon doivent être planes et parallèles.

Pour un barreau de section circulaire sollicité en flexion, la relation reliant la fréquence de résonance au module élastique est donnée par la norme ASTM E1875-08 [127] :

$$E = 1.6067 \left(\frac{L^3}{D^4} \right) (m f_0^2) T_1 \quad (\text{B.1})$$

Dans cette expression, E est le module de Young, m la masse, L la longueur, D le diamètre et f_f la fréquence de résonance de la barre. T_1 un facteur de correction pour prendre en compte le coefficient de Poisson et le fait que la longueur du barreau n'est pas infinie. Le facteur de correction à appliquer est donné par l'équation suivante :

$$\begin{aligned} T_1 = 1 &+ 4.939(1 + 0.0752\mu + 0.8109\mu^2) \left(\frac{D}{L} \right)^2 \\ &- 0.4883 \left(\frac{D}{L} \right)^4 \\ &- \frac{4.691(1 + 0.2023\mu + 2.173\mu^2) \left(\frac{D}{L} \right)^4}{1.000 + 4.754(1 + 0.1408\mu + 1.536\mu^2) \left(\frac{D}{L} \right)^2} \end{aligned} \quad (\text{B.2})$$

Les fréquences propres de vibration ont été mesurées sur deux barreaux par famille d'orientation ($\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ et $\langle 111 \rangle$). Pour chaque échantillon, la fréquence propre f_0 est déterminée 5 fois puis une moyenne est faite (i.e. \bar{f}_0). A partir de ces mesures, la valeur du module de Young est calculée en utilisant l'équation B.1 (cf. tab. B.1).

#	Type	Masse(g)	L(mm)	D(mm)	$\rho(\text{kg}/\text{m}^3)$	R_{moy}	$\bar{f}_0(\text{Hz})$	T_1	E(GPa)
1	100	124.4	115.8	12.7	8480	635	3152	1.0642	126.1
2	100	133.5	124.1	12.7	8489	733	2728	1.0560	123.8
3	110	123.0	96.5	13.6	8774	369	5420	1.1052	168.5
4	110	145.3	114.8	13.5	8820	520	3846	1.0739	167.9
5	111	145.3	114.8	13.5	8820	450	4444	1.0739	224.2
6	111	141.3	111.6	13.5	8794	391	5119	1.0784	265.1

TABLEAU B.1 – Valeurs des modules élastiques à 25°C de barreaux en MC2 déterminées par méthode vibratoire, avec $f_0 = \frac{2 \cdot 10^6}{R_{moy}}$ [127]

Indentation sphérique sur matériau cubique

L'essai d'indentation est un moyen modique et efficace pour caractériser le comportement mécanique des matériaux. Il est classiquement utilisé pour les mesures de dureté mais il peut être également utilisé pour déterminer le comportement élasto-plastique par combinaison avec des résultats de simulation numérique (i.e. typiquement, par processus itératif utilisant l'algorithme de Levenberg-Marquart). Généralement, la contrainte principale de ce type d'essais est d'avoir une surface polie miroir.

La théorie de Hertz donne une solution analytique pour les problèmes de contact élastique de type sphère/sphère permettant d'estimer les ordres de grandeur de l'effort d'indentation et de la profondeur de l'empreinte. Dans le cas d'un essai d'indentation, le rayon D_2 d'une des sphères est supposé très grand par rapport au rayon D_1 de l'indenteur. Le problème s'apparente alors à un contact sphère/plan. Dans le tableau B.2, le calcul du rayon, a , de la pression de contact, Ph , de la profondeur, z (avec $\nu = 0,3$) et de la contrainte de cisaillement maximale, τ_{max} est détaillé pour un essai d'indentation du MC2 (supposé isotrope avec $E_1 = 120GPa$) par une pointe sphérique en tungstène ($E_2 = 600GPa$) de diamètre 3mm.

$$R_{eq} = \frac{1}{\frac{2}{D_1} + \frac{2}{D_2}} \quad (B.3)$$

$$E' = \frac{1}{\frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2}} \quad (B.4)$$

$$a = \left(\frac{3FR_{eq}}{4E'}\right)^{\frac{1}{3}} \quad (B.5)$$

$$Ph = \left(\frac{6FE'^2}{\pi^3 R_{eq}^2}\right)^{\frac{1}{3}} \quad (B.6)$$

$$z = 0,48a \quad (B.7)$$

$$\tau_{max} = \frac{1}{3} \max|\sigma_i - \sigma_j| = \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} = 0,31Ph \quad (B.8)$$

avec R_{eq} , le rayon équivalent, E' , le module de Young réduit et F , l'effort normal.

D_1	D_2	F	E_1	E_2	a	Ph	z	τ_{max}
3mm	10^{99} mm	200N	120GPa	600GPa	0,127mm	5922MPa	0,061mm	1836MPa

TABLEAU B.2 – Calcul d'un contact sphère/plan représentant l'essai d'indentation

De par la configuration simple de l'essai (contact sphère/plan) et l'homogénéité du matériau monocristallin, il est aisé de réaliser des essais de micro-indentation sur

des plans normaux aux orientations cristallines principales. Du fait de l'anisotropie élastique du MC2, de structure CFC, l'empreinte résiduelle laissée par l'indenteur sphérique n'est pas circulaire. Dans la littérature, cet effet est notamment mis en évidence par Eidel et Gruttmann [128]. L'indentation sphérique sur une surface normale à l'orientation $\langle 100 \rangle$ engendre des empreintes résiduelles de forme sensiblement carrée (cf. fig. B.2). La géométrie de l'empreinte fournit ainsi un renseignement sur l'orientation secondaire du matériau, la direction $\langle 110 \rangle$ étant définie par la droite passant par le centre de l'empreinte et l'un des quatre coins du carré. À noter que des bandes de cisaillement sont clairement visibles au voisinage des coins "arrondis" de l'empreinte.

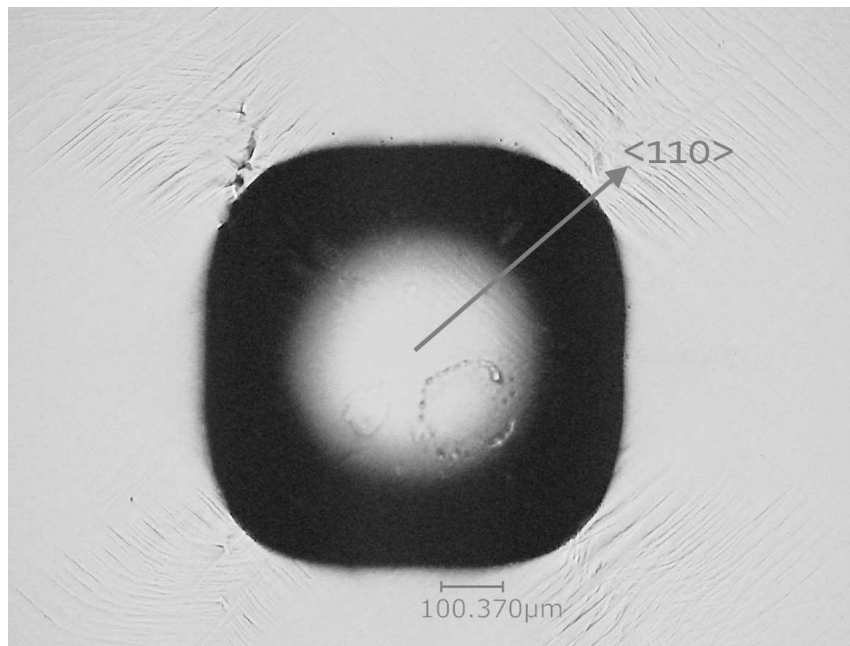


FIGURE B.2 – Empreinte résiduelle obtenue après un essai d'indentation sphérique de charge maximale 1800N sur un plan normal à une direction $\langle 100 \rangle$ du monocristal MC2

Compression quasi-statique avec mesure de champ de déformation par stéréo-corrélation d'images

Un essai de compression quasi-statique (i.e. vitesse de déformation de l'ordre de $1s^{-1}$) est réalisé sur un plot en MC2 orienté selon la direction $\langle 100 \rangle \pm 10^\circ$. L'échantillon est positionné entre deux enclumes en tungstène et la machine de compression est asservie en effort. Le résultat de l'essai en termes d'effort et de déformation macroscopique est présenté sur la figure B.3. L'écrasement maximal de l'échantillon est de l'ordre de 5% pour $F_{max} \approx 150kN$. Le comportement obtenu est bilinéaire.

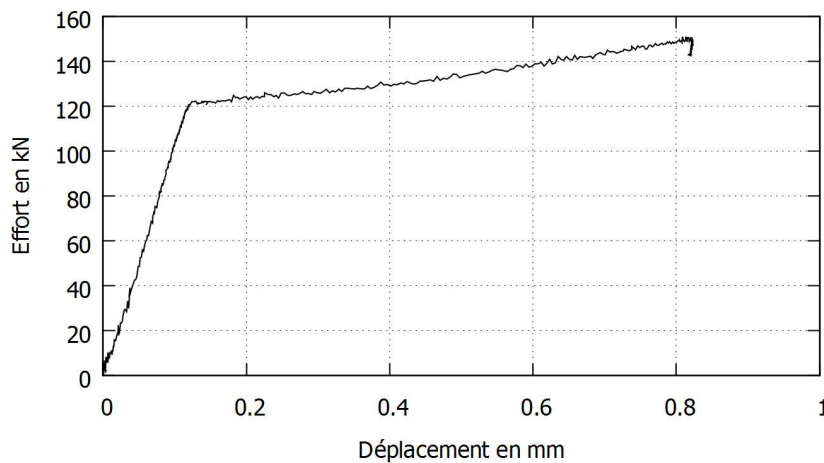


FIGURE B.3 – Résultat de l'essai de compression quasi-statique sur MC2 $\langle 100 \rangle$ à $25^\circ C$

Afin de mettre en évidence la localisation des déformations aux niveaux de bandes de glissement dans le monocristal, la technique de mesure par stéréo-corrélation d'images numériques a été utilisée. Plus de 200 paires d'images de résolution 4,2MPx ont été prises au cours de l'essai. La méthode incrémentale, qui consiste à comparer l'image n avec l'image $n - 1$, a été choisie pour la corrélation car elle offre un bon compromis entre convergence de la solution et précision du résultat. Les déformations totales équivalentes au sens de von Mises ont ensuite été calculées avec l'outil VIC-3D. Les résultats obtenus sont présentés sur la figure B.4. Ces mesures montrent que la déformation n'est pas homogène dans l'échantillon. Une bande de glissement orientée à environ 45° par rapport à la direction $\langle 100 \rangle$ s'établit d'abord puis une deuxième, perpendiculairement à la première. Pour une déformation macroscopique de l'ordre de 5%, la déformation maximale mesurée dépasse 20%.

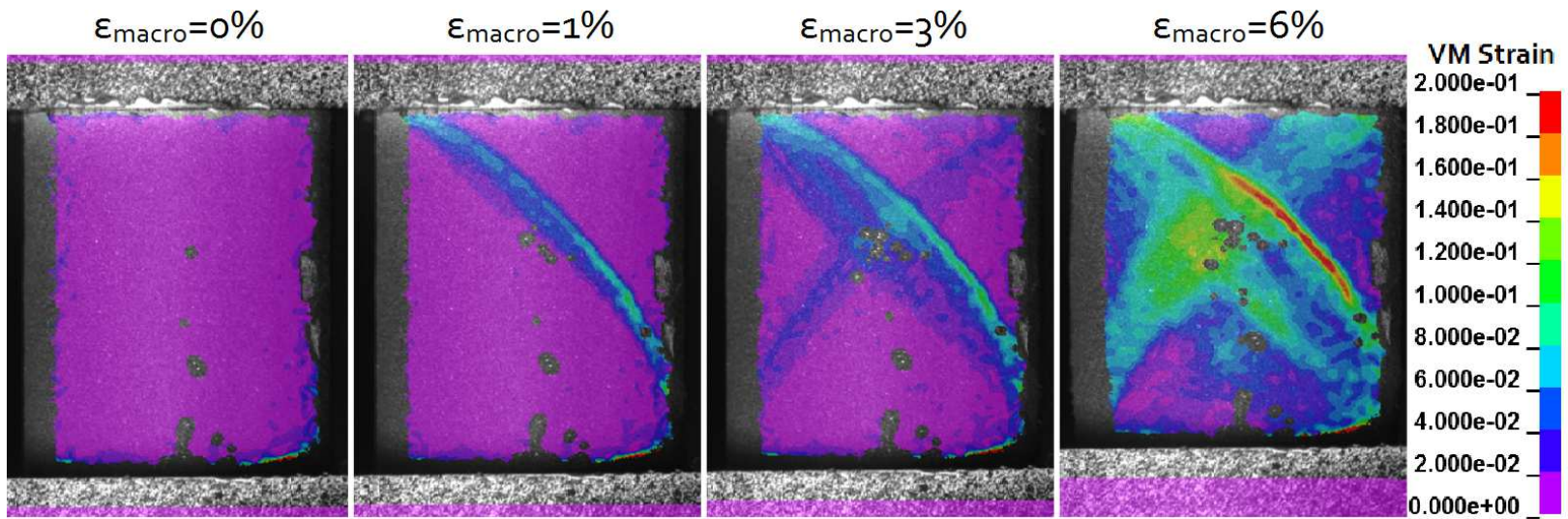


FIGURE B.4 – Champs de déformation au cours de l'essai de compression quasi-statique à 25°C sur MC2 <100>



FOLIO ADMINISTRATIF

THESE DE L'UNIVERSITE DE LYON OPEREE AU SEIN DE L'INSA LYON

NOM : ROUX

DATE de SOUTENANCE : 30/05/2016

Prénoms : Louis Pierre Jean

TITRE : Modélisation dynamique du départ d'une pale et de la tenue des pales suiveuses dans une turbomachine

NATURE : Doctorat

Numéro d'ordre : 2016LYSEI056

Ecole doctorale : Mécanique, Énergétique, Génie Civil, Acoustique

Spécialité : Mécanique, Génie Mécanique, Génie Civil

RESUME : Lors de la phase de certification d'un turbomoteur, le motoriste doit démontrer que la perte d'une pale de rotor ne conduit pas au "Knocking-Off", c'est à dire à la rupture en cascade des pales suiveuses. Cette démonstration est faite en général par un essai au banc couteux car partiellement destructif. Grâce à l'amélioration des moyens de calcul, il devient possible de simuler la réponse transitoire de la structure soumise à ce type de chargement très complexe. En tant que point d'entrée sur la simulation, la connaissance du comportement des matériaux est primordiale. Or, peu d'études sont publiées sur le comportement dynamique des superalliages à base nickel monocristallins et, de surcroît, à des températures élevées de l'ordre de 1000°C. Pour prédire efficacement les conséquences d'impacts sur des pales de turbines, des travaux expérimentaux et numériques ont été réalisés sur un monocristal couramment utilisé par Turbomeca. Des essais de compression dynamique à haute température sur barres de Hopkinson permettent d'estimer le seuil de plasticité et l'écroutissage du matériau en fonction de l'orientation du cristal, de la vitesse de déformation et de la température. Les paramètres d'une loi viscoplastique anisotrope sont identifiés pour modéliser efficacement le comportement macroscopique du MC2 sous des chargements intenses et fortement multiaxiaux. Une campagne d'essais balistiques au banc de Safran Snecma a été réalisée sur des plaques et des pales monocristallines à hautes températures. Afin de prendre en compte la fragmentation des profils dans les calculs de perte de pale, un critère en déformation plastique dépendante du taux de triaxialité des contraintes est calibré puis valide par confrontation aux essais de tirs sur plaques. Des mesures de stéréo-corrélation post-mortem et des enregistrements à la camera rapide permettent de valider les simulations. Une pratique de modélisation de la perte d'une pale avec l'outil LS-Dyna a été établie et appliquée à un cas industriel de perte de pale en service. Enfin, en vue de justifier le découplage temporel entre les dommages primaires, liés aux impacts directs sur les premières pales suiveuses, et secondaires, liés aux effets de l'excentration, une approche de dynamique d'ensemble de ligne d'arbre a été développée puis validée.

MOTS-CLÉS : Dynamique rapide, Perte de pale, Knocking-Off, Monocristal MC2, Simulation numérique, LS-Dyna, Schéma d'intégration explicite, Barres de Hopkinson, Viscoplasticité anisotrope, Essais balistiques, Corrélation d'images numériques, Taux de triaxialité, Dynamique d'ensemble de ligne d'arbre, Réponse au balourd

Laboratoire (s) de recherche : Laboratoire de Mécanique des Contacts et des Structures
UMR CNRS 5514 - INSA de Lyon
20, avenue Albert Einstein
69621 Villeurbanne Cedex FRANCE

Directeur de thèse: Daniel NELIAS

Président de jury : Georges CAILLETAUD

Composition du jury : Georges CAILLETAUD Hervé CHALONS
Sébastien MERCIER Daniel NÉLIAS
Patrick ROZYCKI Alain COMBESCURE
Hubert MAIGRE