Effets de la microstructure sur l'endommagement par écaillage des matériaux industriels

P. Chevrier, J. Klepaczko

► To cite this version:

P. Chevrier, J. Klepaczko. Effets de la microstructure sur l'endommagement par écaillage des matériaux industriels. Journal de Physique IV Proceedings, 1997, 07 (C3), pp.C3-897-C3-902. 10.1051/jp4:19973151 . jpa-00255440

HAL Id: jpa-00255440

<https://hal.science/jpa-00255440>

Submitted on 1 Jan 1997

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

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

Effets de la microstructure sur l'endommagement par écaillage des matériaux industriels

P. Chevrier and J.R. Klepaczko

Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux, Ile-du Saulcy, 57045 Metz cedex 01, France

Abstract. This paper concentrates on the physical mechanisms of spalling studied via plate-plate impact experiments in LPMM-Metz. Some physical mechanisms of spall for typical construction materials like Al-alloys and steels are reviewed. A physically based simple cumulative spall criterion is analysed and the material constants like the activation energy has been found for several materials. A good correlation has been found between the criterion and experiments. The criterion is recommended for FE codes.

Résumé. Cet article se propose d'étudier les mécanismes physique conduisant à l'écaillage par le biais de la technique expérimental d'impact de plaque sur plaque. Plusieurs mécanismes physiques d'écaillage pour différents matériaux de constructions tel que les alliages d'aluminium et les aciers sont présentés. Un critère cumulatif basé sur la physique est analysé et ces constantes tel que l'énergie d'activation sont calculés pour différents matériaux. Une bonne corrélation est obtenue entre le critère et les résultats expérimentaux. Ce critère est utilisé dans un code de calcul par éléments finis et fournit également de bon résultats.

1. INTRODUCTION

L'écaillage peut intervenir dans les structures soumises à des ondes de choc, lors de l'élaboration, de la mise en forme et du soudage des matériaux industriels, ou encore dans les applications militaires. La rupture dynamique sous sollicitations de traction, des métaux et alliages, est très affecté par la vitesse de déformation, l'état de contrainte, l'histoire du chargement et la microstructure initiale, il est donc raisonnable d'utiliser ce même ensemble de paramètre pour décrire la mécanique de l'écaillage. Le premier objectif de cette contribution est de vérifier un nouveau critère à endommagement cumulatif, utilisant un nombre restreint de constantes, sur un alliage d'aluminium et un acier puis de comparer ces résultats avec ceux fournis par la littérature spécialisée. Le second objectif est de comprendre comment la microstructure, tel que les défauts, les inclusions, les particules de secondes phases et les joints de grains, influencent l'amorçage, croissance et coalescence des microcavités dans ces deux matériaux. La technique expérimentale développée au Laboratoire de Physique et Mécanique des Matériaux (LPMM) permet de figer l'endommagement à différents niveaux en contrôlant précisément l'amplitude et la durée des ondes incidentes. Des observations en microscopie optique et en microscopie électronique à balayage sur ces matériaux viendront illustrer nos propos.

2. TECHNIQUE EXPERIMENTAL

L'écaillage est obtenu par la mise en tension rapide d'une partie de la cible, du au croisement de deux ondes de détentes formées par réflexion des ondes de compression incidentes sur la surface libre. L'impact de plaque, obtenu à partir d'un lanceur à gaz, est une technique relativement peu onéreuse pour étudier sous des conditions de contrainte élevées, d'état de déformation uniaxiale et de faible déformation plastique, le processus physique d'endommagement conduisant à la rupture, la cinétique de formation des microcavités mais aussi pour valider différents critères utilisés dans les codes de calcul par éléments finis.

Dans cet objectif, le LPMM s'est équipé d'un lanceur à gaz de haute performance et technologie [1]. Il permet d'atteindre des vitesses de projectile (diamètre 57mm, masse 400 gr environ) comprises entre 10 et 600 ms⁻¹. Afin de rendre son exploitation la plus aisée possible, pour avoir des conditions d'essai

reproductible et de sécurité optimale, le déroulement complet d'une séquence de tir ainsi que la surveillance des paramètres de sécurité ont été entièrement automatisés et informatisés. Le lanceur est équipé de plusieurs capteurs (pression, vide, fin de courses, présence, etc.) qui permettent de connaître en temps réel l'état des différents sous-ensemble qui le constituent. Un logiciel écrit en Visual Basic travail sous environnement Windows et réalise l'interface graphique entre l'utilisateur et un automate, qui lui dialogue directement avec les capteurs installés sur le lanceur. Cet ensemble nous a permis d'obtenir les résultats présentés dans la suite.

3. RESULTATS EXPERIMENTAUX

Dans le but de déterminer pour différents temps de chargement, la contrainte seuil d'initiation de l'endommagement par écaillage, deux matériaux ont été étudiés au LPMM : Un alliage d'aluminium-zinc-magnésium à durcissement structural 7020 (Mn 0.05%, Mg 1%, Cr 0.1%, Zn 4%) et un acier fournit par GIAT Industrie (C 0.25%, 0.005% Ti) [2], dont les caractéristiques mécaniques sont résumés dans le tableau 1.

Tableau 1 : Caractéristiques mécaniques de l'alliage d'aluminium 7020 et de l'acier

Matériau	ρ (kg.m ⁻³)	R _{p0.2} (MPa)	R _m (MPa)	E(MPa)	C _{élastique} (ms ⁻¹)	R _{écaillage} (MPa)	Dureté HB
7020	2780	320	380	71500	6400	245	120
Acier	7788	967	1085	216000	6034		340

La technique d'impact de plaque nous a permis d'obtenir expérimentalement différents niveaux d'endommagement (amorçage, amorçage avancé, écaillage) pour plusieurs temps de chargement. L'amorçage correspond à un endommagement microscopique faible, l'amorçage avancé correspond à un endommagement microscopique intense et l'écaillage correspond à la formation macroscopique d'une surface libre. A chaque fois la contrainte est calculée afin de tracer les deux graphes de la figure 1.

Figure 1 : Points expérimentaux donnant la contrainte seuil d'amorçage pour différents temps de chargements, pour l'alliage d'aluminium 7020-T6 (a) et pour l'acier LPMM (b)

4. ENDOMMAGEMENT ET RUPTURE DUCTILE

4.1 Analyse

L'observation de la surface libre, créée par écaillage sur les deux matériaux étudiés au LPMM, révèle un endommagement ductile avec la présence de très nombreux cupules. Cet endommagement ductile débute par la formation de microcavités, résultant de la décohésion entre la matrice et les inclusions ou de la fissuration des inclusions. Ce processus d'amorçage est généralement modélisé par la définition d'une contrainte critique locale de décohésion suivant deux approches principales. L'approche locale continue avec le modèle de Argon et al [3] qui considèrent que la contrainte de décohésion σ_d est une combinaison de la contrainte hydrostatique σ_m et de la contrainte équivalente σ_{eq} (au sens de Von Mises) :

$$\sigma_d = \sigma_m + \lambda \sigma_{eq} \quad (1)$$

λ est un facteur de forme et l'approche basée sur la théorie des dislocations, applicable aux particules de petites tailles ($<1\mu\text{m}$), avec le modèle de Goods et Brown [4], qui estime que la présence des dislocations aux voisinages de la particule provoque une augmentation, $\Delta\sigma_d$, de la contrainte de décohésion suivant la relation :

$$\sigma_d = \sigma_1 + \Delta\sigma_d = \sigma_1 + 5.4\alpha\mu\sqrt{\frac{\epsilon_1 b}{r}} \quad (2)$$

α est une constante comprise entre 0.14 et 0.33, μ est le module de cisaillement, σ_1 et ϵ_1 sont respectivement la contrainte et la déformation principal maximale, b la norme du vecteur de Burgers et r le rayon de la particule. Lorsque les particules sont fortement liées à la matrice, la phase d'amorçage est la source de l'instabilité qui conduit à la rupture, alors que pour des matériaux où la cohésion est faible (cas de l'acier LPMM), ce sont les phases de croissance et de coalescence qui contrôlent la rupture. La seconde étape est la croissance des microvides sous l'effet de la déformation plastique et de la contrainte hydrostatique de traction. Plusieurs modèles traitent de la croissance en faisant intervenir le taux de triaxialité des contraintes et la déformation plastique locale équivalente. Dernière étape, la coalescence des cavités adjacentes qui atteignent une taille critique et finissent par se rejoindre pour former l'endommagement macroscopique. La coalescence a également lieu par la formation de bande entre les cavités voisines où se localise la déformation plastique, donnant lieu à la formation de plus petit vide qui vont croître rapidement jusqu'à provoquer la striction puis la rupture du segment de liaison (bande de cisaillement).

Figure 2 : Bande de cisaillement entre deux cavités observée par microscopie optique (acier LPMM)

La première étape du processus d'endommagement ductile peut être modélisée par un critère type "contrainte critique" alors que les deux suivantes seraient plutôt du type "déformation critique". D'une manière générale l'approche basée sur la contrainte critique (Tuler et Butcher, Speight et Taylor, Zhurkov) reste simple, aisément implémentable dans un code de calcul et donne de bons résultats de prédiction.

L'approche basée sur la déformation critique (Gurson, Johnson et Cook, Needleman, Shockey) donne lieu à des formulations complexes faisant intervenir de nombreux paramètres pas toujours évident à déterminer par l'expérience, mais permet de mieux rendre compte du processus physique. L'approche proposée dans cet article est celle d'un critère cumulatif simple dans sa formulation mais qui prend en compte l'histoire du chargement et donc la notion de délai ainsi que l'énergie d'activation thermique et donc la température d'essai et l'élévation de température due à l'endommagement lui-même. Il est très intéressant d'étudier la variation de la contrainte critique d'écaillage en fonction de la température d'essai pour différents matériaux (CFC et CC), afin d'observer parfois une transition fragile-ductile.

4.2 Un critère cumulatif [6]

De part sa simplicité, le critère de Tuler et Butcher [5], bien qu'ancien, demeure très utilisé et apprécié pour prévoir la rupture par écaillage. Cependant il ne permet pas de rendre compte du processus physique d'endommagement. En supposant que la phase d'amorçage est activée thermiquement, et en prenant en compte l'histoire du chargement dans le matériau, Klepaczko [6] propose le critère local d'endommagement et de rupture suivant :

$$t_{c0} = \int_0^{t_c} \left(\frac{\sigma_I(t)}{\sigma_{F0}} \right)^{\alpha(T)} dt \quad (3)$$

Pour une température d'essai donnée, on identifie les constantes σ_{F0} , t_{c0} et α afin que la courbe $\sigma_F = f(t_c)$ passe au mieux des points expérimentaux. On constate qu'il existe une valeur unique de α et une infinité de couple (σ_{F0}, t_{c0}) . Le problème du choix de t_{c0} peut donc se poser. Pour le résoudre, on fait le choix arbitraire de prendre $t_{c0} = 2\mu s$ qui correspond approximativement à des valeurs de σ_{F0} égale à la limite élastique de Hugoniot pour les deux matériaux étudiés. α est défini à partir de l'énergie d'activation thermique ΔG_0 nécessaire à l'ensemble du processus d'endommagement (amorçage, déformation plastique, cisaillement) par la relation :

$$\alpha = \frac{\Delta G_0}{kT} \quad (4)$$

k désigne la constante de Boltzman.

4.3 Validation sur des matériaux industriels

Le calcul des constantes du critère de Klepaczko a été réalisé pour les deux matériaux étudiés au LPMM et pour six autres matériaux (trois alliages d'aluminium et trois aciers) tirés de la bibliographie. Il est intéressant de comparer les valeurs de α pour chaque groupe de matériaux en fonction de leurs caractéristiques mécaniques tel que la dureté.

tableau 2 : Valeurs des constantes pour les différents matériaux, $t_{c0} = 2\mu s$
(les cases ombrées correspondent aux alliages d'aluminium)

Matériau	σ_{F0} (GPa)	α	ΔG_0 (10^{-20} J)
7020-T6 (LPMM)	1.068	1.36	0.55
6061-T6	0.942	4.5077	1.82
6061-T651	1.025	4.337	1.75
B95	0.37	0.98	0.39
Acier (LPMM)	4.9	2.369	0.96
Fer Armco	2.48	2.556	1.03
Fer Armco 80	1.52	3.2	1.29
Acier 1020	3.623	3.515	1.42

Figure 3 : Critère de Klepaczko appliqué à quatre alliages d'aluminium (a), 7020-T6, 6061-T6 [7], 6061-T651 [8], B95 [9] et à quatre aciers (b), Acier LPM, Armco [10], Armco 80 [11], 1020 [12]

Pour les quatre nuances d'acier, α à une valeur moyenne de 2.9 avec des écarts de plus ou moins 20%. A priori α diminue avec l'accroissement de la dureté (Armco 80 HV=75, Acier LPM HV=360) mais il est nécessaire d'approfondir ces résultats. Les alliages d'aluminium présentés ici sont à scinder en deux catégories, suivant la valeur de α . L'alliage 6061 a des caractéristiques mécaniques plus faible que le 7020 ainsi qu'une dureté moindre, mais il est fort possible que l'état de livraison et d'autres paramètres liés à l'élaboration de l'alliage soit à prendre en compte. L'élévation de température au sein du matériau au cours du processus d'endommagement est suffisamment faible pour supposer qu'elle n'a pas d'influence sur le mécanisme.

A fortiori, le critère est en bonne corrélation avec les données expérimentales, l'identification des trois paramètres reste aisé, et la simulation numérique vient conforter ces résultats.

5. EFFETS DE LA MICROSTRUCTURE SUR L'ENDOMMAGEMENT

L'acier (LPM) a une structure martensitique en latte avec l'existence de nombreux carbures aux joints de lattes. En observant au microscope optique, après attaque chimique, la section endommagée de la cible, on s'aperçoit que l'amorçage des cavités se fait par décohérence des lattes autour des carbures. Il semblerait que cette phase d'amorçage consomme peu d'énergie alors que la croissance et surtout la coalescence de ces cavités est beaucoup plus difficile à réaliser. On observe très bien sur les micrographies, la formation d'une bande de localisation de la déformation plastique entre certains vides qui conduit à la rupture du segment de liaison. La vitesse de déformation a une influence faible pour cet acier, et la rupture reste ductile quelque soit la vitesse de sollicitation. La température d'essai a elle une importance, puisqu'on observe une transition fragile-ductile aux alentours de -30°C . A température ambiante, on observe par microscopie électronique à balayage de la surface libre, la présence de cupules caractéristique d'un processus d'amorçage, croissance et coalescence.

Pour l'alliage d'aluminium 7020, on observe également un mode de rupture ductile avec la présence de nombreux cupules. A l'intérieur de chaque cupule, on retrouve des particules fragmentées de manière fragile, qui sembleraient être la phase MgZn_2 .

Figure 4 : Microscopie électronique à balayage de l'aluminium 7020-T6 (a) et de l'acier (LPM) (b)

6. CONCLUSION

En dépit des nombreuses études expérimentales menées pour comprendre l'écaillage, beaucoup de questions restent posées quand à la corrélation à établir entre la microstructure et les conditions critiques pour lesquelles apparaît la surface libre. Il est évident que les micromécanismes intervenant au cours de l'écaillage sont similaires à ceux observés dans la rupture dynamique par fissuration. Elle peut être fragile (clivage), ductile (cupules) ou bien mixte. Puisque chacun de ces modes dépend de la température et de la vitesse de déformation plastique local, un critère d'écaillage universel doit tenir compte des effets de la température et de la vitesse de déformation. Un tel critère, présenté dans cet article, peut caractériser la résistance à la rupture, ou à l'écaillage, par le biais de quelques constantes physiques. De plus ce critère est aisément implémentable dans un code de calcul aux éléments finis. Les résultats obtenus par simulation numérique sont en très bon accord avec les résultats expérimentaux et l'identification des trois constantes reste simple.

Références

- [1] Chevrier P., Rapport de Projet de fin d'étude d'ingénieur, (1994) 1-110.
- [2] Gaillly B., Petit J., American Institute of Physics, (1996) 635-638.
- [3] Argon A.S., Im J., Safoglu R., Metallurgical Transactions, **6A** (1975) 825-837.
- [4] Goods S.H., Brown L.M., Acta Metallurgica, **27** (1979) 1-15.
- [5] Tuler F.R., Butcher B.M., Int. J. Fract. Mech., **4**, (1968) 431-437.
- [6] Klepaczk J.R., Crack Dynamics in Metallic Materials (Klepaczko J.R., Springer verlag, 1990) pp. 428-445.
- [7] Fyfe I.M., Stang R.G., "Ductility imposed by void growth at high strain rates", High Energy Rate Fabrication, Texas 17-21 juin 1984, Berman I. et Schroeder J.W. Eds. pp.237-243.
- [8] Butcher B.M., Barker L.M., Munson D.E. et Lundergan C.D, AIAA Journal, **2** (1964) 977-990.
- [9] Zlatin N.A., Pugavhev G.S., Mochalov S.M. et Bragov A.M., Izv. AN SSSR, FTT, **17** (1975) 2599-2602.
- [10] Arnold W., Held M., Stilp A.J., "Spallation behavior of Armco iron", APS topical conference on shock compression of condensed matter, USA août 1989, pp.5-14.
- [11] Arnold W., Compte-rendu de thèse. (1991).
- [12] Nicholas T., Bless S.J., Metals Handbook (ASM Eds, USA, 1985) pp. 208-214.