

Rhéologie des propergols en cours de polymérisation

par B. SCHAEFFER, (SNPE — Centre de Recherches du Bouchet)

RESUME

La théorie de Mandel du comportement des corps dont les propriétés dépendent de l'âge a été appliquée aux blocs de propergol moulé-collés où la polymérisation a lieu en partie sous contrainte.

Le calcul à la rupture est également possible par intégration d'une loi de propagation des fissures fonction de l'âge du propergol.

SUMMARY

Crosslinking of a case-bonded propellant grain continues during and after cooling. Prediction of the thermal stresses uses a theory of the mechanical behaviour of aging materials.

Fracture is predicted by integration of an age dependent crack-propagation law.

1. INTRODUCTION

La rhéologie a pour but principal l'étude de la déformation des liquides, des pâtes et des solides en insistant particulièrement sur le facteur temps [1] qui intervient à la fois dans les phénomènes d'écoulement et de vieillissement.

L'évolution des matériaux dans le temps se traduit généralement par un durcissement. L'évolution des propriétés mécaniques du propergol avait été négligée jusqu'à une date récente dans le calcul des contraintes apparaissant au refroidissement du propulseur après cuisson. Or la polymérisation n'est pas toujours achevée en fin de cuisson nominale et les contraintes réelles sont plus faibles que prévu en utilisant dans les calculs le module du propergol mesuré sur du matériau âgé de plus de six mois.

Une théorie des corps viscoélastiques linéaires dont les propriétés dépendent de l'âge a été développée par Mandel [2]. Pratiquement, on remplace généralement, dans les calculs par éléments finis le module d'élasticité par un module de relaxation fonction de la durée de la sollicitation et de l'âge du propergol au moment de la sollicitation.

La connaissance des contraintes dans le chargement de propergol doit être complétée par celle de la rupture, elle-même compliquée par la variation de la résistance mécanique avec l'âge.

2. RAPPEL DU PRINCIPE DES PROPULSEURS A POUDRE

Les propulseurs à propergol solide moulé-collés [3] sont constitués d'une enveloppe et d'une tuyère par où s'échappent les gaz de combustion assurant la propulsion de l'engin. L'enveloppe contient le propergol, coulé, puis polymérisé à chaud. L'adhérence du propergol à l'enveloppe est la caractéristique fondamentale des blocs moulé-collés. La chambre de combustion est moulée grâce à un noyau central téfloné. Après polymérisation on retire le noyau et le propergol subit un usinage de finition. Lors du refroidissement un retrait thermique apparaît et le propergol se met sous tension car le retrait est empêché par le collage du propergol à l'enveloppe.

Les méthodes de calcul habituelles des propulseurs à poudre donnent des coefficients de sécurité moitié de ceux qui sont observés sur propulseurs réels. C'est pourquoi des études approfondies ont été entreprises pour trouver l'origine de ce désaccord. Il provient en partie de l'inertie thermique du propulseur, mais aussi du phénomène de polymérisation sous contrainte qui provoque une déformation permanente [4] à ne pas confondre avec la plasticité.

15 novembre 1977

3. PROPRIETES MECANQUES DU PROPERGOL POLYMERISE

Les propergols solides composites sont caractérisés par une viscoélasticité marquée du comportement et par une rupture différée [5].

3.1. Comportement viscoélastique

Le module de relaxation $E(t)$ a été déterminé en mesurant l'évolution de la contrainte au cours du temps à des allongements de l'ordre de 5 % et pour différentes températures s'échelonnant entre -60°C et $+60^\circ\text{C}$. L'équivalence temps-température permet l'établissement d'une courbe maîtresse. Elle peut être représentée mathématiquement par la formule Schapery [6] dite loi puissance modifiée

$$E(t) = E_0 + \frac{E_g - E_0}{\left(1 + \frac{t}{\tau_0 a_T}\right)^n} \quad (1)$$

E_0 est le module vitreux
 E_g est le module à l'équilibre

τ_0 est une constante de temps de relaxation
 n est un exposant caractéristique de la cinétique de relaxation

a_T rend compte de l'équivalence temps-température selon une équation du type WLF [6, 7]

$$\log a_T = - \frac{C_1 (T - T_0)}{C_2 + T - T_0} \quad (2)$$

t est le temps écoulé depuis l'application de la sollicitation. Pour $T_0 = 20^\circ\text{C}$, on trouve les valeurs suivantes pour les compositions étudiées ici [8]

liant	C_1	C_2	E_g	E_0	τ_0	n
	/	$^\circ\text{C}$	MPa	MPa	s	/
polyuréthane	10,5	184,5	4 365	1,15	6.10^{-12}	0,24
polybutadiène	9,0	209	1 260	1,18	7.10^{-11}	0,25

3.2. Rupture différée

On peut appliquer aux propergols solides le critère du taux d'énergie de fissuration proposé par Lemaitre [9] : la vitesse de propagation des fissures ne dépend que de la densité d'énergie élastique

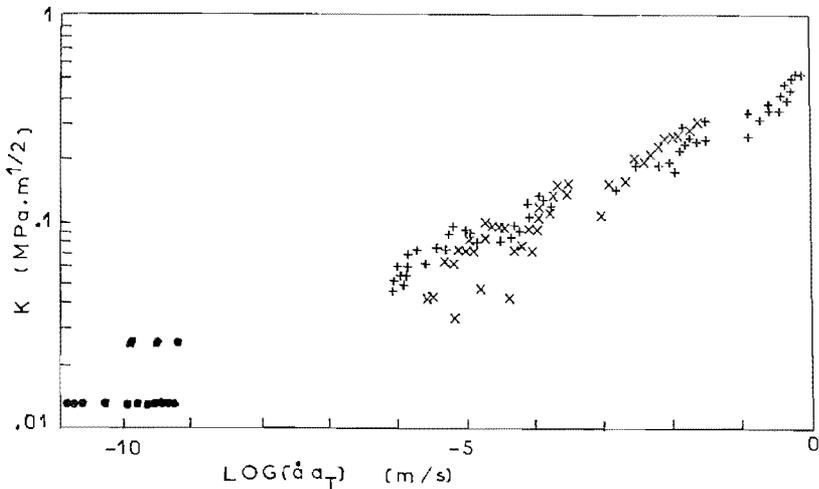
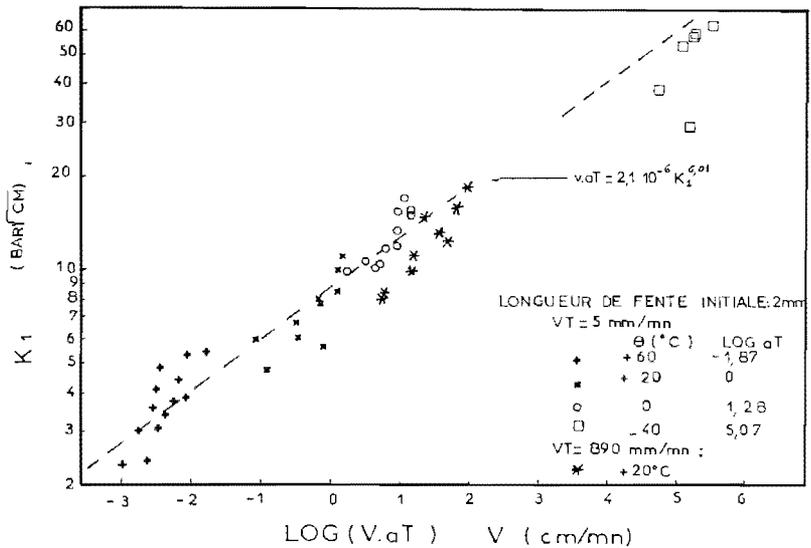


Fig. 1 et 2. — Courbes maîtresses de la loi de propagation des fissures pour un polyuréthane (fig. 1) et un polybutadiène (fig. 2).

libérée par unité de surface créée. La nature visco-élastique du matériau pose un problème car l'énergie emmagasinée est absorbée à la fois par la rupture et par frottement interne. Nous avons adopté une solution simplifiée basée sur l'hypothèse, justifiée théoriquement [10] d'une relation biunivoque entre la vitesse de propagation v des fissures et le facteur d'intensité de contraintes K_I tel qu'il est donné par la mécanique linéaire de la rupture à partir de la force appliquée.

La relation $v(K_I)$ a été déterminée par des mesures de vitesses de propagation de fissures dans des conditions diverses. On trouve une relation linéaire en échelles logarithmiques (fig. 1). Elle s'écrit donc :

$$v a_T = A K_I^m \quad (3)$$

Dans les propergols composites, m est voisin de 6.

C'est une équation différentielle qui peut s'intégrer et conduire à la prévision de la rupture à condition de connaître la taille $2a_0$ des fissures initiales.

Dans un milieu infini, on trouve

$$\int_{a_0}^{\infty} (\pi a)^{-\frac{m}{2}} da = \int_0^{t_R} A [\sigma(t)]^m dt \quad (4)$$

car K_I y est égal à $\sigma \sqrt{\pi a}$

t_R est le temps à rupture et $2a$ la longueur instantanée de la fissure.

Deux cas particuliers ont une grande importance : la traction à vitesse $\dot{\sigma}$ de montée en charge constante et le fluage sous charge constante σ_F .

L'intégration de (4) donne en traction une résistance

$$\sigma_T = \left[\frac{m+1}{m/2-1} \frac{\dot{\sigma}}{A a_0^{m/2-1}} \right]^{\frac{1}{m+1}} \quad (5)$$

En fluage, pour σ_F constante, on trouve :

$$\sigma_F^m t_F = \frac{t_T}{m+1} \sigma_T^m \quad (6)$$

Pour une même contrainte de rupture, le temps de rupture en fluage t_F est égal au temps de rupture en traction t_T divisé par $m+1$.

La loi de propagation peut aussi s'écrire

$$v = B (K/\sigma_T)^m \quad (7)$$

en utilisant la relation (5).

La résistance en traction des propergols composites dépend fortement de la vitesse de sollicitation. On caractérise d'habitude un propergol composite par sa résistance en traction S_m et l'allongement correspondant e_m mesurés à une vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ de 1 mn^{-1} soit pratiquement une vitesse de montée en charge de $0,1 \text{ MPa/s}$. Il est plus correct d'utiliser la contrainte vraie $\sigma_T = S_m (1 + e_m)$ qui tient compte de la variation de section due à la déformation.

Les valeurs expérimentales des divers paramètres ci-dessus sont les suivantes :

liant	m	A	B	a_0	S_m	e_m	σ_T
	/	S.I.	S.I.	mm	MPa	%	MPa
polyuréthane	6	360	3 000	1,5	1,1	28	1,4
polybutadiène	6	94	6 000	1,0	1,5	33	2,0

K_I et v sont exprimés dans le système international, soit en $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ et en m/s respectivement (fig. 2). On remarque l'absence d'un seuil de propagation, il existe une propagation même pour les niveaux de charge les plus faibles. La recherche d'une limite inférieure de K_I dans les propergols composites est vaine car la durée des expériences serait telle que les phénomènes de vieillissement seraient prépondérants.

En résumé la rupture différée des propergols composites s'interprète par une propagation de microfissures préexistantes. Cette propagation est invisible au début et s'accélère très rapidement, ce qui donne l'illusion d'une rupture retardée.

3.3. Rupture multiaxiale

Le critère du taux d'énergie de fissuration G s'applique aussi à la prévision de l'influence de la forme du tenseur des contraintes sur la rupture des propergols composites (critère de rupture multiaxial). En fixant la géométrie de l'éprouvette ainsi que le temps, on remarque que G est proportionnel à l'énergie élastique libérée pendant la rupture. On obtient un critère voisin de celui de Beltrami avec la différence importante qu'il tient compte de l'énergie restant emmagasinée dans le matériau après rupture. Il est distinct du critère de Mises où seule l'énergie de distorsion intervient.

L'expression classique du critère de Beltrami peut se mettre sous la forme

$$W_{el} = \frac{\sigma_{oct}^2}{2K} + \frac{3}{4} \frac{\tau_{oct}^2}{\mu} = \text{constante} \quad (8)$$

où W_{el} est l'énergie élastique emmagasinée,

K est le module de compressibilité

μ est le module de cisaillement

$$\sigma_{oct} = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3} \quad (9)$$

est la moyenne des trois contraintes principales σ_1 , σ_2 et σ_3

$$\tau_{oct} = \frac{1}{3} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \quad (10)$$

est le cisaillement moyen octaédrique.

Lorsque toute l'énergie emmagasinée n'est pas absorbée par la rupture (essais sous pression de matériaux compressibles par exemple), le critère du taux d'énergie de fissuration conduit à un critère de Beltrami différentiel :

$$\Delta W_{el} = \text{constante} \quad (11)$$

Les propergols composites sont pratiquement incompressibles sous pression isostatique ou, plus exactement, leur coefficient de Poisson est voisin de 0,5. On peut alors négliger l'énergie élastique due à la pression qui reste emmagasinée dans l'échantillon après rupture. Le critère de Beltrami classique s'applique avec, toutefois une remarque : les « constantes » élastiques dépendent de la forme du tenseur des contraintes. En effet, lorsque le tenseur des contraintes n'est pas isostatique, c'est-à-dire en présence de cisaillement, des vacuoles dues à la nature composite du matériau apparaissent. Le coefficient de compressibilité, qui est le rapport de la contrainte moyenne à la variation relative de volume, peut prendre aussi bien des valeurs négatives que positives. Cet effet est la dilatance que l'on peut décrire par la formule de Reiner [11] de la compressibilité $1/K$:

$$1/K = 1/\kappa + \frac{\tau_{oct}^2}{\delta} \quad (12)$$

κ est le module de compressibilité sous pression hydrostatique

δ est le module de dilatance selon Reiner, variant avec la contrainte moyenne. Nous utilisons la formule suivante :

$$\delta = \alpha \sigma_{oct} (\beta - \sigma_{oct})^2 \quad (13)$$

Pour simplifier, on prendra un module de cisaillement constant, bien que cela soit approximatif. Le bien-fondé de ces formules est vérifié qualitativement. La vérification quantitative est en cours par des mesures de variation de volume d'éprouvettes soumises à des tractions sous pression.

La représentation du critère dans l'espace des contraintes est une surface ayant une symétrie ternaire autour de la trissectrice. Une représentation plane commode consiste à utiliser comme coordonnée l'abscisse le long de la trissectrice et la distance à la trissectrice. Ces coordonnées sont proportionnelles à σ_{oct} et τ_{oct} . Pour un critère ayant la symétrie

de révolution, la relation entre σ_{oct} et τ_{oct} est biunivoque. Les coordonnées utilisées sont sans dimension de telle sorte que la traction uniaxiale soit représentée par $\sigma_{oct} = 1$ et $\tau_{oct} = 1$. Les résultats [12, 13] de la *figure 3* ont été obtenus pour la plupart en traction et compression sous pression initiale. Les résistances en traction et en compression ne sont pas significativement différentes (pour une même contrainte moyenne) lorsqu'on utilise les contraintes vraies qui tiennent compte de la variation de section de l'éprouvette due à la déformation. Autrement dit, le critère de rupture des propergols composites présente la symétrie de révolution.

4. RETICULATION DU PROPERGOL

Le propergol solide composite est obtenu par réticulation d'un prépolymère additionné de charges actives (70 à 80 % en volume) et de divers ingrédients. Il se présente, après malaxage, sous la forme d'une pâte qui est ensuite coulée dans l'enveloppe du propulseur à une température variant entre 20 °C et 80 °C selon les compositions. La pâte polymérise ensuite à une température généralement différente de celle de coulée. Il en résulte des mouvements de pâte et des risques d'apparition de cavités si un retrait se produit alors que le matériau est dans un état intermédiaire entre le liquide et le solide. C'est le difficile problème de la rupture des liquides que nous n'avons encore pu aborder. Nous nous limitons pour le moment à mesurer la résistance du propergol dès qu'il est assez polymérisé pour qu'un essai de traction sur éprouvette haltère soit possible.

4.1. Etat liquide

Au moment de la coulée du propergol on a affaire à une pâte dont la polymérisation est plus ou moins avancée. La *figure 4* montre l'avancement de la réac-

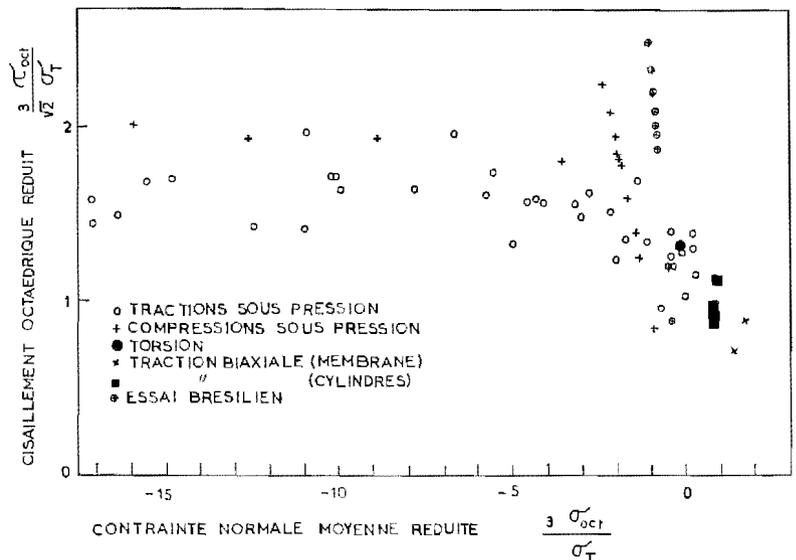


Fig. 3. — Critère de rupture multiaxial

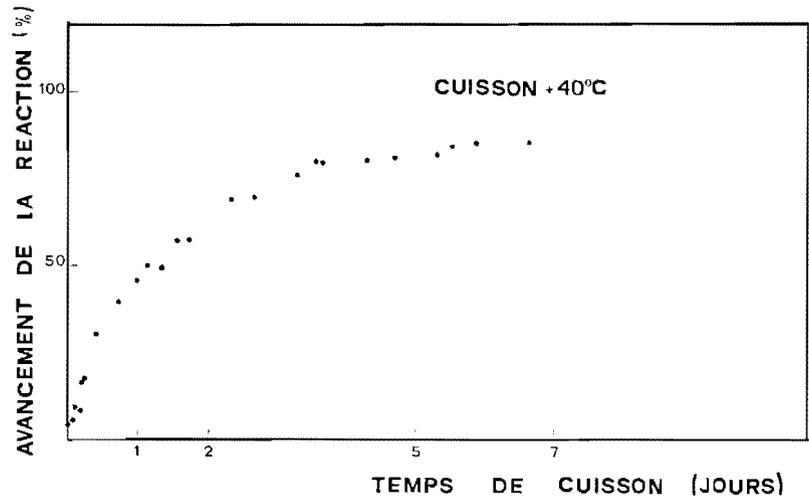


Fig. 4. — Avancement de la réaction de réticulation du polybutadiène

tion pour une composition à liant polybutadiène. Elle atteint 90 % au bout d'une semaine. Au même moment la viscosité devient très élevée (fig. 5), c'est le point de gel. La résistance à la traction n'est pas encore mesurable.

4.2. Etat solide

La résistance à la traction croît rapidement peu après le point de gel pour atteindre asymptotiquement une valeur pratiquement indépendante du cycle de cuisson (fig. 6). Si le cycle de cuisson a une faible incidence sur les propriétés finales du propergol, il a au contraire une grande influence sur les contraintes résiduelles du chargement moulé-collé. Le coefficient de dilatation thermique de l'enveloppe est très inférieur à celui du propergol de sorte que la défor-

mation du propergol due au retrait empêché par l'enveloppe est proportionnelle à l'écart entre la température de cuisson et celle de stockage. Cette déformation serait annulée par une cuisson à 20°C. Malheureusement la durée de cuisson s'étendrait sur près de six mois (voir fig. 6) ce qui est inacceptable sur le plan économique. En pratique, on se contente généralement d'une cuisson de une à trois semaines de façon à atteindre une résistance mécanique suffisante permettant le démoulage et la manutention du propulseur. La polymérisation continue à un rythme ralenti après le refroidissement.

L'évolution de la résistance en traction S_m (contrainte nominale) est donnée sur les figures 6 et 7 pour divers cycles de cuisson et deux compositions. On constate qu'au bout de six mois les propriétés mécaniques sont indépendantes du cycle de cuisson (voir fig. 8 et 9 pour le module).

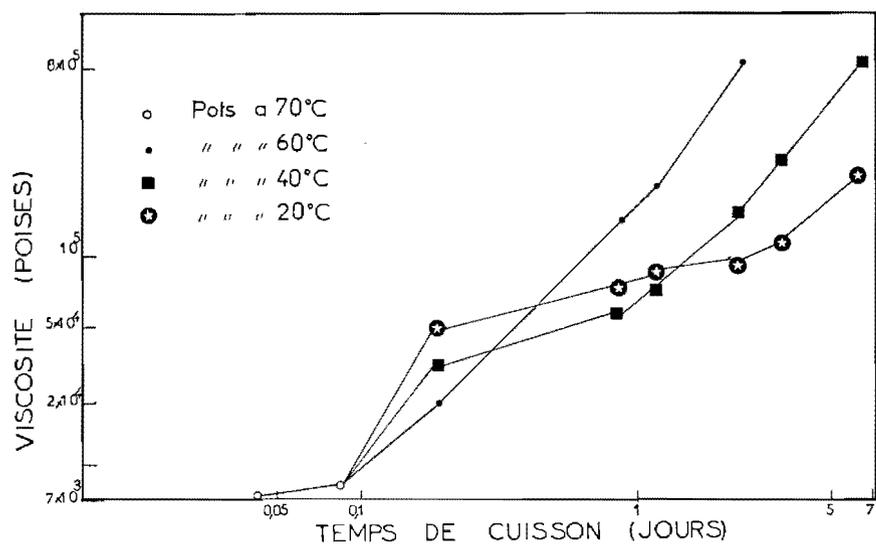


Fig. 5. — Evolution de la viscosité au cours de la réticulation du polybutadiène.

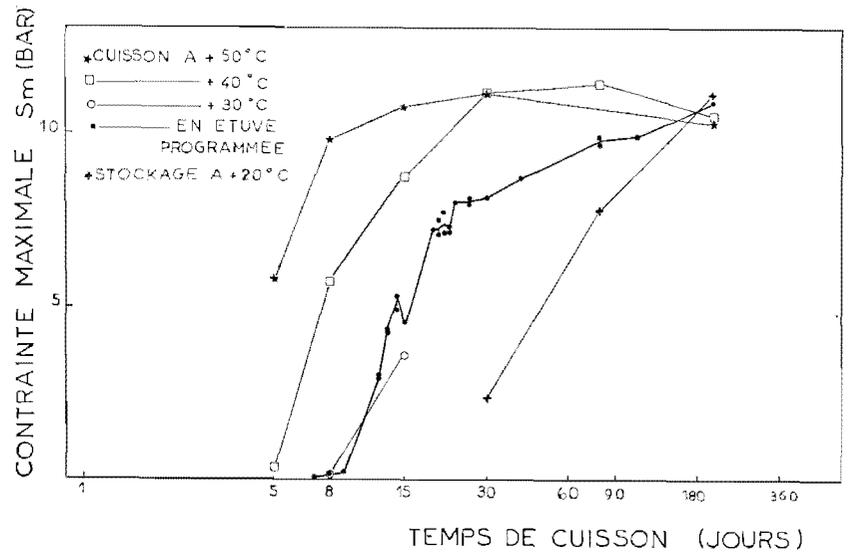
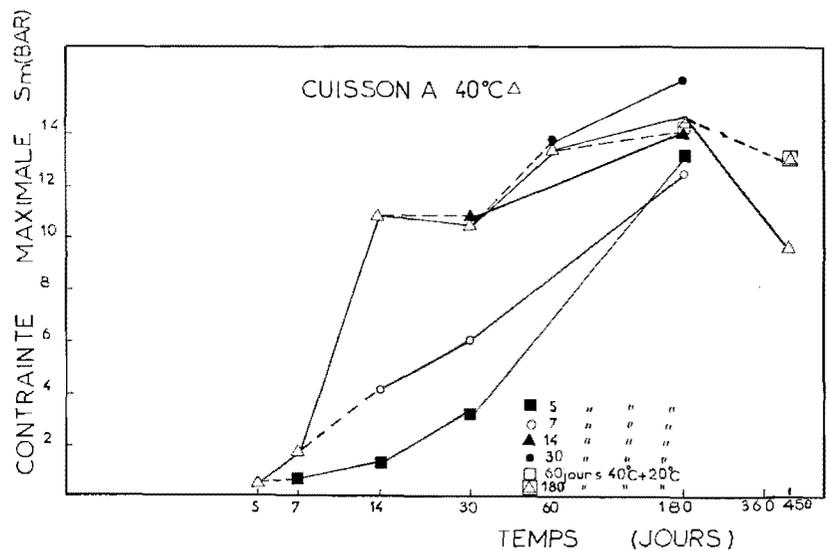


Fig. 6 et 7. — Apparition de la résistance à la traction en fonction du cycle de cuisson pour le polyuréthane (fig. 6) et le polybutadiène (fig. 7).



5. COMPORTEMENT VISCOELASTIQUE VIEILLISSANT

La nature évolutive des propergols composites est connue depuis longtemps puisque les épreuves de contrôle des propriétés mécaniques sont effectuées à des âges rigoureusement codifiés. Les propergols sont également l'objet de nombreuses études de vieillissement.

Le calcul des contraintes savait tenir compte de la viscoélasticité linéaire mais le propergol était supposé parfaitement cuit en fin de cuisson nominale. C'est à l'occasion d'un incident de fabrication que l'on s'est rendu compte qu'une sous-cuisson pouvait avoir une influence bénéfique sur la durée de vie des propulseurs. Cet incident a coïncidé avec l'obtention des premiers résultats de simulation sur éprouvettes de l'apparition de la résistance mécanique du propergol en cours de cuisson et de la formation des

contraintes résiduelles au refroidissement du chargement de propergol moulé-collé. Les méthodes de caractérisation des propriétés mécaniques du propergol et le calcul des contraintes ont été complétés pour tenir compte de cet effet.

5.1. Résultats expérimentaux

Le calcul repose sur la connaissance du module de relaxation $E(t, \tau)$, t est l'époque de la mesure. Si l'origine des temps est prise à la coulée et que la polymérisation a lieu à 20°C τ est l'âge du propergol. Lorsque la température de cuisson est différente on se ramène à 20°C en tenant compte de ce qu'une élévation de température accélère le vieillissement (ou la polymérisation). On obtient un âge effectif différent de l'âge physique qu'on appelle quantité de cuisson.

Le module a été déterminé par des essais de relaxation à allongements constants de 5, 20, 30 et

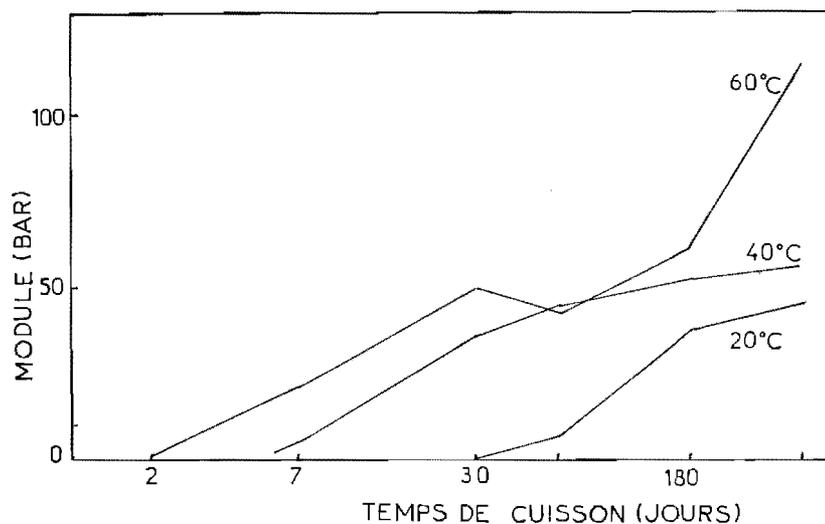
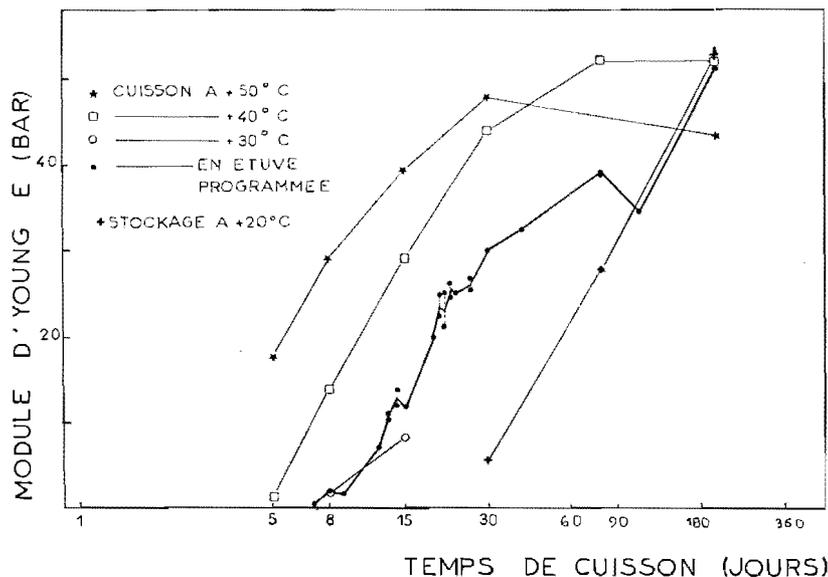


Fig. 8 et 9. — Evolution du module (cf fig. 6 et 7)

40 %. Ils ont été appliqués à l'aide d'une machine de traction et maintenus grâce à un système de porte-éprouvettes spéciaux. La mesure de la contrainte résiduelle se fait en reprenant périodiquement le porte-éprouvette sur la machine, en débloquant les écrous et en les rebloquant après la mesure. Cette méthode évite d'immobiliser des relaxomètres coûteux. Les mesures peuvent être poursuivies sans inconvénient pendant des années.

Le propergol a été cuit dans des bouillottes de 400 cm³ à deux températures (40 et 60 °C) pendant des durées variant en progression géométrique. La découpe des éprouvettes a été facilitée par un refroidissement du propergol vers -20 °C. Toutes les mesures de contraintes et de propriétés mécaniques ont été effectuées à l'ambiante, voisine de 20 °C.

L'évolution des propriétés mécaniques est donnée sur les figures 7 et 9 ; celle des contraintes résiduelles pour un allongement de 30 % est donnée sur la figure 10. Le temps t depuis la coulée est le temps physique ; il est représenté en abscisse selon la même échelle logarithmique pour les trois figures. A 192 jours (6 mois) la contrainte résiduelle croît avec les temps de cuisson. A 412 jours (1 an) on constate une forte chute des contraintes les plus élevées après 6 mois, due à un dommage.

5.2. Calcul des contraintes

Le calcul des contraintes dans les propulseurs se fait par éléments finis ; elle demande une représen-

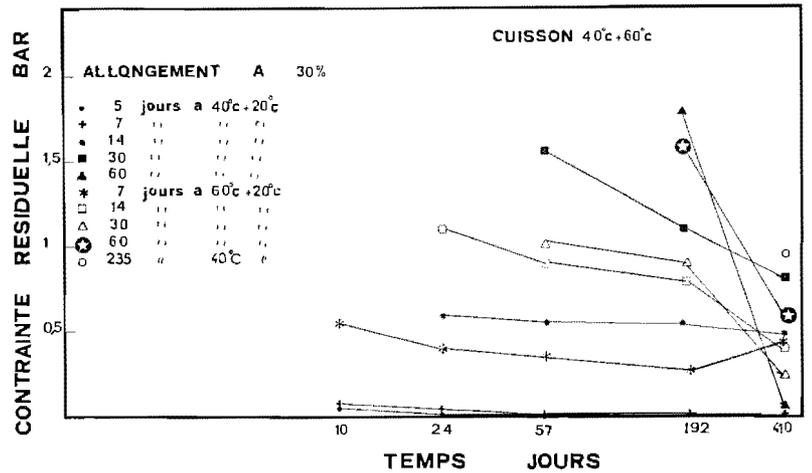


Fig. 10. — Module de relaxation en fonction du temps et de la température de cuisson. L'origine des temps est la date de la coulée et non celle de la déformation qui coïncide avec la fin de la cuisson (polybutadiène).

tation mathématique du module de relaxation. On peut l'écrire, avec une approximation suffisante, sous la forme

$$E(t, \tau) = \left(1 - \exp - \frac{t}{\tau_1}\right) E_\infty (t - \tau) \quad (14)$$

où $E_\infty (t - \tau)$ est le module de relaxation du matériau stabilisé, c'est-à-dire complètement polymérisé donné par exemple par la formule (1).

τ_1 est une constante de temps qui est voisine de 100 jours pour une « cuisson » à 20°C. On admet généralement que τ_1 est divisée par deux lorsque la température s'élève de 10°C. Il revient au même de dire que τ_1 satisfait à une loi d'Arrhenius dont l'énergie d'activation E_a est de 12 kcal/mole.

La constante de temps de cuisson en jours à 20°C s'écrit :

$$\tau_1 = 100 \exp \frac{E_a}{R} \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{T_0} \right) \quad (15)$$

où $R = 2$ cal/mole est la constante des gaz parfaits et $T_0 = 293$ °K est la température de référence.

Durant le refroidissement du propulseur, il se produit à la fois une déformation due au retrait thermique et une variation du module dans le temps et l'espace. Elle provient de la polymérisation qui se poursuit mais aussi de la relaxation viscoélastique et de la variation du module avec la température. La solution de ce problème est possible théoriquement grâce en particulier à la notion de temps réduit. En pratique on tire profit de ce que les déformations dépendent peu du module mais simplement de la température moyenne du propulseur et on peut utiliser les déformations calculées par l'élasticité linéaire, dont on connaît l'évolution au cours du temps, grâce au calcul thermique.

On choisit un module proportionnel au module de relaxation du matériau stabilisé, dans le même rap-

port que les modules de traction. On applique ensuite une formule qui correspond à celle des corps élastiques vieillissants

$$\sigma = \int_0^t E(\tau) d\varepsilon \quad (16)$$

c'est-à-dire

$$\sigma = E(t_0) \int_0^t \left(1 - \exp - \frac{\tau}{\tau_1}\right) \frac{dE}{d\tau} d\tau \quad (17)$$

Remarquons que cette formule n'est pas valable si le module décroît avec le temps, car alors une diminution du module entraîne une chute de la contrainte.

Elle n'est pas valable non plus pour calculer les contraintes longtemps après le refroidissement car il faut tenir compte de la relaxation viscoélastique. On néglige alors la durée du refroidissement devant la durée de la sollicitation et on applique la formule

$$\sigma = E(t, \tau) \varepsilon \quad (18)$$

où t est l'époque de la mesure et τ celle du refroidissement.

5.3. Simulation du refroidissement

Pour vérifier la méthode de calcul précédente, on a simulé grâce à une étuve programmable en température le cycle réel de cuisson du propulseur tel qu'il a été enregistré par des sondes de température noyées dans le propergol d'un propulseur. Le retrait thermique n'a pu être simulé de façon continue ; il a été établi par paliers sur éprouvettes, en trois fois de façon à obtenir des allongements finals de 10, 20 et 30 %. Le graphique de la figure 11 donne les valeurs des contraintes résiduelles avant chaque nouvelle mise en élongation, puis l'évolution des contraintes résiduelles à allongement constant. La

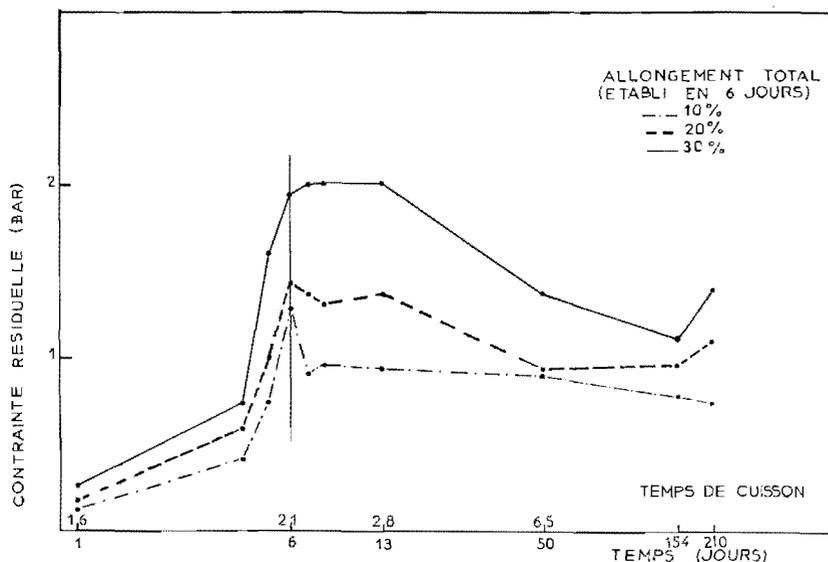


Fig. 11. — Simulation de l'évolution des contraintes dans un propulseur pour un cycle simulé à l'aide d'une étuve programmable en température.

mesure et l'établissement des contraintes résiduelles n'ont pu être faits à la température réelle du propulseur, mais l'erreur commise ainsi est de l'ordre de grandeur de la précision des mesures.

On constate sur la *figure 11* une augmentation puis une chute des contraintes. Le début des courbes correspond au refroidissement, c'est-à-dire une mise en élongation correspondant au retrait thermique. La deuxième partie des courbes correspond au stockage où l'allongement est constant, la température étant fixe. La chute de contrainte provient de la relaxation viscoélastique. La légère augmentation que l'on observe vers les six mois est vraisemblablement due à des erreurs expérimentales.

6. RUPTURE DIFFEREE D'UN MATERIAU EVOLUTIF

L'application de la mécanique de la rupture à un matériau viscoélastique, même non évolutif, est compliquée par l'influence de l'histoire des contraintes, variable d'un point à un autre lors de la propagation d'une fissure car la mise en charge n'est pas simultanée. Si, en plus le matériau vieillit au cours de la propagation de la fissure, le problème est à peu près insoluble.

La solution devient relativement simple si on fait l'hypothèse d'une relation biunivoque entre la vitesse de propagation de la fissure et le facteur d'intensité de contraintes, selon la formule (7), indépendante de l'âge du propergol. L'équation différentielle obtenue s'intègre de la même façon que pour un matériau stable, avec la seule difficulté supplémentaire que la résistance en traction dépend du temps.

$$\int_{t_0}^{t_0+t_R} \left[\frac{\sigma(\tau)}{\sigma_T(\tau)} \right]^m d\tau = \text{constante} \quad (19)$$

t_0 est l'époque d'application de la charge σ et $t_0 + t_R$ l'époque de la rupture. La taille a_0 des fissures initiales n'apparaît pas car elle est incluse dans la constante. Appliquons cette formule au cas du fluage sous charge constante ($\sigma = \text{constante}$). L'intégration ne peut généralement pas se faire analytiquement car il est difficile de trouver une représentation correcte de l'évolution de la résistance en traction permettant cette intégration. Une approximation com-

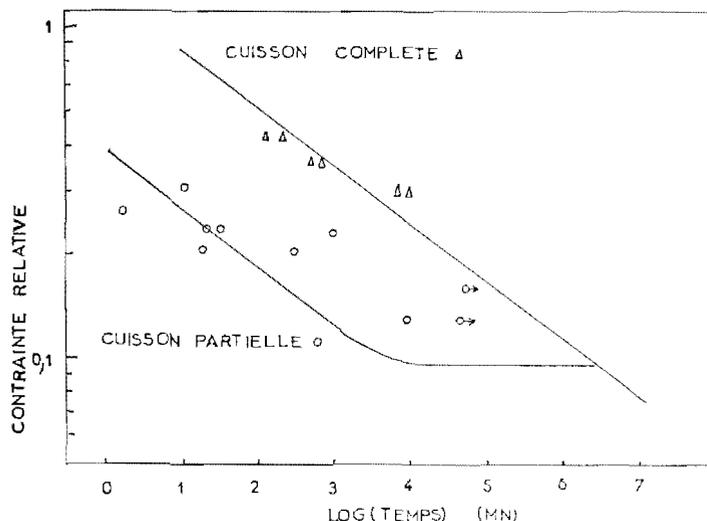


Fig. 12. — Rupture en fluage sous charge constante d'un propergol à liant polyuréthane. Les abscisses correspondent au temps de rupture sous la fraction de la résistance à la traction standard indiquée en ordonnées.

mode peut être obtenue en remarquant qu'aux fortes charges la rupture est rapide et donc que σ_T n'a pas le temps d'évoluer. On prendra

$$\sigma_T(t) = \sigma_T(t_0) \quad (20)$$

Aux faibles charges, la rupture surviendra au bout d'un temps un peu plus court que dans le cas d'un matériau parfaitement réticulé à la mise en charge. On prendra :

$$\sigma_T(t) = \sigma_T(\infty) \quad (21)$$

Les résultats expérimentaux disponibles sont peu nombreux (fig. 12). Seule la zone des fortes charges est représentée.

7. CONCLUSION

Une théorie très simplifiée rend compte de façon assez satisfaisante du comportement viscoélastique et à la rupture des propergols composites. Une théorie rigoureuse et complète serait extrêmement lourde et coûteuse à mettre en œuvre, même sur ordinateur. On se contente généralement d'étudier séparément l'influence des divers facteurs (viscoélasticité, vieillissement, non-linéarités géométriques et physiques du comportement, rupture différée et rupture multiaxiale, équivalence temps-température...) par référence au calcul élastique linéaire.

REFERENCES

- [1] B. PERSOZ — Introduction à l'étude de la rhéologie, Paris, 1960.
- [2] J. MANDEL — Sur les corps viscoélastiques linéaires dont les propriétés dépendent de l'âge, C.R. Acad. Sci. Paris, 247 (1958), 175.
- [3] SOULAT — Tenue des blocs moulé-collés, Mémorial des Poudres XLV (1963), 175.
- [4] A.V. TOBOLSKY — Properties and Structure of Polymers, Wiley, New-York, 1960.
- [5] M. GUERIN — Influence de la température et de la pression sur le comportement mécanique des propergols composites, Rev. Ind. Min. 15 juin 1972, 377.
- [6] F.R. EIRICH, T.L. SMITH — Isothermal rupture of elastomers, H. LIEBOWITZ, Fracture, vol. 8, Academic Press, New-York, 1972.
- [7] J.M. PIERRARD — Modèles et fonctions viscoélastiques linéaires, B. PERSOZ, La rhéologie, Masson, Paris, 1969.
- [8] J. LEBOIS — Communication orale.
- [9] J. LEMAITRE — Extension de la notion d'énergie de fissuration aux problèmes tridimensionnels et non linéaires, C.R. Acad. Sc. Paris, 182 (1976), 157.
- [10] S.R. SWANSON — Application of Schapery's Theory of Viscoelastic Fracture to Solid Propellant, J. Spacecraft 13 (1976), 528.
- [11] M. REINER — Deformation, Strain and Flow, Lewis, London, 1969.
- [12] J.N. LHUILLIER, B. BERMOND — Essais de rupture d'éprouvettes de propergol solide en sollicitation multiaxiale, Colloque Rilem, Cannes, 1972, vol. 2, p. 103.
- [13] B. SCHAEFFER — Fracture criterion for solid propellants, 4 th International Conference on Fracture, Waterloo, 1977, vol. 3, p. 1145.