

**Contribution à la connaissance
de la capacité d'amortissement des chocs
dans les alliages à mémoire de forme**

Conclusions

CONCLUSIONS GÉNÉRALES

La capacité d'amortissement des matériaux devient une caractéristique importante pour le bureau d'étude, pour la conception d'applications mettant en oeuvre des machines tournantes, des dispositifs vibrants ou pour la protection des systèmes sensibles aux chocs.

Jusqu'à présent, les méthodes utilisées pour sa mesure concernent une vaste gamme de fréquences allant de 0,1 Hz à 10^6 voire 10^9 Hz. Ces méthodes indiquent que des matériaux nouveaux tels que les alliages à mémoire de forme (qui sont le siège d'une transformation structurale de type martensitique réversible) sont de bons candidats pour l'objectif visé.

A partir des études concernant les très bonnes propriétés d'amortissement des bruits et des vibrations de ces alliages, nous avons tenté d'appréhender la notion d'amortissement dans les cas où ces alliages sont soumis à des chocs mécaniques.

Nous avons introduit pour cela une grandeur appelée "pouvoir amortissant" qui par analogie au frottement intérieur, permet de caractériser les effets des phénomènes microstructuraux sur la dissipation de l'énergie mécanique, lorsque ces matériaux sont soumis à des déformations de quelques pourcents dans une large gamme de vitesse de déformation (entre 10^{-3} s^{-1} et 5000 s^{-1}).

En nous intéressant à des matériaux métalliques de cette famille, nous avons eu l'ambition de savoir comment ce pouvoir amortissant pouvait être caractérisé dans le domaine des compressions plastiques pour une large gamme de vitesses de déformation, c'est-à-dire dans des configurations d'essais proches de la réalité. L'intérêt pratique d'une telle recherche est évident pour tous les moyens de locomotion en particulier.

Les essais mécaniques effectués évoluent de la simple compression quasi-statique à des chocs produits à des vitesses plus élevées soit au moyen d'un pendule à secteur que nous avons instrumenté, soit par l'utilisation des barres d'Hopkinson mises à notre disposition par l'E.N.S.M de Nantes, avec une aide bienveillante pour l'exploitation des résultats.

Nous avons choisi des alliages à mémoire de forme classiques (Cu-Zn-Al, Cu-Al-Ni), mais aussi des aciers à mémoire de forme de type Fe-Mn-Si. Des comparaisons, effectuées avec d'autres métaux et alliages ne subissant pas de transformation de phase, montrent bien la justesse de nos choix du point de vue des matériaux.

Afin de relier le comportement macroscopique et les phénomènes microstructuraux, nous avons focalisé notre attention sur l'alliage Cu-27,6% Zn - 3,63% Al- 0,6% B qui constitue notre modèle du point de vue des indispensables relations structures métallurgiques - propriétés mécaniques.

Nous avons bien sûr constaté que la vitesse de déformation était un facteur important des résultats expérimentaux : les alliages à mémoire adaptent la contrainte d'écoulement par le biais de la transformation martensitique en fonction des conditions de choc.

Nous avons caractérisé le comportement mécanique de ces alliages, ainsi que d'autres métaux et alliages par comparaison, par la définition de trois grandeurs calculées à partir des courbes contrainte-déformation :

- le pouvoir amortissant Ω^1 , qui intègre par définition l'ensemble des variations de la courbe ;

$$\Omega^{-1} = \frac{\Delta W_{\text{total}}}{W_{\text{total}}}$$

- le coefficient de sensibilité à la vitesse de déformation β , qui compare le comportement du matériau à son comportement quasi-statique ;

$$\beta = \frac{\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) - \sigma_{\text{st}}(\varepsilon, \dot{\varepsilon}_0)}{\log\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)} \quad (1)$$

Le coefficient β est calculé à vitesse déformation donnée en tout point ε par rapport à la courbe contrainte-déformation quasi-statique. Cette définition entraîne que β est une fonction implicite de la déformation.

1/ avec les définitions suivantes :

$\sigma_{\text{st}}(\varepsilon, \dot{\varepsilon}_0)$: contrainte quasi-statique ($\dot{\varepsilon}_0 = 0,001 \text{ s}^{-1}$) mesurée à la déformation ε ;

$\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon})$: contrainte dynamique à la vitesse de déformation $\dot{\varepsilon}$ mesurée à la déformation ε .

Cette écriture permet en effet d'écrire par la suite la contrainte dynamique sous la forme de la contrainte statique correspondante, à laquelle vient s'ajouter un terme dynamique :

$$\sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}) = \sigma(\varepsilon, \dot{\varepsilon}_0) + \beta \cdot \log\left(\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0}\right)$$

- *la célérité élasto-plastique C_p* , qui, en tant que grandeur dérivée, est très sensible aux variations de pente de la courbe σ - ϵ .

$$C_p = \sqrt{\frac{1}{\rho} \cdot \left(\frac{\partial \sigma}{\partial \epsilon} \right)} \quad (\rho : \text{masse volumique})$$

A partir des évolutions de ces trois grandeurs physiques en fonction de la vitesse de déformation (entre le cas quasi-statique et des chocs plus ou moins sévères), nous avons proposé une loi de comportement pour l'alliage Cu-Zn-Al étudié.

Cette loi, ainsi que celle proposée en comparaison pour un alliage Cu-Al-Ni à mémoire de forme, fait apparaître la transformation martensitique comme un mode de déformation supplémentaire et complémentaire des mécanismes de la plasticité, qui favorise l'accommodation de la déformation extérieure et qui va donc dans le sens d'un meilleur pouvoir amortissant.

Enfin, nous avons mesuré les élévations de température consécutives aux chocs. Cette dernière série d'expérience nous a fourni un résultat que certes nous attendions, mais qu'il fallait impérativement mettre en évidence avant d'aborder l'intérêt des autres grandeurs que nous avons définies. Par comparaison avec des métaux purs ou des alliages exempts d'une transformation martensitique conduisant à un effet de mémoire de forme, *l'élévation de la température sous l'effet d'un choc est nettement inférieure dans un alliage à mémoire.*

Nous interprétons ce résultat comme une aptitude des ces alliages à emmagasiner une énergie libre utilisable pour provoquer des transformations de phase comme l'indiquent les modifications structurales observées sur des alliages après choc. Ceci est une démonstration de l'augmentation du pouvoir amortissant sous l'effet d'un choc par une transformation structurale qui dans le cas le plus simple est celle de l'austénite en martensites. C'est la définition même des transformations athermiques, tout au moins partiellement. Ce résultat fondamental de notre étude est supporté par la mise en évidence d'endommagements dus à l'intervention de cisaillements adiabatiques.

La présence de cisaillement étant l'essence même des transformations martensitiques, ce que nous apportons peut être relié à la nature de certains cisaillements dans les alliages à mémoire de forme ayant subi un traitement approprié pour développer cet effet. Cette assertion est bien démontrée en particulier pour l'alliage Cu-Zn-Al par comparaison entre les états traités et ceux non traités thermiquement.

Par ailleurs, les coefficients β et C_p se sont révélés très sensibles aux phénomènes structuraux, mais la relation précise avec des modifications structurales reste encore délicate par comparaison avec d'autres métaux et alliages ne présentant pas d'effet de mémoire de forme.

Les phénomènes dénoncés par ces variations de C_p et de β sont supportés par des études structurales que nous n'avons pas pue mener totalement à terme. En effet, les difficultés liées à la maîtrise parfaite à tout instant de la structure d'un échantillon donné rend délicate l'identification des structures, qui, au moins dans le cas des martensites, peuvent être très voisines.

Cependant, le phénomène de transformation de phase provoquée par choc perforant est particulièrement bien montré à l'aide de la diffraction des rayons X et de la micrographie optique.

Nos études permettent de conclure qu'à différents instants, la contrainte est appliquée à des structures nouvelles issues de la transformation de celles qui les ont engendrées. Ainsi, le matériau est soumis à chaque instant à une compétition entre quatre modes de déformation, qu'il essaye de gérer suivant les états de température et de contrainte locaux :

- la déformation plastique de la phase mère
- la transformation martensitique
- la déformation plastique du produit de transformation
- la localisation de la déformation et l'instabilité qui peut en découler.

Nous interprétons le phénomène d'accommodation de la déformation extérieure comme l'ensemble des mécanismes microstructuraux qui régissent la vitesse de déformation:

$$\dot{\epsilon} = f(\epsilon, T, S_0, S(t))$$

ϵ : déformation
 T : température
 S_0 : structure initiale
 $S(t)$: structure à l'instant t

Cette approche, ainsi que l'analyse des structures, nous a permis de proposer un "diagramme des états intermédiaires" facilitant la compréhension des phénomènes microstructuraux intervenant lors d'un essai dynamique. Ainsi, nous pensons que l'alliage à mémoire de forme subit des transformations successives au cours de sa déformation pendant un choc, par des mécanismes de nucléation progressive sous l'effet de vibrations de réseau. Nous adoptons ce point de vue plutôt que celui plus classique qui présuppose l'existence des mécanismes de germination et de croissance des phases martensitiques finales.

Finalement, cette étude illustre comment l'approfondissement de nos connaissances sur l'endommagement des structures permet de formuler et d'ajuster les paramètres caractéristiques des lois de comportement mécaniques.

Il serait souhaitable de poursuivre des études dans ce sens, afin de d'affiner la compréhension des mécanismes métallurgiques intervenant simultanément et/ou consécutivement.

