

CONTRÔLE DU COMPORTEMENT EN TRACTION DES ALLIAGES À MÉMOIRE DE FORME PAR ÉMISSION THERMIQUE ET ACOUSTIQUE

Carlo Santulli
Centre Commun de Recherche, ISIS-ATIA

Fabrizio Billi*¹
Università di Roma - La Sapienza

RESUMÉ

Les matériaux à mémoire de forme, comme par exemple les alliages nickel-titane stoechiométriques, permettent de récupérer en bonne mesure la déformation sous charge constante et l'énergie de dégradation connexe, présentant ainsi un phénomène d'hystérésis ainsi qu'un comportement super-élastique. L'observation du comportement mécanique et de propagation de l'endommagement se présente toutefois difficile, parfois ne parvenant à compléter efficacement les données des courbes de charge par des indications prédictives. Ici une stratégie d'analyse combinée est présentée par l'utilisation de l'émission acoustique et de l'émission thermique pendant des essais de traction sur alliages Ni-Ti (49.2%) dont le plateau de changement de phase se situe autour de 500 MPa. Les deux techniques utilisées fournissent en temps réels des indications sur les transitoires d'endommagement et sur les modes de rupture des échantillons, confirmées par les fractographies.

INTRODUCTION

L'effet de mémoire de forme donne la possibilité du retour d'un matériau à sa forme originale par l'application d'un échauffement. Ceci arrive par la propriété de certains alliages d'exister dans deux formes différentes, notamment une forme de haute température (austenite) et une autre forme de basse température (martensite) (1). Lorsque cette dernière phase est déformée au dessous d'une limite donnée, elle a la possibilité de regagner la forme initiale, ce qui s'explique au point de vue métallurgique par la présence de gemination au bordes des grains. Seulement une modeste déformation résiduelle peut alors être observée (2). La température de transformation dépend bien sûr du matériau spécifique choisi. Des modifications pourtant de la composition de l'alliage peuvent être envisagées, afin d'obtenir une transformation à la température apte pour l'application prévue. Des phénomènes de superélasticité et de pseudoélasticité permettent en plus de stocker de l'énergie potentielle dans ces matériaux de façon isothermique- et donc même, si l'alliage a été conçu pour cela, à température de l'air- uniquement par effet de la faible contrainte appliquée, ce qui a de l'intérêt dans le champ de l'ingénierie sismique.

Les alliages Ni-Ti ont d'ailleurs déjà une longue histoire d'application industrielle, notamment dans les domaines des applications aéronautiques (Nitinol) et biomédicales (fil orthodontique). Il vaut à ce propos la peine de rappeler l'étroite dépendance entre les propriétés thermomécaniques désirées des alliages stoechiométriques Ni-Ti et le procédé métallurgique (métallurgie des poudres et sinterisation ou bien fusion à l'arc) suivi pour l'obtention de l'alliage (3).

Un important donné (4) qu'on ne peut manquer de tenir en considération est toutefois l'anisotropie qui se manifeste pendant l'essai de traction sur les alliages Ni-Ti. En effet la

déformation mesurée une fois la transformation achevée, évaluable sur ces alliages aux alentours du 7%, n'est qu'une moyenne des déformations réelles observées dans les différents cristaux et la variation depuis cette valeur peut dans certaines directions dépasser le $\pm 30\%$. La possibilité d'une caractérisation efficace du comportement mécanique, qui puisse aboutir à des observations même locales, est dès lors fortement avantageuse et peut jouir de l'application de techniques pour le suivi des essais et le support des résultats. Parmi ces techniques, l'émission acoustique a déjà donné des résultats de base, en décelant ses possibilités soit dans la mesure de la limite élastique et des déformations maximales auxquelles un alliage peut être sujet suite à la transformation austénite-martensite, soit dans l'observation de transitoires qui échappent à la mesure par courbes de contrainte (5). Des possibilités par contre pas encore complètement exploitées de ces techniques gisent dans la caractérisation de l'endommagement sur ces alliages par l'analyse des formes des signaux d'émission acoustique et par la comparaison des variations de température produites pendant les différents essais de traction.

METHODE

Une plaque d'alliage nickel-titane (49.2% Ti) a été coupée, en obtenant des éprouvettes avec longueur mesurable de 40 mm sur une longueur totale de 100 mm. Les dites échantillons ont été testés dans des essais de traction avec vitesses de chargement, contrôlées par le déplacement du mors inférieur, variables entre 1 mm et 5 mm par minute. Tous les échantillons ont été soumis à des essais répétés, suivis par l'application soit d'un microcapteur piézo-électrique d'émission acoustique (\varnothing 9 mm), avec fréquence de sensibilité maximale de 250 kHz soit d'un thermistor pour le monitoring de l'émission thermique avec résistance de 30 Ω .

L'émission acoustique venait détectée et élaborée par un système MISTRAS de PAC, tandis que le logiciel pour l'acquisition de l'émission thermique (DITE: Damage Investigation by Thermal Emission) a été conçu dans nos laboratoires et permet aussi un contrôle efficace de la machine de traction. Les caractéristiques de ce système sont reportées en (6). Il faut observer enfin qu'un suivi de l'émission thermique pendant un essai de traction demande un contrôle très soigneux de la température aux alentours de l'éprouvette afin qu'elle puisse se considérer complètement isolée du reste du laboratoire d'essais. Ce contrôle donnait des résultats fiables dans un intervalle d'environ ± 5 mK; ceci dit, le sens de toute variation de température inférieure est par conséquent douteuse.

RESULTATS

La première évidence qu'on peut tirer des essais de traction est l'étroit rapport de la limite élastique de ces matériaux avec ce que montrent les courbes variation de température-temps: le changement de pente de cette dernière courbe (fig.1) correspond en effet exactement au moment où la limite élastique est atteinte. Le comportement de ces courbes d'émission thermique peut être typiquement divisé dans deux phases, dont la première, précédant le déblocage des dislocations, montre une diminution de température, tandis qu'en suite la température augmente, en atteignant à la rupture de l'échantillon une variation positive locale de température d'environ 7 °C. La corrélation entre les deux diagrammes est meilleure à fur et à mesure que l'essai de traction présente des caractéristiques plus proches d'un comportement adiabatique.

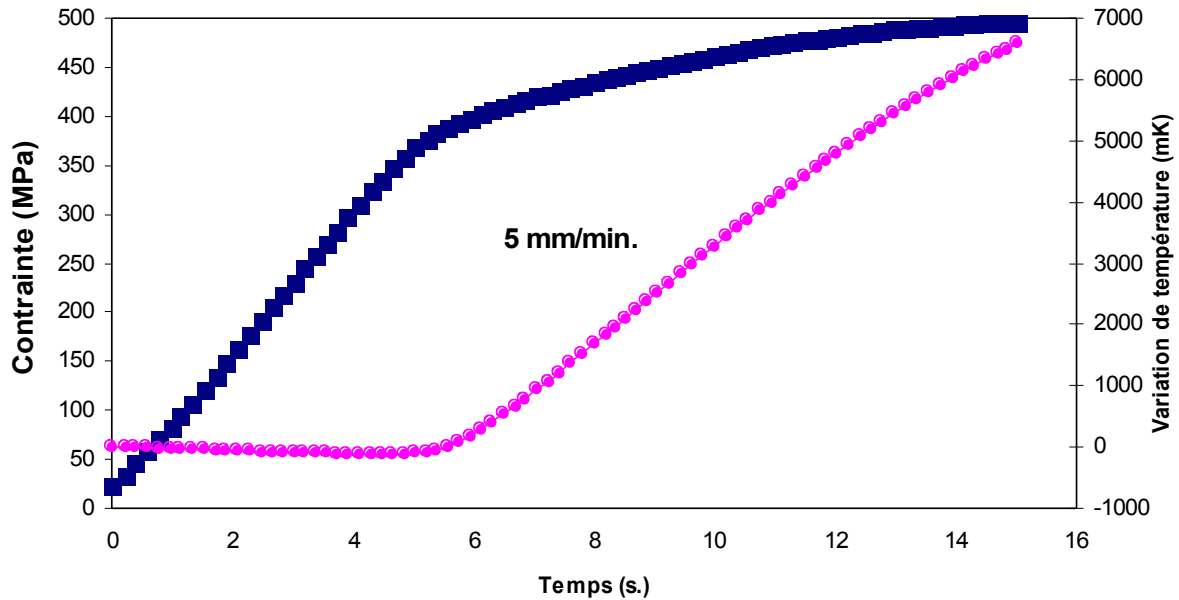


fig.1 Essai de traction suivi par émission thermique (5 mm/minute)

Ceci est mieux précisé dans la courbe de fig.2, correspondant à la toute première partie d'un essai de traction effectué avec une plus basse vitesse de chargement (1 mm/minute). On peut observer comme la mise en mouvement des dislocations n'est pas soudaine, suivant en effet à une première phase de descente réelle de la température, une deuxième phase (ici allant des secondes 8 à 15 environ) où l'effet du mouvement des dislocations commence à équilibrer l'effet thermoélastique, qui conduit par contre au déjà mentionné refroidissement de l'éprouvette.

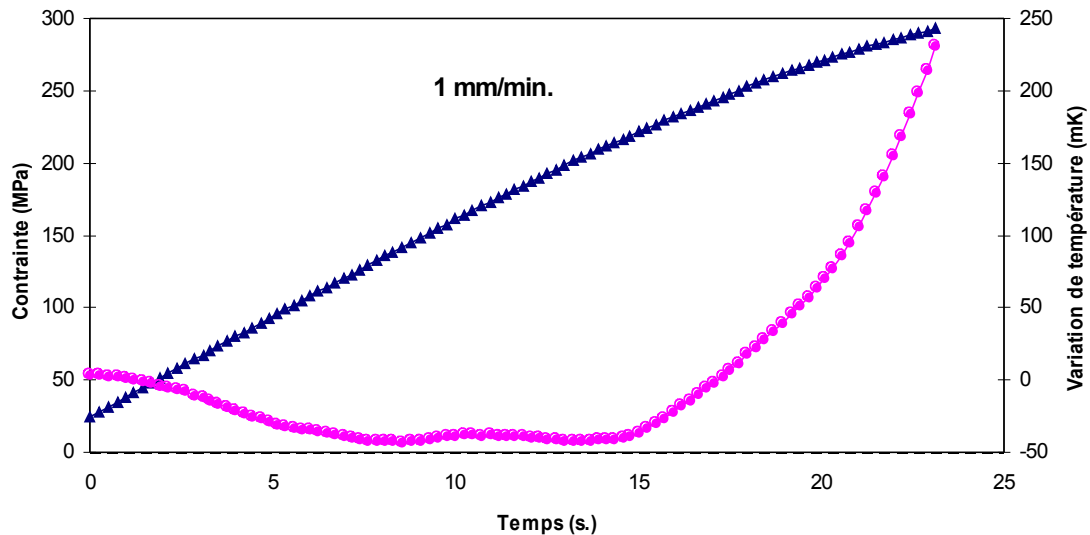


fig.2 Seule phase élastique d'un essai de traction suivi par émission thermique (1mm/minute)

Un autre des buts de cette expérimentation résidait dans la possibilité d'effectuer des essais répétés afin de voir les modifications du comportement du matériau dans le suivi par émission thermique et acoustique. Dans la fig.3 sont reportés trois essais de traction consécutifs dans

lesquels on arrêtaît le chargement quelque seconde après avoir atteint la limite thermo-elastique, c'est à dire l'inversion de pente dans le diagramme variation de température-temps. La différence plus notable entre les trois chargements peut être observée dans le fait que lors du troisième essai les croissances locales de température pendant la période de diminution, observables dans les deux autres essais aux alentours des 10 secondes, disparaissent. Ceci peut être dû à l'ouverture d'une fissure encore en domaine élastique qui dégage de l'énergie lors des deux premiers chargements.

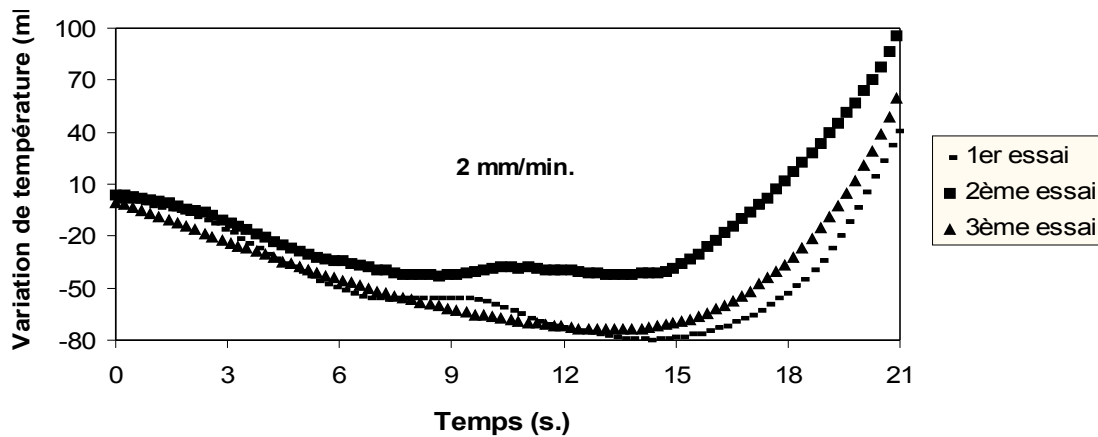


fig.3 Chargements répétés à 2 mm/minute

On a cherché par l'analyse de émission acoustique la validation des observations faites à propos de la fig.3: en effet les chargements répétés donnent l'évidence attendue de l'effet Kaiser, lorsque l'émission acoustique ne recommence qu'après avoir atteint le niveau préalable de charge. En plus, en comparant la fig.4, relative au premier chargement d'un échantillon intact, avec la fig.5, qui montre par contre le nouveau chargement immédiat de la même éprouvette, on peut noter que beaucoup d'événements d'émission acoustique se manifestant en proximité et au dessus de la limite élastique dans le premier cas disparaissent en occasion du deuxième essai. Dans ce dernier cas on n'a en effet de l'activité acoustique que pendant la phase de déformation plastique après les 40 secondes.

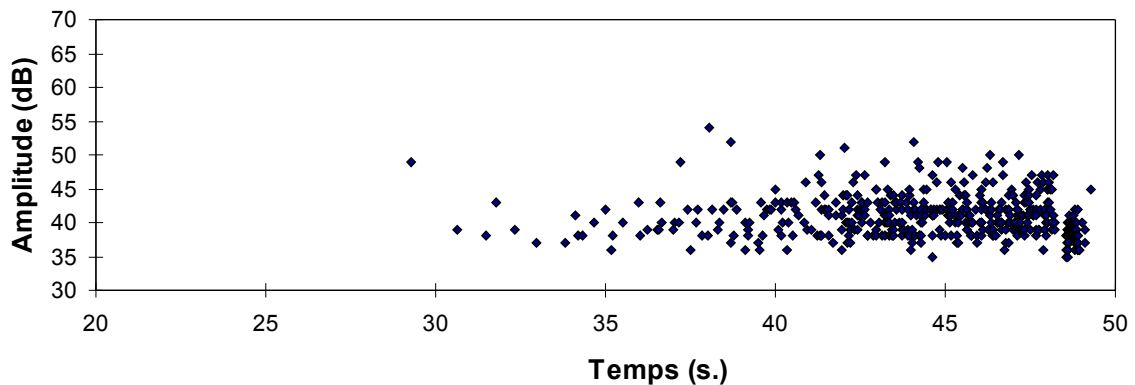


fig.4 Amplitudes de l'émission acoustique dans un 1er chargement à 1 mm/minute

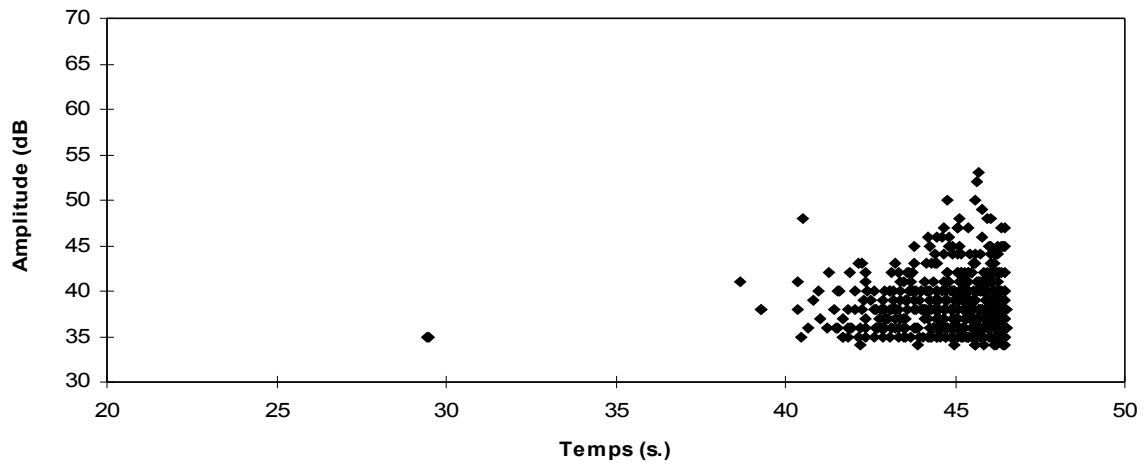


fig.5 Amplitudes de l'émission acoustique dans la répétition de l'essai à 1 mm/minute

Une autre observation peut concerner le fait de la virtuelle absence d'événements d'émission acoustique avec hautes amplitudes (>60 dB), comme il est d'ailleurs évident dans la fig.6, qui montre la bien connue correspondance entre la courbe des comptages cumulés et la courbe de contrainte. En plus les amplitudes moyennes des événements observés permettent de noter comme on n'ait pas un grand dégagement d'énergie, même en proximité de la rupture. Ceci, uni au fait qu'une observation totale de la deuxième phase élastique suivante la transformation austénite-martensite n'a jamais pu être obtenue dans ces essais, nous permet de constater que les défauts surfaciques dus à l'usinage ont une importance relevante dans ces matériaux. De ces défauts, la surface de fracture en fig.7 obtenue au MEB (Microscope Electronique à Balayage) offre un exemple.

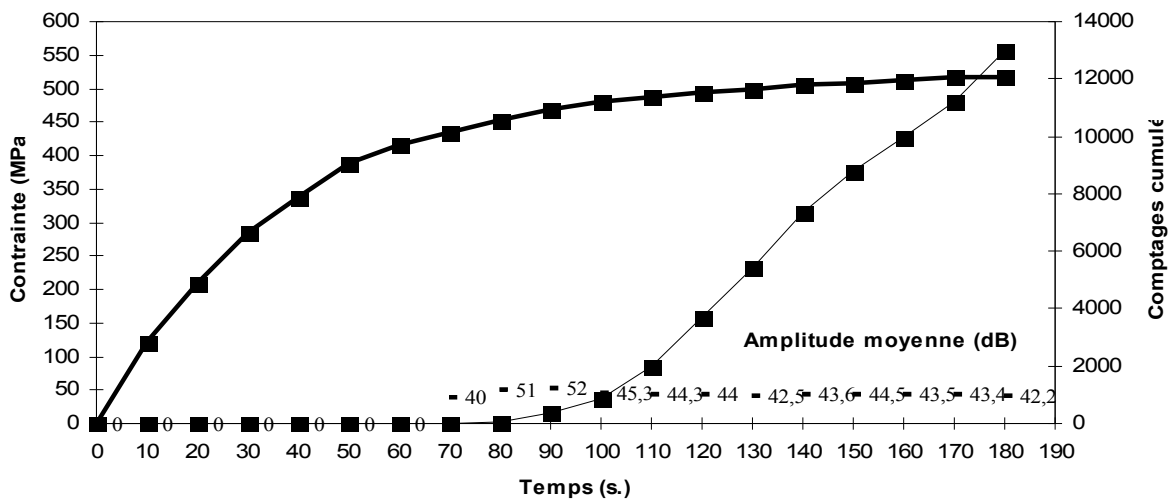


fig.6 Emission acoustique (comptages cumulés et amplitudes) dans un essai jusqu'à rupture

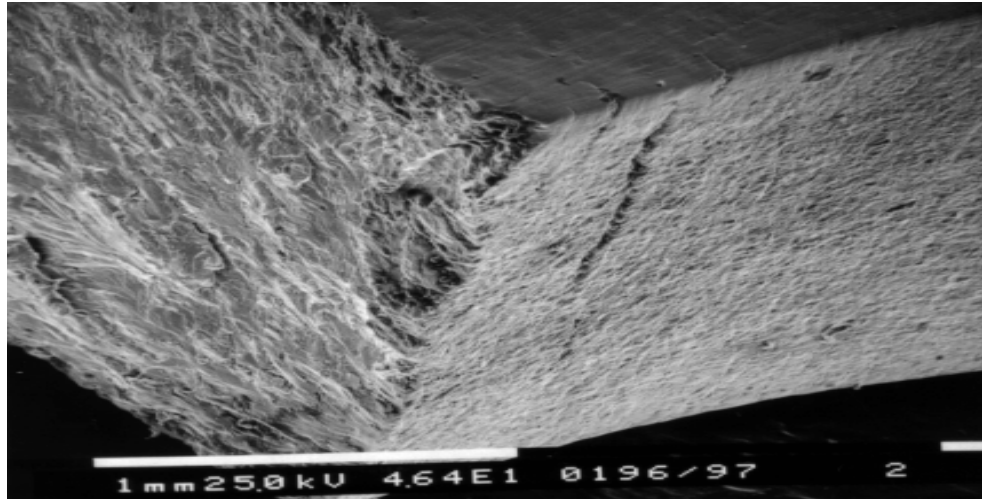


fig.7 Surface de fracture d'un échantillon

CONCLUSIONS

Les techniques d'analyse de l'émission acoustique et de l'émission thermique permettent d'observer le comportement à traction des matériaux à mémoire de forme, avec en plus des considérations sur l'évolution de l'endommagement et sur la fracture. Les limites des deux techniques peuvent se compenser, en privilégiant par l'émission thermique l'approche local, tandis que l'émission acoustique offre une vision globale de la situation.

Les développements prévus sont plutôt dans le domaine de l'évaluation du comportement de ces alliages sur cycles charge-décharge, en suivant l'allée par émission thermique et le retour par émission acoustique, en surmontant les difficultés connexes en ce cas avec l'analyse des ondes de déformation en situation de contrainte décroissante et d'hystérésis.

BIBLIOGRAPHIE

(1) P.M. Huisman-Kleinherenbrink.

On the martensitic transformation temperatures of NiTi and their dependence on alloying elements.

PhD Thesis, Twente Universiteit, 1991.

(2) R. Stalmans, J. Van Humbeeck.

Shape memory alloys: functional and smart.

<http://www.mtm.kuleuven.ac.be>

(3) P. Olier, J.C. Brachet, G. Guenin.

Microstructure and thermomechanical properties of shape memory alloys Ti50 -Ni50.

Journal de physique IV, C2 vol.5 February 1995 pp.217-222.

(4) M. Somerday, R.J. Comstock, J.A. Wert.

A systematic analysis of transformation stress anisotropy in shape memory alloys.

Philosophical magazine A, 1997, vol.75 no.5 pp.1193-1207

(5) A.C. Lucia, C. Santulli.

Study of mechanical behaviour in shape memory alloys through adiabatic thermal emission and acoustic emission technique.

ESOMAT'97 Conference, Enschede, July 1-5th, 1997.

(6) A.D. Melvin.

The application of thermal emission analysis to damage assessment and material characterisation.

PhD Thesis, Loughborough Univ. of technology, April 1991