

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉTUDE DE FAISABILITÉ D'UN FUSIBLE EN ALLIAGE À
MÉMOIRE DE FORME

MARTIN VÉZINA
DÉPARTEMENT DE GÉNIE MÉCANIQUE
ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

MÉMOIRE PRÉSENTÉ EN VUE DE L'OBTENTION
DU DIPLÔME DE MAÎTRISE ÈS SCIENCES APPLIQUÉES
(GÉNIE MÉCANIQUE)
JANVIER 2000



National Library
of Canada

Bibliothèque nationale
du Canada

Acquisitions and
Bibliographic Services

Acquisitions et
services bibliographiques

395 Wellington Street
Ottawa ON K1A 0N4
Canada

395, rue Wellington
Ottawa ON K1A 0N4
Canada

Your file Votre référence

ISBN: 0-612-90865-8

Our file Notre référence

ISBN: 0-612-90865-8

The author has granted a non-exclusive licence allowing the National Library of Canada to reproduce, loan, distribute or sell copies of this thesis in microform, paper or electronic formats.

L'auteur a accordé une licence non exclusive permettant à la Bibliothèque nationale du Canada de reproduire, prêter, distribuer ou vendre des copies de cette thèse sous la forme de microfiche/film, de reproduction sur papier ou sur format électronique.

The author retains ownership of the copyright in this thesis. Neither the thesis nor substantial extracts from it may be printed or otherwise reproduced without the author's permission.

L'auteur conserve la propriété du droit d'auteur qui protège cette thèse. Ni la thèse ni des extraits substantiels de celle-ci ne doivent être imprimés ou autrement reproduits sans son autorisation.

In compliance with the Canadian Privacy Act some supporting forms may have been removed from this dissertation.

Conformément à la loi canadienne sur la protection de la vie privée, quelques formulaires secondaires ont été enlevés de ce manuscrit.

While these forms may be included in the document page count, their removal does not represent any loss of content from the dissertation.

Bien que ces formulaires aient inclus dans la pagination, il n'y aura aucun contenu manquant.

Canada

UNIVERSITÉ DE MONTRÉAL

ÉCOLE POLYTECHNIQUE DE MONTRÉAL

Ce mémoire intitulé :

ÉTUDE DE FAISABILITÉ D'UN FUSIBLE EN ALLIAGE À
MÉMOIRE DE FORME

présenté par : VÉZINA Martin

en vue de l'obtention du diplôme de : Maîtrise ès sciences appliquées

a été dûment accepté par le jury d'examen constitué de :

M. GAUVIN Raymond, D.Sc.A., président

M. TROCHU François, Ph.D., membre et directeur de recherche

M. TERRIAULT Patrick, Ph.D., membre et codirecteur de recherche

M. TURENNE Sylvain, Ph.D., membre

À Jean, Micheline, Brigitte, Isabelle, ma famille et mes amis

REMERCIEMENTS

En premier lieu, je tiens à remercier monsieur François Trochu pour avoir investi en moi et donné l'opportunité d'obtenir un diplôme d'études supérieures de l'École Polytechnique de Montréal.

Je veux souligner aussi l'apport important de monsieur Patrick Terriault qui m'a soutenu et dirigé durant ce périple. Un merci spécial à monsieur Vladimir Brailovski qui, malgré l'absence d'un statut officiel de codirecteur, a toujours donné de son temps avec une gentillesse remarquable. Je remercie Bart Vangrimde pour avoir participé à la correction de ce mémoire.

Je remercie sincèrement tous les techniciens qui ont travaillé de près ou de loin à la réalisation des essais expérimentaux. Leurs expériences et leurs connaissances, souvent sous-estimées, sont indispensables à la réussite d'une telle entreprise.

Je remercie tous les collègues de travail, ma famille et mes amis pour m'avoir encouragé d'une façon ou d'une autre à réaliser mon rêve. Plus spécialement, je tiens à signaler les encouragements constants de mes parents, la bienveillance et l'indulgence de Brigitte, la générosité de Julie et la bonté de monsieur et madame Goudreau.

Finalement, je ne peux passer sous silence la contribution d'Isabelle qui, par son amour et sa compréhension, malgré les privations et mes absences répétées, m'a donné la force de continuer.

RÉSUMÉ

Depuis plus de cent ans, les fusibles contribuent à répondre aux exigences de sécurité des installations électriques. De nombreuses études ont permis de concevoir et de fabriquer des fusibles qui présentent un très haut niveau technique et qui possèdent des performances adaptées aux installations qu'ils protègent. La recherche et le développement de nouveaux fusibles tentent de répondre à l'évolution liée au développement des technologies. Toutefois, le principe de fonctionnement de la majorité des fusibles actuels peut compromettre la stabilité du courant et de la température de coupure. En effet, la majorité des fusibles coupent les courants de défaut lorsque le courant (la température) est assez élevé pour faire fondre le métal de l'élément fusible. La fusion du métal n'étant pas instantanée, il est difficile de prévoir à quel moment le fusible va réellement couper le courant. La présente étude a donc été réalisée afin d'analyser la faisabilité technique d'un fusible en alliage à mémoire de forme (AMF) où la variation de la température de coupure (T_{Rup}) projetée serait moins de 5°C.

L'intérêt des AMF réside dans une transformation de phase réversible à l'état solide. Il y a la phase martensitique (basse température) et la phase austénitique (haute température). En appliquant une déformation à un AMF dans un état martensitique, la déformation résiduelle résultante peut être récupérée en élevant la température afin que l'AMF passe de l'état martensitique à l'état austénitique. Si la déformation résiduelle n'est plus libre de se résorber lors du chauffage, l'AMF génère des contraintes. La génération de contraintes au chauffage est le comportement thermomécanique qui permet de concevoir un fusible. Cette génération de contraintes survenant sur une plage de température, le principe de fonctionnement du fusible en AMF est le suivant :

- sous l'effet d'une élévation anormale du courant, la température augmente dans le fusible par effet Joule;
- lorsque la température est suffisamment élevée, la génération de contraintes est activée;

- à une température donnée, les contraintes générées (σ_G) atteignent la contrainte de rupture (σ_{Rup}) de l'AMF dans une zone privilégiée par le concepteur;
- la rupture de l'AMF provoque la coupure du courant.

L'enveloppe de l'élément en AMF devra donc être suffisamment rigide afin que des contraintes soient générées. Les avantages escomptés de ce fusible sont que la rupture du matériau sera pratiquement instantanée, la contrainte σ_{Rup} et la température T_{Rup} seront bien déterminées et le contrôle de la rupture s'effectuera par l'ajout de concentrateur de contraintes d'une forme géométrique quelconque. En fait, l'activation du fusible sera thermomécanique et éliminera ainsi les problèmes reliés à la fusion de l'alliage.

Le concept du fusible en AMF étant mis en place, cette étude avait le mandat d'élaborer et de valider une démarche de conception. La démarche poursuivie a été la suivante : sélection du traitement thermique à appliquer au matériau, caractérisations thermomécaniques de l'AMF et modélisation d'un fusible. Le matériau utilisé durant tout le projet était un ruban de 50,22% at NiTi. Le concentrateur était un trou positionné au centre de l'échantillon correspondant à une réduction de section de 58%. Les plages de tension électrique et de courant appliquées ont été de 0 à 12 V et 0 à 12 A respectivement.

L'évaluation de la contrainte σ_G en fonction de la déformation initiale appliquée (ϵ_T) à l'AMF a permis d'observer que la contrainte générée maximale (σ_{GM}) peut être déterminée par un seul essai de traction. À la température de déformation (T_d) considérée et avec un AMF 100% martensitique, la contrainte maximale σ_{GM} correspond à une déformation ϵ_T limite où le mode de déformation de la martensite est causé uniquement par le mouvement des dislocations.

Des essais de traction isothermes ont déterminé la température qui représente la limite supérieure à laquelle la transformation martensitique directe n'a pas lieu sous l'effet

d'une augmentation de contraintes (M_d). Or, il a été constaté lors des essais sur la génération de contraintes que pour des échantillons avec un concentrateur, la température T_{Rup} est égale à la température M_d . De plus, la variation de la température T_{Rup} est moins de 1°C . Il a également été noté que les contraintes σ_{Rup} sur la section réduite lors des essais de traction à M_d et des essais sur la génération de contraintes sont équivalentes. La température M_d semble donc un paramètre important à considérer lors de la conception d'un fusible. En fait, quelques essais de traction pourront suffire pour connaître les valeurs de T_{Rup} et σ_{Rup} .

Les critères de sélection du traitement thermique de l'AMF était initialement l'enthalpie totale lors de la transformation martensitique inverse et la dureté. La température M_d peut maintenant être ajoutée comme troisième critère. Ces critères seront respectivement évalués par des essais de *DSC*, de dureté et de traction isothermes.

Les essais sur la génération de contraintes ont également permis de constater qu'une contrainte prédéterminée pouvait être générée lorsque le fusible est en service normal. L'intérêt de cette observation est énorme puisque le temps d'activation du fusible en dépend. Pour une contrainte σ_G égale à 26% de la contrainte σ_{Rup} en service normal, le temps d'activation enregistré a été d'une seconde. Pour une contrainte σ_G égale à 89% de la contrainte σ_{Rup} , le temps d'activation enregistré a été inférieur à 0,1 seconde. Il est à noter que la valeur de la contrainte σ_{Rup} correspondait à la contrainte mesurée expérimentalement sur la section réduite d'un échantillon avec un concentrateur.

Une analyse non linéaire par éléments finis du facteur de concentration de contraintes a prouvé que les facteurs de concentration de contraintes élastiques ne sont pas applicables. En effet, l'analyse par éléments finis et les essais de traction ont démontré que la conception d'un fusible en AMF doit tenir compte de la relation contrainte-déformation à la température de rupture envisagée (M_d). Pour la géométrie du concentrateur retenue, la contrainte σ_{Rup} sur la section réduite de l'échantillon avec un

concentrateur n'était seulement que de 14% inférieure à la contrainte σ_{Rup} sans concentrateur.

Une modélisation qui intègre tous les phénomènes physiques impliqués lors du service normal et de l'activation d'un fusible en AMF n'a pu être accomplie faute de relations constitutives adéquates et de données expérimentales. Toutefois, des simulations thermoélectriques qualitatives ont été effectuées à l'aide des éléments finis. Ces simulations ont incorporé la variation, en fonction de la température, de la conductivité thermique, de la résistivité électrique et de l'enthalpie de transformation. Bien que ces simulations soient limitées par l'aspect qualitatif de la modélisation, elles ont permis d'indiquer que le concentrateur a plus d'influence sur la concentration de l'intensité de courant et donc, sur la température T_{Rup} que sur la concentration de contraintes. Dans les premières étapes de conception, le concepteur pourra fixer la section réduite critique selon la température T_{Rup} et la contrainte σ_{Rup} en négligeant la concentration de contraintes. La longueur utile à l'activation du fusible a un effet plus marquant sur la distribution de température et dans certaines limites, elle ne modifie pas la température T_{Rup} . La longueur du fusible pourra être ainsi optimisée uniquement en fonction de la contrainte σ_G . L'inertie thermique des liens mécaniques et du matériau (fluide) enveloppant l'élément en AMF pourront garantir une distribution de température uniforme au besoin.

Finalement, cette étude sur la faisabilité d'un fusible en alliage à mémoire de forme ne prétend pas être exhaustive. Toutefois, elle établit que la variation de la température de coupure projetée pourrait être de moins 1°C. Elle donne aussi la conviction que cette technologie est viable d'un point de vue technique. En fait, le potentiel d'un tel dispositif est énorme car il serait possible de fabriquer non pas un seul modèle mais une gamme de fusibles en AMF.

ABSTRACT

For more than a hundred years, fuses are used to meet the demands for the security of electrical installations. A great number of studies have permitted to conceive and produce fuses that present a very high technical level standard and have performances adapted to the installations they protect. The development of new technologies necessitates research and development of new fuses. Yet, the working principle of the majority of actual fuses can compromise the stability of the breaking current and temperature. In fact, most fuses cut the overcurrent when the current (temperature) is high enough to make the fuse's metal melt. The melting of metal being not instantaneous, it is difficult to foresee when the fuse will really cut the current. The goal of the present study was to analyse the technical feasibility of a fuse made in shape memory alloy (SMA) where the variation of the projected temperature breaking point (T_{Rup}) would be less than 5°C.

The interest of SMA lies in a reversible transformation phase in the solid state. There are the martensitic phase and the austenitic phase. If a SMA is deformed in its martensitic state, all or a portion of the imparted strain can be recovered by heating. If an external constraint prevents the alloy from returning to its original shape on heating, stresses are generated. This event is commonly referred to as *constrained recovery*. This constrained recovery event is used to provide the thermomechanical behaviour at the base of SMA fuses. The stresses are generated on a given range of temperature. Therefore, the working principle of SMA fuses is the following :

- under the effect of an abnormal rising of the current flow, the temperature rises in the fuse by Joule's effect;
- when the temperature is high enough, the constrained recovery is activated;
- at a certain temperature level, the generated stresses (σ_G) reach the fracture stress of the SMA in an area previously chosen by the designer;
- the fracture of the SMA cuts the current flow in the electrical circuit.

It has to be noted that the casing of SMA fuses would have to be quite stiff to enable the constrained recovery event. The expected advantages of SMA fuses are that the fracture of the material will be instantaneous, the fracture stress and temperature T_{Rup} can be well defined and breaking control will be possible by the insertion of stress concentration geometries like shoulders, grooves, holes, and so on. In fact, SMA fuses will be activated thermomechanically and will eliminate problems related to the melting of the alloy.

With the working principle of SMA fuses being defined, this study has been mandated to elaborate and validate a design process for such a fuse. The process followed in this study was : thermal heat treatment selection to fulfill application requirements, thermomechanical characterization of the material and SMA fuse modelling. The material used during the whole project was a 50,22 at.% NiTi ribbon. The stress raiser was a hole in the center of the sample reducing the section by 58%. Electrical tension and current ranges applied were 0 to 12 V and 0 to 12 A respectively.

The evaluation of generated stresses σ_G as a function of the initial applied deformation (ϵ_T) revealed that the maximum generated stress (σ_{GM}) can be determined by a single tensile test. At the considered deformation temperature (T_d) and with a SMA completely in the martensitic state, this maximum stress σ_{GM} corresponds to a deformation ϵ_T where the deformation of martensite begins to be caused only by the movement of dislocations.

The temperature M_d above which the critical stress for inducing martensite is greater than that needed to move dislocations was measured by isothermal tensile tests. In other words, M_d is the highest temperature at which it is possible to have martensite. For samples with a hole (for the geometry considered), constrained recovery tests showed that the temperature T_{Rup} is equal to the temperature M_d . Furthermore, the variation of the temperature T_{Rup} is less than 1°C. It was also noted that the fracture stresses of tensile and constrained recovery tests are equivalent. So, the temperature M_d seems to be

a major parameter to consider for the design of a SMA fuse. In fact, only a few tensile tests could be enough to measure the temperature T_{Rup} and the fracture stress.

The criteria for the selection of the thermal heat treatment were initially the total reverse martensitic transformation enthalpy and the hardness. The temperature M_d can now be added as a third criterion. These criteria will each be evaluated by DSC, hardness and isothermal tensile tests.

Constrained recovery tests also permitted to observe that a predetermined stress could be generated while the SMA fuse is in normal use. The interest of this observation is huge because the activation time depends on it. For a stress σ_G in normal service equal to 26% of the average experimental fracture stress measured on the reduced section, the recorded activation time was one second. For a stress σ_G in normal service equal to 89% of the same fracture stress, the recorded activation time was less than 0,1 second.

Nonlinear finite element analysis on stress concentration factors have proved that the theoretical elastic stress concentration factors are not acceptable. The design must take into account the stress-deformation relation at the foreseen temperature breaking point (M_d) as it was showned by the finite element analysis and experimental results. For the retained stress concentration geometry, tensile tests showed that the the sample fracture stress on the reduced section was only 14% less than the sample fracture stress without a hole.

All the physical phenomena in normal use and on activation of a SMA fuse could not be modeled since an appropriate SMA constitutive law and appropriate experimental data were not available. However, qualitative thermoelectrical finite element analysis have been done. Those analysis have incorporated the variation, in function of temperature, of thermal conductivity, electrical resistivity and transformation enthalpy. Although these analyses are limited by their qualitative point of view, they showed that the hole had

more influence on the current density, and as a result, on the temperature T_{Rup} than on stress concentration. For preliminary design, the stress concentration factor could therefore be neglected and the reduced section area could simply be related to the temperature T_{Rup} and on the fracture stress. The useful length for the fuse activation has a more striking effect on temperature distribution and in between certain limits, it does not alter the temperature T_{Rup} . Thus, the fuse's length could be optimized considering only the generated stress σ_G . The thermal inertia of mechanical holders and material covering the SMA element could guarantee a uniform temperature distribution as needed.

Finally, this study on SMA fuses does not pretend to be exhaustive. Yet, it shows that the projected temperature breaking point variation could be less than 1°C . It also gives the conviction that this technology is viable from a technical point of view. In fact, the potential of this device is huge because it would be possible to build not only one model but several types of SMA fuses.

TABLE DES MATIÈRES

Dédicace	iv
Remerciements.....	v
Résumé	vi
Abstract	x
Table des matières.....	xiv
Liste des tableaux.....	xvii
Liste des figures	xviii
Liste des abréviations et des symboles.....	xxii
Introduction.....	1
Chapitre 1 Description du projet.....	3
1.1 Les fusibles.....	3
1.1.1 Principes de fonctionnement.....	4
1.1.2 Caractéristiques des fusibles	5
1.2 Objectifs du projet.....	7
1.3 Présentation des AMF	8
1.3.1 Notions générales	8
1.3.2 Génération de contraintes au chauffage (<i>Constrained recovery</i>).....	17
1.4 Solution proposée.....	26
1.5 Analyse du risque.....	29

Chapitre 2 Sélection du traitement thermique et caractérisation du matériau	32
2.1 Caractéristiques générales du matériau.....	32
2.2 Sélection du traitement thermique (recuit).....	33
2.2.1 Calorimétrie différentielle à balayage (<i>DSC</i>).....	33
2.2.1.1 Méthodologie des essais de <i>DSC</i>	34
2.2.1.2 Présentation des résultats et observations des essais de <i>DSC</i>	35
2.2.1.3 Anomalies rencontrées durant les essais de <i>DSC</i>	38
2.2.2 Les essais de microdureté.....	42
2.2.2.1 Méthodologie des essais de microdureté.....	43
2.2.2.2 Présentation des résultats et observations des essais de microdureté	44
2.2.3 Méthode de sélection du traitement thermique	45
2.3 Caractérisation thermomécanique.....	47
2.3.1 Méthodologie de la caractérisation thermomécanique.....	48
2.3.2 Présentation des résultats et observations de la caractérisation thermomécanique	52
2.3.3 Discussion sur la caractérisation thermomécanique	57
Chapitre 3 Génération de contraintes par effet Joule	61
3.1 Le montage et la méthodologie des essais	61
3.2 Présentation des résultats et observations des essais.....	66
3.3 Discussion sur les résultats des essais	74
Chapitre 4 Modélisation et conception	78
4.1 Estimation de l'influence du concentrateur de contraintes.....	78
4.2 Simulations numériques thermoélectriques d'un fusible en AMF	82
4.2.1 Enthalpie de transformation (chaleur latente)	84
4.2.2 Influence de l'enthalpie de transformation sur le temps de chauffage	86
4.2.3 Distribution de température dans le fusible	88

4.3 Programme de simulation de systèmes discrets (SysDis).....	94
4.3.1 Méthode de discrétisation du programme SysDis.....	95
4.3.2 Particularités du programme SysDis.....	96
4.3.2.1 Introduction au krigeage dual [35].....	98
4.3.2.2 Modèles phénoménologiques pour les AMF	99
4.3.3 Algorithme de calcul.....	101
4.3.3.1 Méthode de résolution.....	102
4.3.3.2 Traitement des déplacements imposés.....	107
4.3.4 Simulation d'un fusible en AMF à l'aide de SysDis.....	108
4.4 Discussion sur la modélisation d'un fusible en AMF.....	111
4.5 Élaboration d'un fusible en AMF	112
4.5.1 La température de recuit et la contrainte de rupture	112
4.5.2 La température de déformation et la déformation totale.....	113
4.5.3 Géométrie du concentrateur (section réduite).....	114
4.5.4 Distribution de température et longueur effective du fusible.....	115
Conclusion	116
Références.....	118
Annexe	124

LISTE DES TABLEAUX

Tableau 2.1 Résultats des essais de <i>DSC</i> et de microdureté pour le traitement thermique optimal.	47
Tableau 2.2 Caractéristiques des échantillons avec ou sans concentrateur.	48
Tableau 3.1 Paramètres et résultats des essais simulant un fusible en opération.....	72
Tableau 4.1 Paramètres généraux pour les simulations thermoélectriques.....	87
Tableau 4.2 Paramètres spécifiques des modèles.	89

LISTE DES FIGURES

Figure 1.1	Constitution et schéma de fonctionnement d'un fusible [1].	4
Figure 1.2	Caractéristiques de fonctionnement des fusibles selon la catégorie d'emploi [1].	6
Figure 1.3	Présentation schématisée des différentes structures possibles selon le procédé thermomécanique.	10
Figure 1.4	Diagramme d'état d'un AMF.	11
Figure 1.5	Représentations typiques d'un chargement superélastique et superthermique.	12
Figure 1.6	Résultat schématisé d'un essai de <i>DSC</i> .	14
Figure 1.7	Résultat caractéristique d'un essai de résistivité électrique.	14
Figure 1.8	Représentation de l'effet mémoire.	15
Figure 1.9	Les déformations pseudo-plastique, récupérable et amnésique en fonction de la déformation totale [5].	17
Figure 1.10	Contrainte générée en fonction de la déformation totale [5].	20
Figure 1.11	Contraintes générées en fonction de la température pour différentes déformations totales [8].	21
Figure 1.12	La génération de contraintes en fonction de la rigidité des supports. $K_1 = \infty$, $K_2 = 1,1 \times 10^5$ MPa, $K_3 = 4 \times 10^4$ MPa, $K_4 = 1,1 \times 10^4$ MPa [9].	22
Figure 1.13	Effet de la température de déformation sur la contrainte générée pour une déformation totale constante [7].	23
Figure 1.14	La relation contrainte-déformation pour un échantillon austénitique et la contrainte générée maximale en fonction de la déformation de contact [5].	25
Figure 1.15	Contrainte générée en fonction du nombre de cycle thermomécanique [7].	26
Figure 1.16	Étapes de conception du fusible en AMF.	28
Figure 2.1	Évolution des courbes calorimétriques lors de la transformation inverse en fonction de la température du traitement thermique.	36

Figure 2.2	Évolution des températures de transformation inverse en fonction de la température du traitement thermique.	37
Figure 2.3	Évolution de la chaleur latente lors de la transformation inverse et de la microdureté (HV) en fonction de la température du traitement thermique.	37
Figure 2.4	Modification du comportement calorimétrique en fonction du lot d'échantillons pour un traitement thermique à 500°C.	38
Figure 2.5	Modification du comportement calorimétrique suite à trois essais sur le même échantillon pour un traitement thermique à 575°C.	39
Figure 2.6	Courbes calorimétriques pour un traitement thermique à 600°C.	40
Figure 2.7	Influence de la température de recuit sur la limite d'élasticité de l'austénite et sur la ductilité pour un fil de Ni-Ti-V après un écrouissage de 40% et un recuit d'une heure [20].	43
Figure 2.8	Caractéristiques de la méthode de mesure de la dureté Vickers [19].	44
Figure 2.9	Choix du traitement thermique optimal.	46
Figure 2.10	Géométrie des échantillons avec un concentrateur de contraintes.	49
Figure 2.11	Résultats des cycles mécaniques pour des déformations totales de 2, 3, 4, 6, 8, 10, 12, 14, 16%.	52
Figure 2.12	Les déformations pseudo-plastique, récupérable et amnésique en fonction de la déformation totale.	53
Figure 2.13	Résultats des essais sur la génération de contraintes.	55
Figure 2.14	Relation contrainte-déformation de quatre essais isothermes dans le but de déterminer la température M_d	56
Figure 2.15	Relation contrainte-déformation de trois essais isothermes dans le but de tracer le diagramme d'état.	56
Figure 2.16	Relation contrainte-température : diagramme d'état.	59
Figure 2.17	Influence du traitement thermique sur la déformation plastique.	60
Figure 3.1	Le courant dans le circuit en fonction de la tension de sortie du transformateur.	62

Figure 3.2	Position des thermocouples pour un essai sans concentrateur.....	63
Figure 3.3	Position des thermocouples pour un essai avec un concentrateur.	64
Figure 3.4	Variation du courant en fonction du temps pour deux échantillons sans concentrateur et un échantillon avec un concentrateur de contraintes.....	65
Figure 3.5	Variation du courant en fonction du temps pour deux échantillons avec un concentrateur de contraintes.	66
Figure 3.6	Relation contrainte-température du premier essai sans concentrateur de contraintes.	67
Figure 3.7	Relation contrainte-température du premier essai avec un concentrateur de contraintes.	69
Figure 3.8	Comparaison de la relation contrainte-température entre les deux essais sans concentrateur de contraintes pour une température mesurée à T3.....	70
Figure 3.9	Comparaison entre la relation contrainte-température à T1 pour un échantillon sans et avec un concentrateur de contraintes.....	70
Figure 3.10	Relation contrainte-déformation pour deux échantillons sans et avec un concentrateur de contraintes à une T_d constante de 140°C.....	73
Figure 3.11	La ténacité du Ni-Ti-Fe en fonction de la température [5].....	76
Figure 3.12	La contrainte générée normalisée avec la ténacité en fonction de la température [5].....	77
Figure 4.1	Conditions limites et contrainte appliquées pour l'estimation du facteur de rupture.	80
Figure 4.2	Maillage régulé du modèle pour l'estimation du facteur de rupture.	80
Figure 4.3	Le facteur de concentration de contraintes en fonction de la contrainte nominale.....	81
Figure 4.4	Types de fonction décrivant l'évolution des propriétés physiques dans un matériau en fonction de la température [28].	82
Figure 4.5	Conditions limites et intensité de courant appliquées pour la simulation thermoélectrique du fusible.	83

Figure 4.6	Courbe ajustée d'un essai de <i>DSC</i> pour modéliser la génération de contraintes.	85
Figure 4.7	Enthalpie de transformation ajustée pour la génération de contraintes et enthalpie totale avec une chaleur spécifique constante ou variable.....	86
Figure 4.8	La relation température-temps à un nœud situé sur l'axe neutre Y pour différentes combinaisons de variabilité.	88
Figure 4.9	Distribution de températures dans un fusible en régime permanent pour six modèles différents.	90
Figure 4.10	L'effet de la longueur effective du fusible sur la distribution de température en régime permanent le long de l'axe neutre X.....	91
Figure 4.11	L'effet de l'inertie thermique du lien mécanique sur la distribution de température en régime permanent le long de l'axe neutre X.....	92
Figure 4.12	L'effet des combinaisons variables/constantes de K et ρ_{el} sur la distribution de température en régime permanent le long de l'axe neutre X.....	93
Figure 4.13	L'effet de l'inertie thermique dans la zone du concentrateur sur la distribution de température en régime permanent le long de l'axe neutre X.....	93
Figure 4.14	Discrétisation par la méthode directe d'un problème physique.	94
Figure 4.15	Environnement de travail de SysDis.....	97
Figure 4.16	Courbes isothermes et surfaces krigées d'un modèle bilinéaire et KrigAmf d'un AMF [32]......	100
Figure 4.17	Boucle de résolution.	103
Figure 4.18	Variation de $d\sigma/dT$ en fonction de la température de recuit [20].	113

LISTE DES ABRÉVIATIONS ET DES SYMBOLES

A	Matériau dans un état purement austénétique;
A_f	Température de la fin de la transformation inverse à contrainte nulle;
A_p	Sommet de la courbe de la transformation inverse à contrainte nulle
A_s	Température du début de la transformation inverse à contrainte nulle;
A_f^σ	Température de la fin de la transformation inverse à contrainte constante;
A_s^σ	Température du début de la transformation inverse à contrainte constante;
AMF	Alliage à mémoire de forme;
CEI	Commission Électrotechnique Internationale;
CL	Conditions aux limites;
c_p	Chaleur spécifique;
DSC	Differential Scanning Calorimetry;
dσ/dT	Paramètre fondamental des alliages à mémoire de forme : taux de variation de la contrainte par rapport à la température;
F_{dila}	Matrices des forces internes dans les éléments causées par la restriction de la dilation thermique;
F_{GM}	Force générée maximale;
F_{mec}	Matrice des forces internes dans les éléments sans tenir compte de la dilatation thermique;
F_{Rup}	Force de rupture;
h	Coefficient de convection;
H	Enthalpie;
HV	Dureté Vickers;
k	Rigidité d'un élément;
K	Conductivité thermique;
K	Matrice de rigidité des éléments;

K_{tn}	Facteur de concentration de contraintes élastique où la contrainte nominale est calculé à partir de la section réduite (nette);
KrigAmf	Relation constitutive phénoménologique pour les AMF fondée sur le krigeage (bibliothèque de fonctions);
L_{ab}	Largeur brute de l'échantillon;
L_e	Longueur effective de l'échantillon;
L_t	Longueur totale de l'échantillon;
L_{tpp}	Longueur totale suite à la déformation initiale de l'échantillon : longueur pseudo-plastique;
M	Matériau dans un état purement martensitique;
M_d	Température qui représente la limite supérieure à laquelle la transformation martensitique directe n'a pas lieu sous l'effet d'une augmentation de contraintes;
M_f	Température de la fin de la transformation martensitique directe à contrainte nulle;
M_p	Sommet de la courbe de la transformation martensitique directe à contrainte nulle;
M_s	Température du début de la transformation martensitique directe à contrainte nulle;
M_f^σ	Température de la fin de la transformation martensitique directe à contrainte constante;
M_s^σ	Température du début de la transformation martensitique directe à contrainte constante;
q	Flux de chaleur;
$\mathbf{R}$	Vecteur des forces nodales appliquées;
RP	Régime permanent;
RT	Régime transitoire;
$\mathbf{R}_{dila}$	Vecteur des forces nodales appliquées équivalentes engendrées par la dilatation thermique;

$\mathbf{R}_{\text{mec}}$	Vecteur des forces nodales appliquées sans tenir compte de la dilatation thermique;
R_p	Sommet de la courbe de la transformation de la phase R;
SysDis	Programme de simulation de systèmes discrets;
T_i	Thermocouples (position);
T_a	Température ambiante;
T_d	Température de déformation;
T_{FG}	Température de la fin de la génération de contraintes;
T_{Rup}	Température de rupture;
T_{SG}	Température du début de la génération de contraintes;
u_i	Déplacement nodal;
$\mathbf{U}$	Vecteur des déplacements nodaux;
$\mathbf{U}_{\text{dila}}$	Vecteur des déplacements nodaux engendrés par la dilatation thermique;
$\mathbf{U}_{\text{dila_force}}$	Vecteur des déplacements nodaux lorsque la dilatation thermique est restreinte;
$\mathbf{U}_{\text{dila_rel}}$	Vecteur des déplacements élémentaires relatifs engendrés par la dilatation thermique;
$\mathbf{U}_{\text{mec}}$	Vecteur des déplacements nodaux sans tenir compte de la dilatation thermique;
α	Contrainte moyenne en régime permanent sur la contrainte de rupture;
α	Coefficient de dilatation linéique;
ϵ_A	Déformation amnésique (déformation irrécupérable, déformation plastique);
ϵ_{pp}	Déformation pseudo-plastique;
ϵ_R	Déformation récupérable;
ϵ_T	Déformation totale;
ϵ_{TO}	Déformation totale optimale;

ϕ	Facteur de rupture : contrainte de rupture d'un échantillon sans concentrateur de contraintes sur la contrainte de rupture d'un échantillon avec un concentrateur;
ρ	Masse volumique;
ρ	Facteur d'optimisation pour le traitement thermique;
ρ_{el}	Résistivité électrique;
$\bar{\sigma}$	Contrainte moyenne;
σ_{Af}	Contrainte de la fin de la transformation martensitique inverse à température constante;
σ_{As}	Contrainte du début de la transformation martensitique inverse à température constante;
σ_G	Contrainte générée au chauffage;
σ_{GM}	Contrainte générée maximale au chauffage;
σ_{Mf}	Contrainte de la fin de la transformation martensitique directe à température constante;
σ_{Ms}	Contrainte du début de la transformation martensitique directe à température constante;
σ_{Rup}	Contrainte de rupture;
σ_T	Variation de la contrainte en fonction de la température ($d\sigma/dT$).

INTRODUCTION

L'utilisation des fusibles pour protéger les circuits électriques contre les courants de défaut remonte à la fin du 19^e siècle. Depuis, le fusible constitue un élément indispensable. Une vaste gamme de fusibles est présentement disponible sur le marché. Pourtant, dans certains cas, ils ne répondent pas adéquatement aux exigences techniques : la variation du courant et de la température de coupure augmente inutilement les critères de sécurité et de conception. Ce projet a donc été initié afin d'analyser la faisabilité d'un fusible en alliage à mémoire de forme (AMF) qui permettrait de connaître et de garantir la stabilité du courant et de la température de coupure.

La réalisation d'un tel fusible est fondée sur la possibilité qu'ont les alliages à mémoire de forme de générer une contrainte importante suite à une élévation de température. L'idée principale est d'utiliser l'effet Joule et la force potentiellement générée pour activer la rupture du fusible en AMF. En somme, il s'agit d'élaborer et de valider une démarche de conception d'un fusible en AMF. Ce projet comporte donc une revue de la littérature afin d'assimiler les conditions sous lesquelles la génération de contraintes est présente et les paramètres qui affectent son comportement. Il y a un volet expérimental dans lequel les propriétés et le comportement thermomécanique du matériau sont évalués. Enfin, ce projet aborde la modélisation d'un fusible en AMF.

Plus spécifiquement, le chapitre 1 fournit une description plus détaillée du projet et présente le fonctionnement et les caractéristiques des fusibles conventionnels. Les particularités des AMF et la génération de contraintes sont aussi présentées dans ce chapitre. Le chapitre 2 traite de la sélection du traitement thermique à appliquer au matériau afin d'obtenir les propriétés désirées. Les résultats d'une caractérisation thermomécanique sont également inclus. Le chapitre 3 synthétise les résultats des essais sur la génération de contraintes par effet Joule. En fait, ce chapitre offre les premiers

résultats sur la simulation d'un fusible en AMF. Finalement, le chapitre 4 discute de la modélisation et de la conception d'un fusible en alliage à mémoire de forme.

CHAPITRE 1

DESCRIPTION DU PROJET

Ce chapitre expose la problématique qui a motivé la conception d'un fusible en alliage à mémoire de forme (AMF). Dans un premier temps, une brève description des fusibles existants et de leurs utilités est présentée. Par la suite, les objectifs du projet seront cités et les particularités des AMF expliquées. La solution élaborée dans ce projet pour répondre aux lacunes des fusibles existants est ensuite décrite. Finalement, les difficultés et les risques inhérents entourant la conception d'un fusible en AMF sont discutés.

1.1 Les fusibles

La principale source d'information sur les fusibles est la Commission Électrotechnique Internationale (CEI). Cette commission est responsable de l'élaboration des normes entourant les fusibles. L'Association Canadienne de Normalisation (ACNOR) et les autres grands organismes de normalisation dans le monde se réfèrent essentiellement aux documents de la CEI.

Les fusibles sont utilisés depuis la fin du 19^e siècle. C'est Edison qui proposa le premier brevet en 1880 et c'est en 1882 qu'on écrivit la première règle régissant les installations électriques [1]. Dès lors, le fusible est devenu l'élément garantissant la sécurité des bâtiments et des équipements électriques contre les effets néfastes des surcharges ou des courts-circuits. Depuis, les besoins industriels et domestiques grandissants n'ont cessé de faire évoluer les technologies employées pour la conception et la fabrication de ces dispositifs. Des études ont porté sur toutes les composantes d'un fusible comme l'élément fusible, l'enveloppe du fusible et son contenu, les contacts, etc. Il est à noter

que le terme fusible désigne l'ensemble de ces composantes même si seule la composante active est fusible.

1.1.1 Principes de fonctionnement

Le passage d'un courant à travers un fusible provoque un échauffement par effet Joule. En régime permanent (RP), c'est-à-dire lorsque le courant ne dépasse pas une valeur prédéterminée relativement stable, il s'établit un équilibre thermique. L'apport de chaleur dans le fusible devient égal à la perte d'énergie calorifique entre le fusible et son environnement. Lorsque le courant augmente, l'équilibre thermique est brisé et le fusible commence à chauffer. Si l'échauffement est assez important, le métal qui constitue l'élément fusible entre en fusion, ce qui provoque l'ouverture du circuit. Cette fusion de l'élément provoque également un arc électrique qui doit être éliminé pour éviter que le courant se rétablisse entre les bornes du fusible. Ce rôle est rempli par la matière entourant l'élément fusible (du sable par exemple). L'enveloppe du fusible doit résister aux températures et parfois aux gaz dégagés par l'arc électrique. L'aspect temporel est également un facteur très important : plus le courant anormal est élevé, plus le temps d'activation du fusible doit être court. La Figure 1.1 illustre la constitution et le principe de fonctionnement d'un fusible.

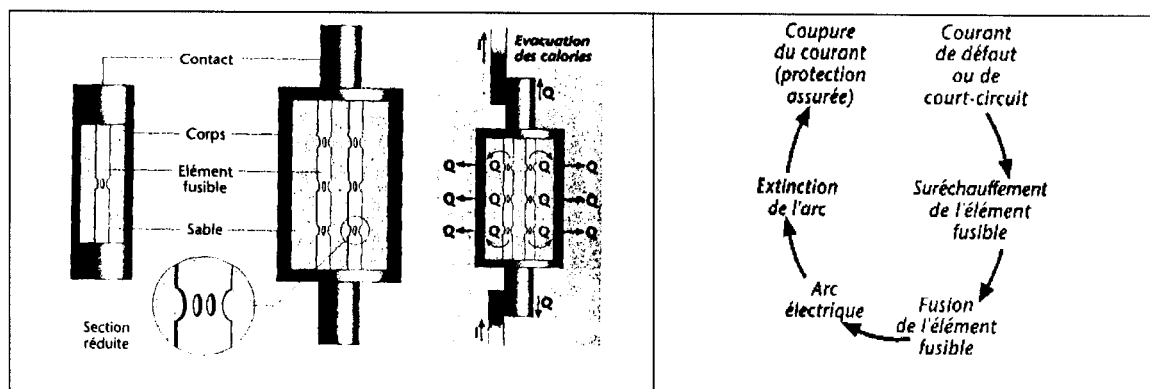


Figure 1.1 Constitution et schéma de fonctionnement d'un fusible [1].

1.1.2 Caractéristiques des fusibles

La nature, la forme et la section du fusible sont quelques paramètres de conception qui déterminent les conditions de fonctionnement d'un fusible. Les principales caractéristiques universelles des fusibles sont les valeurs assignées, la zone de fonctionnement, la catégorie d'emploi, la contrainte thermique et la limitation des courants coupés. Les paragraphes suivants donnent une description de ces caractéristiques.

Les valeurs assignées servent de balises quant à l'utilisation du fusible. Le choix d'un fusible est déterminé en fonction de ces valeurs. Les valeurs assignées sont la tension, le courant, le pouvoir de coupure, les puissances dissipées et dissipables ainsi que la fréquence. La tension et le courant assignés sont normalisés par la CEI pour les applications courantes, mais peuvent être différents pour des applications particulières. De plus, ces valeurs varient si le courant est alternatif ou continu. Le pouvoir de coupure donne le courant maximal de court-circuit pour lequel le fusible va effectuer la coupure sans endommager le circuit protégé. La puissance dissipée par l'élément fusible correspond à l'énergie calorifique dégagée par celui-ci en service normal (sous son courant assigné). La puissance dissipable est la quantité maximale d'énergie calorifique que peuvent absorber les composantes qui entourent l'élément fusible.

La zone de fonctionnement correspond à l'activation du fusible en fonction du temps et du courant. L'activation du fusible est délimitée dans le temps par le début de la fusion et l'extinction totale de l'arc électrique. Cette activation est fonction du courant appliqué.

La catégorie d'emploi d'un fusible indique aux utilisateurs dans quelles situations un fusible peut être employé ; elle est désignée par un groupe de deux lettres. La première indique la zone de coupure et la deuxième, la catégorie d'utilisation. La zone de coupure

est la plage des courants présumés où le pouvoir de coupure du fusible est assuré. Les fusibles peuvent être utilisés pour un usage général, pour la protection des circuits moteurs ou pour la protection des semi-conducteurs. Selon la catégorie d'emploi, certains fusibles vont assurer la sûreté des circuits contre les surcharges et les courts-circuits tandis que d'autres ne protègent les circuits que contre les courts-circuits. Le graphique de gauche sur la Figure 1.2 donne les caractéristiques de fonctionnement d'un fusible pouvant couper les courants de surcharge et de court-circuit tandis que celui de droite donne les caractéristiques pour un fusible ne pouvant couper que les courts-circuits. Sur le graphique de droite, la limite de contrainte thermique indique clairement que pour un courant de surcharge donné, le circuit subira des dommages.

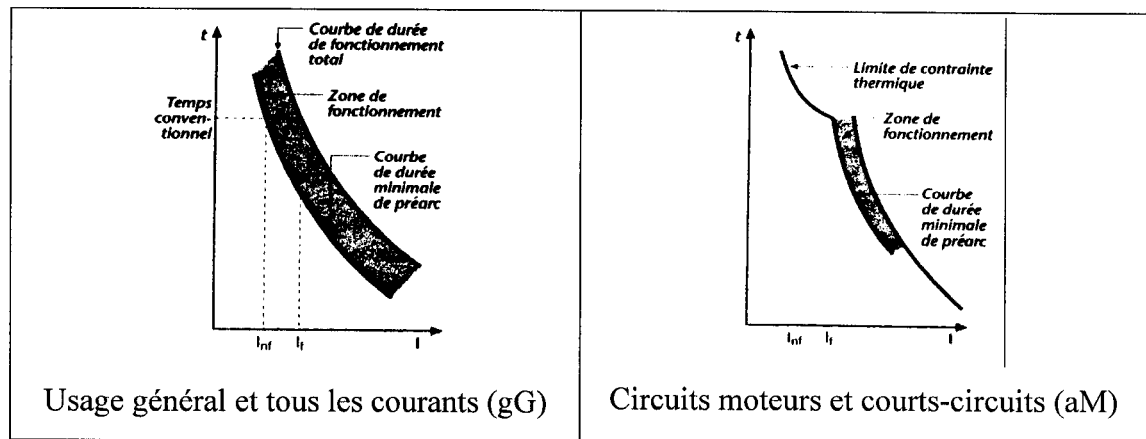


Figure 1.2 Caractéristiques de fonctionnement des fusibles selon la catégorie d'emploi [1].

La contrainte thermique d'un élément est obtenue en intégrant sur un intervalle de temps donné la valeur du carré du courant. L'intégrand est donc I^2t . La contrainte thermique doit être évaluée sur un intervalle de temps correspondant à la durée totale de fusion jusqu'à l'extinction de l'arc. La valeur de la contrainte thermique d'un fusible doit être inférieure à la capacité thermique des éléments qu'il est censé protéger.

Lorsqu'un circuit subit un courant inadmissible, il est souhaitable que la valeur du courant maximal n'atteigne pas une valeur qui génère des contraintes thermiques dommageables. Cette valeur maximale correspond à la valeur du courant coupé limité.

D'une façon plus générale, les caractéristiques souhaitées pour un fusible sont sa fiabilité de fonctionnement, une adaptabilité à plusieurs utilisations, une absence de maintenance et un rapport performance/prix intéressant.

1.2 Objectifs du projet

En somme, le rôle d'un fusible est de protéger une ou des composantes d'un circuit électrique contre les surcharges ou les courts-circuits pouvant survenir à tout moment dans celui-ci. Le principe directeur est simple : une hausse du courant au-dessus de la valeur normale d'opération est suivie d'une élévation de température. Si la température devient suffisamment élevée, le fusible ouvre le circuit électrique afin de couper le courant.

Le principal problème rencontré par les fabricants de fusibles thermiques est de prédire avec précision le courant de coupure, et par le fait même, la température atteinte dans le fusible. Les effets d'une surcharge ou d'un court-circuit sur les divers équipements présents dans un circuit utilisant de tels fusibles sont donc épineux.

Le but de cette étude est de proposer un nouveau concept qui garantira aux fabricants de fusibles thermiques la précision qu'ils recherchent au niveau du courant de coupure et de la température associée. Les objectifs de ce projet consiste donc à concevoir, modéliser, évaluer et valider un nouveau fusible générique qui répondra aux attentes des fabricants.

1.3 Présentation des AMF

Cette section présente quelques propriétés des AMF. Les notions explicitées seront d'abord générales. Pour les lecteurs désireux d'approfondir les notions discutées ou comprendre certaines notions délibérément omises, il est conseillé de se référer aux livres de Funakubo [2], de Patoor et Berveiller [3] ou de l'article de Wayman et Duerig [4]. Une description plus détaillée sur la possibilité de générer des contraintes à l'aide des AMF suivra.

1.3.1 Notions générales

Les alliages à mémoire de forme regroupent les matériaux métalliques qui ont la qualité de retrouver une géométrie initiale donnée après avoir été déformés à basse température, et cela simplement en les chauffant. Cette propriété est appelée "effet mémoire". D'autres propriétés intéressantes de ces alliages concernent la superélasticité et leur capacité amortissante. La superélasticité est la propriété de l'alliage à subir de grandes déformations élastiques réversibles pouvant atteindre 20%.

- **La transformation martensitique**

Les propriétés remarquables des AMF sont dues à un changement de phase à l'état solide. Cette transformation de phase peut être réversible et n'implique pas de diffusion des atomes en présence. En fait, les atomes se déplacent sur de courtes distances pour créer un nouvel arrangement cristallographique plus stable, sans changer la composition chimique de la matrice. Les deux phases caractéristiques des AMF sont la phase haute température (Austénite) et la phase basse température (Martensite). La transformation de phase est appelée *transformation martensitique* et elle se produit sur un intervalle de température et/ou de contrainte. La transformation de phase pouvant être réversible, on distingue la transformation directe ($A \rightarrow M$) de la transformation inverse ($M \rightarrow A$). De

plus, il est à noter qu'à une contrainte et à une température données, les deux phases peuvent coexister.

L'arrangement cristallographique de la martensite varie selon le mode de formation tandis que celle de l'austénite est unique. Le passage de l'austénite à la martensite crée des variantes de martensites. Pour un AMF de NiTi, jusqu'à trois variantes différentes peuvent se former sur les 24 possibles [4]. Lorsqu'un AMF est refroidi de la phase austénitique à la phase martensitique sous contrainte nulle, les variantes de martensite sont dites autoaccommodantes parce qu'il n'y a pas de déformation macroscopique. En fait, les atomes se déplacent pour créer une structure plus stable en s'accommodant de l'espace disponible. Il y a deux mécanismes d'accommodation : le mouvement des dislocations et le maclage des variantes (*twinning*). Le maclage des variantes est le procédé par lequel la formation d'une variante entraînera la création d'une variante complémentaire, ce qui minimisera l'énergie de déformation. Le déplacement des dislocations est un mécanisme irréversible tandis que le maclage est réversible. Ainsi, pour favoriser la mémoire de forme, le maclage des variantes doit être le mécanisme d'accommodation dominant. Si une contrainte est appliquée, seules les variantes les plus favorisées par l'orientation de la contrainte seront formées. Dans ce cas, une déformation macroscopique a lieu et la martensite n'est plus autoaccommodante, mais orientée. Si une contrainte est appliquée à de la martensite autoaccommodante, il y aura une progression des variantes favorisées par l'orientation de la contrainte aux dépens des autres (*detwinning*) jusqu'à une orientation complète de la martensite. En somme, selon le procédé thermomécanique, il y a de la martensite autoaccommodante, partiellement orientée (partiellement autoaccommodante) et orientée. Lors d'une transformation inverse ($M \rightarrow A$), peu importe la structure de la martensite initiale, l'austénite aura toujours la même structure ordonnée. La Figure 1.3 montre d'une façon schématique les différentes structures possibles d'un AMF selon le procédé thermomécanique.

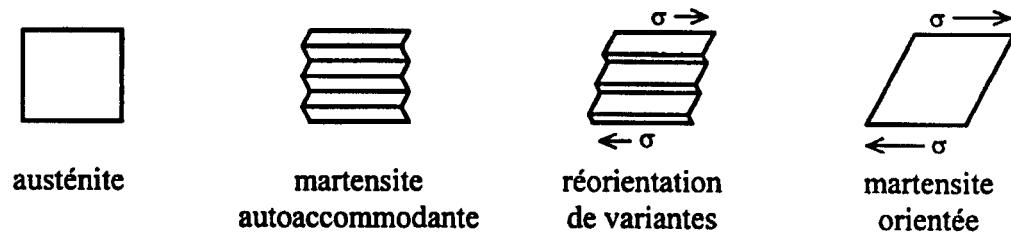


Figure 1.3 Présentation schématique des différentes structures possibles selon le procédé thermomécanique.

Les transformations de phase sous contrainte nulle se produisent sur un intervalle de température qui varie selon le sens de la transformation. Les températures qui limitent le début et la fin de la transformation inverse sont notées respectivement A_s (Austénite start) et A_f (Austénite finish). De même, pour la transformation directe, il y a la température M_s (Martensite start) et M_f (Martensite finish). La connaissance de ces températures est essentielle pour le développement d'applications utilisant ces alliages.

Ces quatre températures caractéristiques correspondent à un état où la contrainte est nulle. Or, l'évolution de ces températures de transformation en fonction de la contrainte est donnée par la relation de Clausius-Clapeyron :

$$\frac{d\sigma}{dT} = \frac{\Delta S}{V_o \Delta \epsilon} \quad (1.1)$$

où ΔS est la variation de l'entropie, V_o est le volume initial et $\Delta \epsilon$ est la variation de la déformation macroscopique durant la transformation. En sachant que ΔS et $\Delta \epsilon$ sont indépendantes de la température, le taux de variation de la contrainte par rapport à la température est constant. Le taux de variation de la contrainte ($d\sigma/dT$) est un paramètre fondamental pour les AMF.

La Figure 1.4 présente un diagramme d'état où l'on retrouve cette relation pour les quatre températures. Il montre que les températures de transformation augmentent avec l'application d'une contrainte et que les zones de transformation de phase peuvent être traversées en faisant varier la contrainte et/ou la température. Le sens que peuvent prendre ces variations (contrainte et/ou température) détermine en partie le comportement de l'AMF. Ainsi, la connaissance de l'état initial de l'AMF avant son utilisation est primordiale : purement martensitique, purement austénitique ou coexistence des deux phases. L'historique thermomécanique de l'AMF est donc un paramètre qui doit être connu pour une utilisation adéquate du matériau.

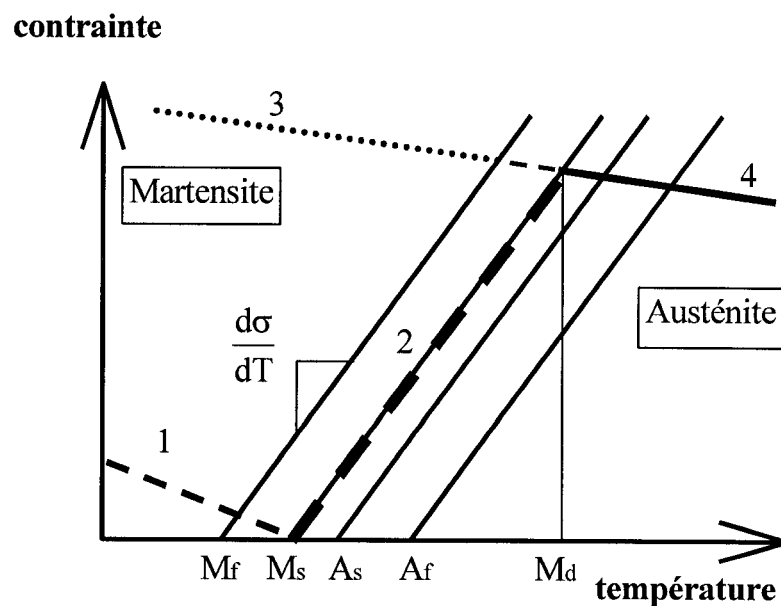


Figure 1.4 Diagramme d'état d'un AMF.

La valeur de $d\sigma/dT$ peut être déterminée par deux essais thermomécaniques basés sur deux comportements particuliers des AMF : les comportements superthermique et superélastique (voir Figure 1.5). Le procédé pour obtenir le comportement superthermique est d'appliquer une contrainte constante à un échantillon purement austénitique et de lui faire subir un cycle thermique qui couvre les zones de

transformation martensitique. Il est à noter que la contrainte initiale ne doit pas faire en sorte que la transformation inverse soit incomplète. Le tracé de l'évolution de la déformation en fonction de la température permettra de déterminer M_f^σ , M_s^σ , A_s^σ et A_f^σ . Quant à la superélasticité, elle est obtenue lorsque l'AMF est dans un état purement austénitique, que la température est constante et qu'un cycle mécanique est appliqué. Au chargement, la contrainte doit être assez élevée pour permettre la transformation complète de l'austénite en martensite. Le tracé de l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation permettra de déterminer σ_{Mf} , σ_{Ms} , σ_{As} et σ_{Af} . Une notation différente est utilisée suivant le paramètre constant durant les essais : la contrainte ou la température. Cependant, peu importe la méthode employée, la même relation de Clausius-Clayperon est valable et la valeur de $d\sigma/dT$ sera la même.

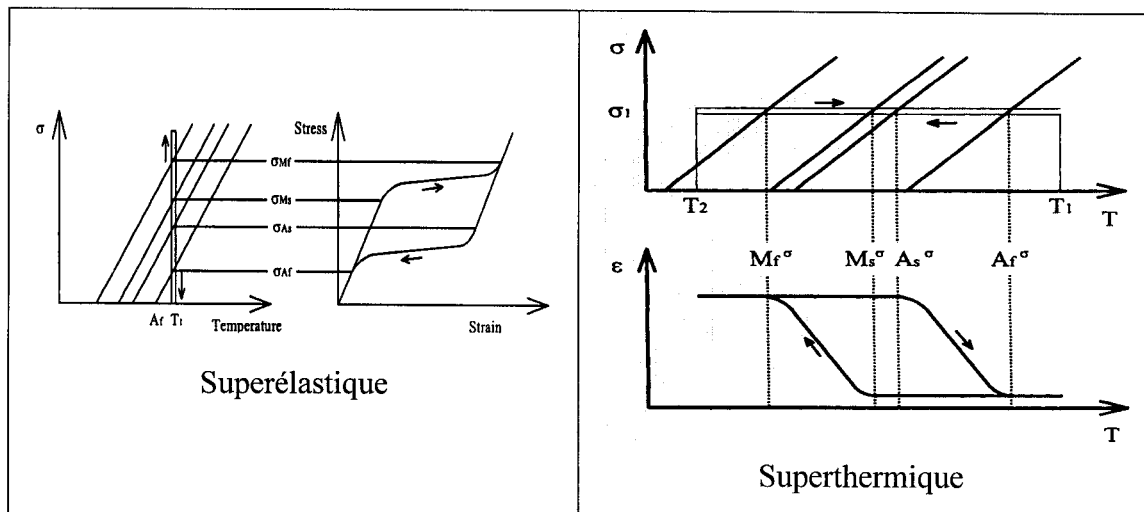


Figure 1.5 Représentations typiques d'un chargement superélastique et superthermique.

La notion de limite d'élasticité (*yield stress*) est particulière pour les AMF : elle dépend du mode de déformation de la martensite et de l'austénite. Il y a donc quatre limites d'élasticité (voir la Figure 1.4) :

1. la contrainte à laquelle la martensite est réorientée par l'application d'une contrainte,

2. la contrainte à laquelle l'austénite est transformée en martensite orientée,
3. la contrainte à laquelle la martensite orientée est déformée par mouvement des dislocations (déformation plastique),
4. la contrainte à laquelle l'austénite est déformée par mouvement des dislocations (déformation plastique).

Les deux premières limites citées sont typiques aux AMF tandis que les deux autres correspondent à l'écoulement classique des matériaux métalliques. Pour une température au-dessus de M_d , la transformation martensitique directe n'aura pas lieu puisque la déformation est associée uniquement à un mouvement des dislocations. Il y aura plutôt une déformation plastique de l'austénite. La température M_d est donc un paramètre critique pour les AMF.

- **Mesure des températures de transformation (A_s , A_f , M_s , M_f)**

Il existe plusieurs méthodes de caractérisation pour déterminer ces quatre températures. Les plus utilisées sont la calorimétrie différentielle à balayage (*DSC*) et la mesure de la résistivité électrique au chauffage et au refroidissement.

Un essai de *DSC* profite du fait que la transformation directe est exothermique tandis que la transformation inverse est endothermique (voir Figure 1.6). L'essai de résistivité bénéficie du fait que la résistivité électrique change significativement lors de la transformation martensitique. La Figure 1.7 présente une courbe caractéristique des résultats obtenus par cet essai.

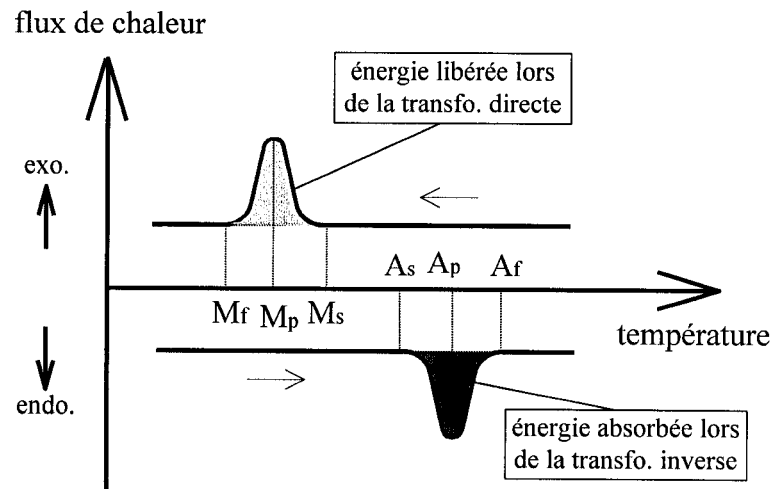


Figure 1.6 Résultat schématisé d'un essai de *DSC*.

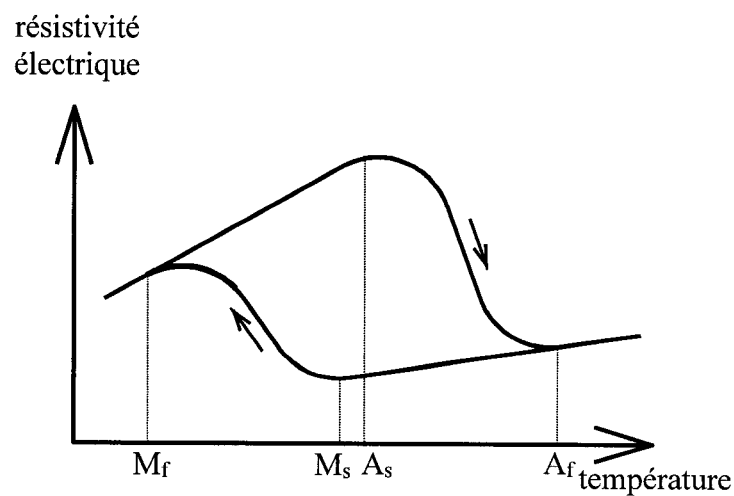


Figure 1.7 Résultat caractéristique d'un essai de résistivité électrique.

- **Effet mémoire (*Free recovery*)**

Si un AMF est déformé à une température de déformation (T_d) inférieure à A_f , la déformation résiduelle qui en résulte peut être en partie ou en totalité récupérée par chauffage si la température dépasse la température A_f . Pour un AMF austénitique, la

contrainte doit être suffisamment élevée pour entamer ou réaliser la transformation martensitique directe. Cette déformation résiduelle porte le nom de déformation pseudo-plastique.

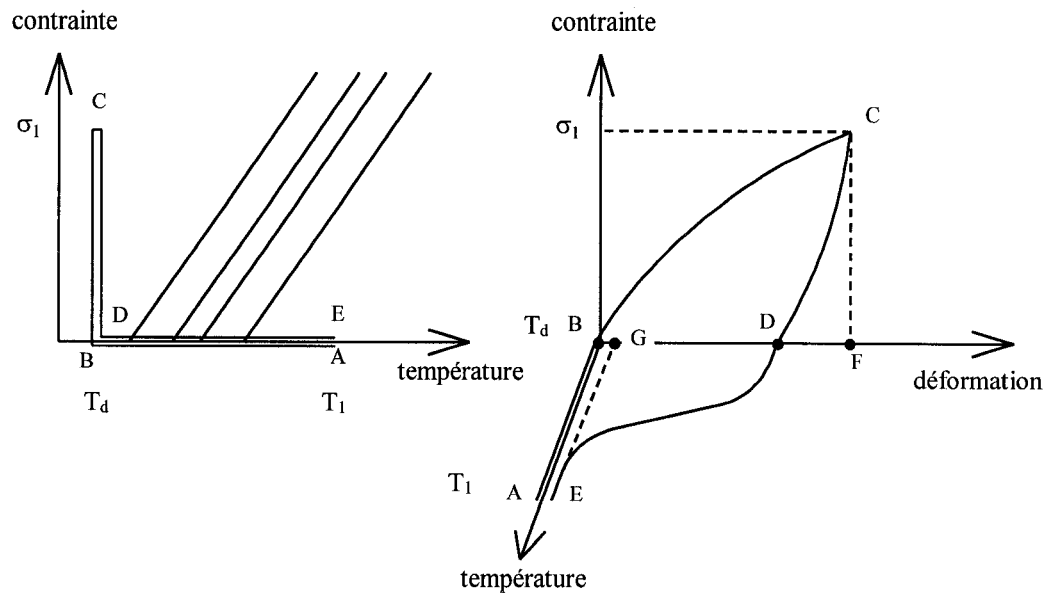


Figure 1.8 Représentation de l'effet mémoire.

Si aucune contrainte externe n'est appliquée pour empêcher le retour à la configuration initiale, l'effet mémoire est *libre* de se produire (free recovery). Une représentation générale de ce comportement thermomécanique est donnée à la Figure 1.8 dans le cas où la transformation martensitique directe est causée uniquement par une diminution de la température à contrainte nulle et où la déformation est appliquée à un AMF dans un état purement martensitique. En suivant les lettres par ordre alphabétique, le procédé est constitué des étapes suivantes :

- A→B : refroidissement de l'AMF de l'état austénitique à l'état martensitique (transformation martensitique directe) à déformation et contrainte nulles, formation de la martensite autoaccommodante;

- B→C : déformation totale au point C, augmentation de la contrainte, formation de la martensite orientée;
- C→D : relâchement de la contrainte jusqu'à 0, déformation pseudo-plastique au point D;
- D→E : chauffage de l'AMF de l'état martensitique à l'état austénitique (transformation martensitique inverse) à contrainte nulle, déformation résiduelle non récupérée au point E.

Pour l'analyse de l'effet mémoire, les quatre paramètres suivants sont appropriés : la déformation totale (ϵ_T), la déformation pseudo-plastique (ϵ_{PP}), la déformation amnésique (ϵ_A) et la déformation récupérable (ϵ_R). La déformation amnésique est la déformation résiduelle non récupérée. La déformation récupérable est la différence entre la déformation pseudo-plastique et la déformation amnésique. Ces déformations correspondent respectivement à la différence entre les points F-B (ϵ_T), D-B (ϵ_{PP}), G-B (ϵ_A) et D-G (ϵ_R) sur l'axe de la déformation de la Figure 1.8. La température T_d et l'état initial de l'AMF sont à considérer puisqu'ils influencent ces paramètres.

La déformation totale modifie le comportement de l'AMF. Une hausse de cette déformation augmente aussi la déformation pseudo-plastique et amnésique. Par contre, la déformation récupérable augmente jusqu'à l'atteinte d'une valeur maximale donnée ; elle diminue par la suite. La Figure 1.9 tirée de Proft et Duerig [5] présente les déformations pseudo-plastique, récupérable et amnésique en fonction de la déformation totale. Sur cette figure, nous constatons que la déformation est entièrement récupérée pour une déformation totale inférieure à 8.5% et que la déformation récupérable maximale est de 7% pour une déformation totale de 11%. En fait, si l'AMF n'est pas déformé au-delà de 8.5%, la récupération de la déformation est complète. Au-delà de cette valeur, une déformation plastique irrécupérable (amnésique) est générée. Les températures auxquelles la reprise de forme débute et se termine seront également modifiées par l'amplitude de la déformation totale : plus la déformation totale est élevée,

plus les températures de transformation augmentent. Dans ce cas, cette hausse est attribuable non pas à la contrainte mais à la déformation que l'AMF a subie.

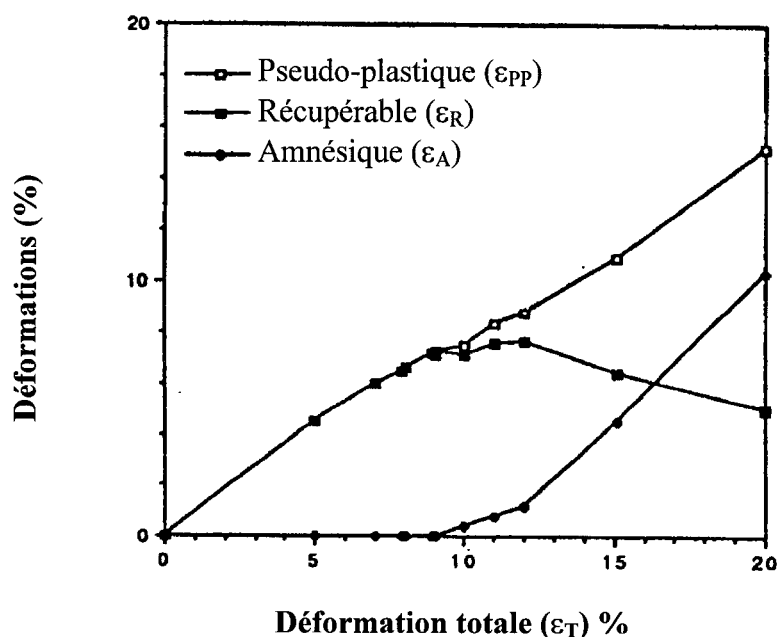


Figure 1.9 Les déformations pseudo-plastique, récupérable et amnésique en fonction de la déformation totale [5].

1.3.2 Génération de contraintes au chauffage (*Constrained recovery*)

La génération de contraintes au chauffage est la pierre angulaire de la présente étude. Certains auteurs ont déjà étudié ce volet des AMF. Les résultats présentés ici sont principalement tirés des articles de Proft et Duerig [5], Tobushi et al. [6] et Cai et al. [7]. Les quatre prochains paragraphes donnent les paramètres des essais fournis par ces auteurs. La description proprement dite de la génération de contrainte est ensuite donnée tout en utilisant les conclusions et les points intéressants de ces articles. Le lecteur pourra toujours se référer aux premiers paragraphes pour mettre en perspective les résultats retenus.

Proft et Duerig [5] traitent des aspects mécaniques de la génération de contraintes. Les essais ont été effectués sur des barres usinées suite à un forgeage rotatif à chaud (*hot swaged bar*). Leur composition était de 47 at% Ni, 50 at% Ti et 3 at% Fe. Elles ont subi un recuit à 850°C. Une température M_s , obtenue par des techniques non spécifiées, était de -125°C à 280 MPa. Les températures caractéristiques ne sont pas mentionnées. La température T_d était de -196°C et selon eux, inférieure à M_s . Il est à noter que cette information ne donne malheureusement pas la température T_d relativement à M_f .

Tobushi et al. [6] ont surtout expérimenté les effets de cycles thermomécaniques sur la génération de contraintes. Le matériau était un fil de Ti-50,2 at% Ni. Le fil a subi un recuit à 400°C pendant 20 minutes et a été refroidi au four. Ils affirment que la température A_f était de 50°C sans toutefois mentionner la méthode utilisée. Les autres températures caractéristiques ne sont pas données. La température T_d était de 20°C. Nous pouvons donc seulement affirmer que la température T_d était inférieure à A_f .

Cai et al. [7] ont également étudié la génération de contraintes et les effets de cycles thermomécaniques sur cette dernière. Les échantillons étaient des rubans formés par forgeage rotatif et par laminage à 850°C. Ils ont été recuits à 850°C durant 30 minutes sous une pression de 0,1 MPa et refroidis au four. La composition du matériau était de 44,7 at% Ni, 46,3 at% Ti et 9 at% Nb. Les échantillons étaient donc constitués d'une matrice NiTi et d'une phase β -Nb. Les températures M_f , M_s , A_s et A_f étaient respectivement de -36, 14, 45 et 60°C. Elles ont été mesurées par un essai de résistivité électrique.

Dans les trois cas, les échantillons ont été soumis à des tests de tension uniaxiale. Les techniques de mesure étaient standards (machine de traction, cellule de force, extensomètre et thermocouples). Malheureusement, l'état initial ou l'historique thermomécanique des échantillons n'est pas toujours explicité quoique cette information soit de première importance.

Dans la section 1.3.1, l'effet mémoire des AMF est présenté. Dans ce cas, le retour vers la configuration initiale est libre de s'effectuer. Les applications qui utilisent ce principe sont peu nombreuses. Par contre, les applications les plus répandues utilisent le même principe à l'exception près que la déformation pseudo-plastique n'est plus libre de se résorber complètement lors du chauffage. Cette restriction à la restitution de forme génère des contraintes potentiellement élevées qui permettent de retirer un travail de l'élément en AMF. Pour certains alliages, ces contraintes peuvent être de l'ordre de 700 MPa.

Les courbes contrainte-déformation, contrainte-température et déformation-température sont utiles pour comprendre et décrire les phénomènes qui se produisent lors de la génération de contraintes au chauffage. Cependant, il est nécessaire d'introduire d'autres paramètres. En effet, il a été démontré par différents auteurs qu'il existe un lien entre la valeur des contraintes générées au chauffage (σ_G), l'intervalle de température sur lequel se produit la génération et les paramètres suivants :

1. la déformation totale avant le chauffage,
2. la rigidité des supports reliés à l'élément en AMF,
3. la température de déformation T_d et sa position relative par rapport aux intervalles de température de la transformation martensitique directe et inverse,
4. les propriétés mécaniques de l'AMF,
5. les cycles thermomécaniques.

Pour l'effet mémoire, il a été démontré à la section 1.3.1 qu'il existe une déformation récupérable optimale pour une certaine valeur de la déformation totale. De façon similaire, lorsque la déformation pseudo-plastique est maintenue constante, il a été montré que les contraintes σ_G augmentent jusqu'à une valeur maximale et diminuent par la suite. La génération de contraintes est donc reliée à la déformation totale comme le montre la Figure 1.10 tirée de Proft et Duerig [5]. *En fait, il a été constaté que la valeur maximale de la contrainte σ_G est atteinte lorsque la déformation totale est proche de la*

limite où une déformation plastique est initiée. Au-delà de cette valeur limite, des déformations plastiques sont produites et la contrainte σ_G diminue.

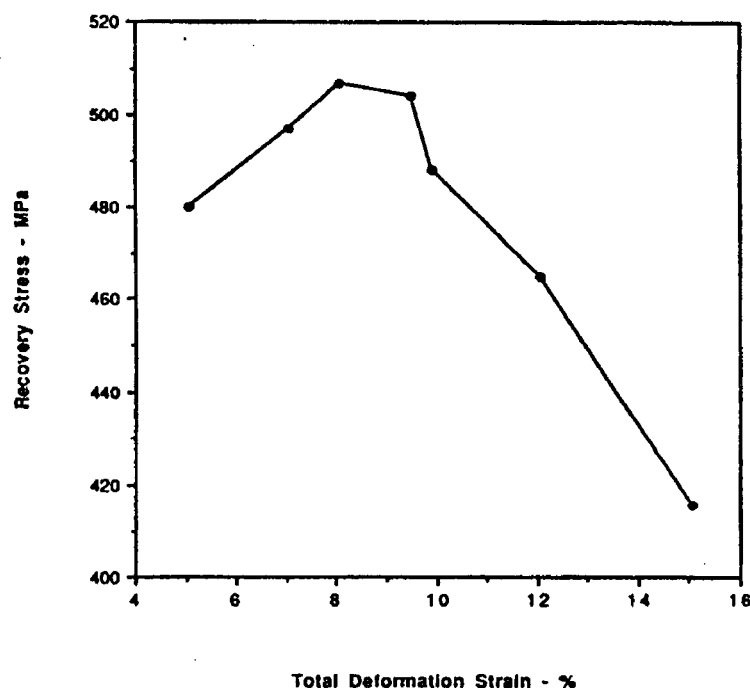


Figure 1.10 Contrainte générée en fonction de la déformation totale [5].

Un résultat similaire est donné par Perkins et al. [8] pour un AMF de NiTi : la Figure 1.11 montre que la contrainte maximale générée (σ_{GM}) est obtenue après une déformation totale de 8%. De plus, elle indique que la déformation totale a une influence sur l'intervalle de température où se produit la génération. Plus la déformation totale est importante, plus l'intervalle de la génération et les températures où débute et se termine la génération augmentent. Un phénomène semblable a été noté à la section précédente pour l'effet mémoire *libre*. Toutefois, dans ce cas-ci, ce comportement n'est pas uniquement relié à la déformation mais à la progression de la contrainte lors de la génération. Le diagramme d'état témoigne bien de l'effet de la contrainte sur les températures de transformation.

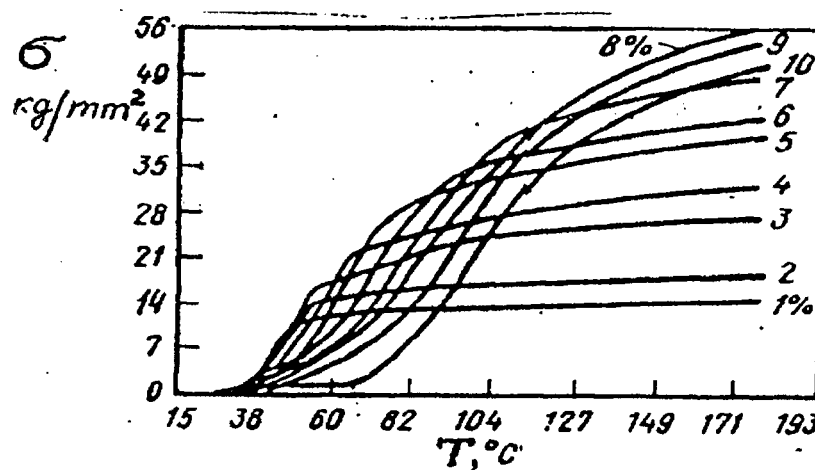


Figure 1.11 Contraintes générées en fonction de la température pour différentes déformations totales [8].

Les résultats précédents discutent de l'évolution des contraintes générées dans le cas où les supports de l'AMF seraient parfaitement rigides et que leur coefficient de dilatation thermique est identique à celui de l'AMF. Cependant, dans la réalité, les supports se déforment élastiquement ou plastiquement et les coefficients de dilatation thermiques sont significativement différents. Les contraintes générées au chauffage ne sont donc plus fonction uniquement de la déformation totale (indépendantes du chemin parcouru), mais également de la rigidité des supports. La Figure 1.12 tirée de Shipsha et al. [9] montre l'effet de différentes rigidités de support sur l'évolution des contraintes générées. Cette figure indique que plus la rigidité des supports est faible, plus la contrainte générée et l'intervalle de température où se produit la génération diminuent.

La génération de contraintes au chauffage dépend également de la température de déformation T_d et de sa position relative aux transformations martensitiques directe et inverse. En d'autres mots, l'état initial de l'AMF et par conséquent, son mode de déformation, influence le niveau de génération de contraintes.

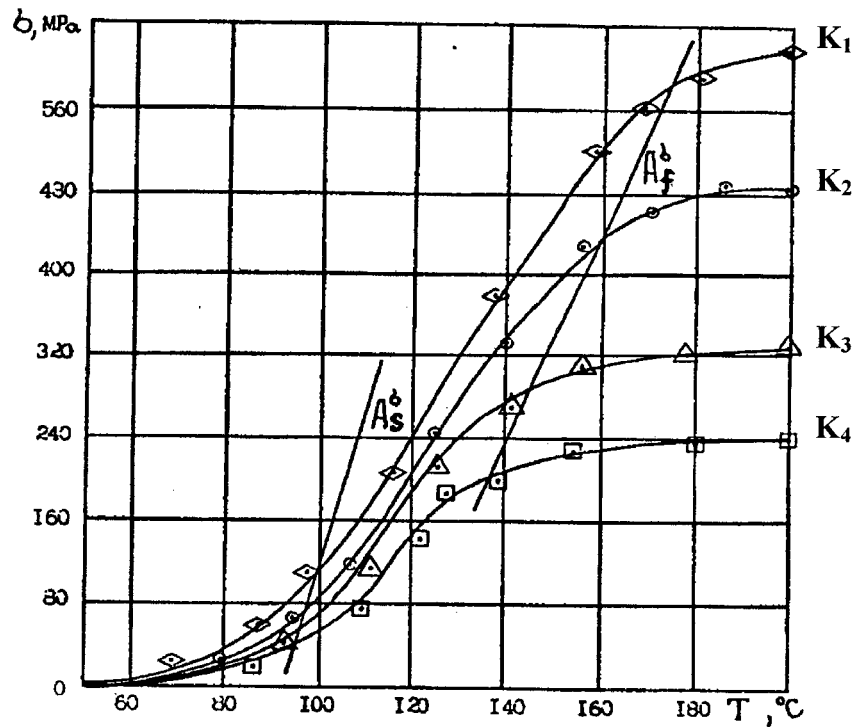


Figure 1.12 La génération de contraintes en fonction de la rigidité des supports.

$K_1 = \infty$, $K_2 = 1,1 \times 10^5$ MPa, $K_3 = 4 \times 10^4$ MPa, $K_4 = 1,1 \times 10^4$ MPa [9].

Moins la contribution de la martensite autoaccommodante est importante lors de la déformation initiale, plus une contrainte élevée peut être générée. Ainsi, la génération maximale serait obtenue par une déformation de l'austénite à une température légèrement au-dessus de M_s [10]. Pour faciliter la déformation de la martensite, la température devrait aussi être proche de M_s parce qu'à cette température, la contrainte nécessaire pour la réorientation de la martensite et la déformation par mouvement des dislocations sont minimales. En somme, il faut minimiser le mouvement des dislocations lors de la déformation initiale.

L'influence de la température de déformation T_d a été étudiée par Cai et al. [7] pour une déformation totale constante. La valeur de cette déformation avait été préalablement établie en mesurant la contrainte générée maximale en fonction de la déformation totale

à une température T_d de 20°C. Ils avaient donc une relation semblable à la Figure 1.10. Cette déformation peut être considérée comme la déformation optimale à 20°C. Selon l'information contenue dans cet article, à 20°C, l'échantillon était initialement dans un état austénitique et à 6°C de la température M_s .

La Figure 1.13 donne la relation entre la contrainte générée et la température T_d . Les températures caractéristiques et l'état initial de l'échantillon avant sa déformation ont été ajoutés.

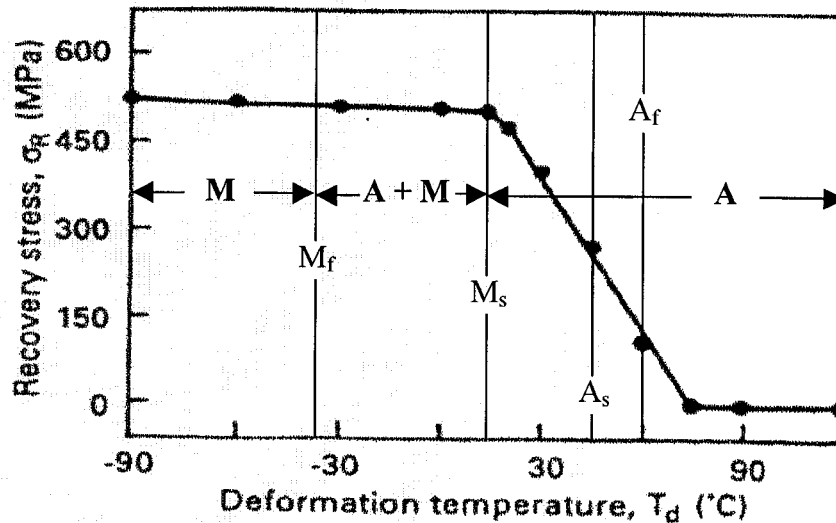


Figure 1.13 Effet de la température de déformation sur la contrainte générée pour une déformation totale constante [7].

Cette figure révèle que la génération de contraintes croît légèrement pour une T_d de M_s à -90°C et qu'elle décroît rapidement lorsque $T_d > M_s$. La décroissance rapide de la contrainte générée pour une T_d de M_s à 75°C s'explique par le fait que la contrainte nécessaire pour induire de la martensite et la déformation plastique de l'austénite augmentent. À partir de 75°C, la contrainte générée est nulle parce que l'austénite n'est pas transformée en martensite. La croissance de la contrainte générée pour une T_d

inférieure à M_s contredit dans un certain sens les conclusions de Shipsha et al. [10] stipulées précédemment. En effet, la contrainte générée la plus élevée a été mesurée à une T_d près de 60°C inférieure à M_f . La structure cristallographique de l'échantillon était donc entièrement de la martensite autoaccommodante. Toutefois, la déformation totale était constante durant ces essais. Il aurait été intéressant de connaître la déformation totale optimale et ainsi la contrainte générée maximale pour chaque température T_d .

Généralement, peu importe la température T_d , la contrainte générée maximale est obtenue au-delà de la température A_f^σ . À titre d'exemple, les résultats récoltés par Tobushi et al. [6] indiquent que la contrainte maximale survient lorsque la température excède de 30°C la température A_f . Selon Proft et Duerig [5], *la limite se situe à la température M_d* . Si la déformation est imposée à une température inférieure à M_f , donc dans un état purement martensitique, la génération de contraintes peut débiter avant la température A_s comme le montre la Figure 1.12.

Des études ont démontré que les contraintes σ_G sont intimement liées aux propriétés mécaniques des alliages. Il a été observé que les contraintes σ_G sont typiquement de 85 à 90% égales aux contraintes obtenues lors d'essais de traction isothermes standards dans la phase austénitique selon Proft et Duerig [5]. La Figure 1.14 montre ce résultat. La courbe supérieure représente la relation contrainte-déformation pour un échantillon qui demeure purement austénitique durant la déformation : le changement de pente correspond donc à la déformation plastique de l'austénite et non à une transformation de phase. L'autre courbe donne la relation entre la contrainte σ_{GM} et la déformation de contact. Cette déformation est définie comme étant la déformation qui pourrait être reprise si elle n'était pas bloquée. Par exemple, si la reprise de forme est entièrement empêchée, la déformation de contact est égale à la déformation pseudo-plastique. Selon les travaux de Gunter [11], la contrainte σ_G sera plus importante si la différence entre la limite d'élasticité de la transformation martensitique et la limite d'élasticité classique est grande. Cet effet devient considérable si l'écart est plus grand que 400 MPa. De plus, la

génération de contrainte serait limitée par la résistance à la déformation de l'austénite à une température donnée. Ainsi, une contrainte σ_G élevée de 1500 MPa a été enregistrée pour un alliage de NiTi avec une austénite fortement durcie [12]. En somme, la contrainte σ_{GM} semble être principalement définie par les propriétés mécaniques de la phase austénitique.

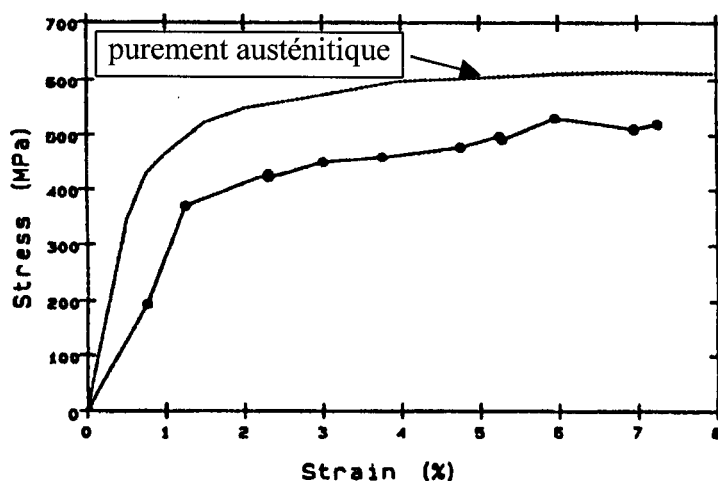


Figure 1.14 La relation contrainte-déformation pour un échantillon austénitique et la contrainte générée maximale en fonction de la déformation de contact [5].

Selon les résultats de Tobushi et al. [6] et Cai et al. [7], le taux de variation de la contrainte maximale générée est élevé durant les premiers cycles et se stabilise par la suite. La Figure 1.15 tirée de Cai et al. [7] présente la contrainte σ_{GM} en fonction du nombre de cycles thermomécaniques. La contrainte générée diminue significativement durant les 10 premiers cycles. Enfin, le nombre de cycles nécessaires à la stabilisation varie en fonction du type d'essai et du matériau.

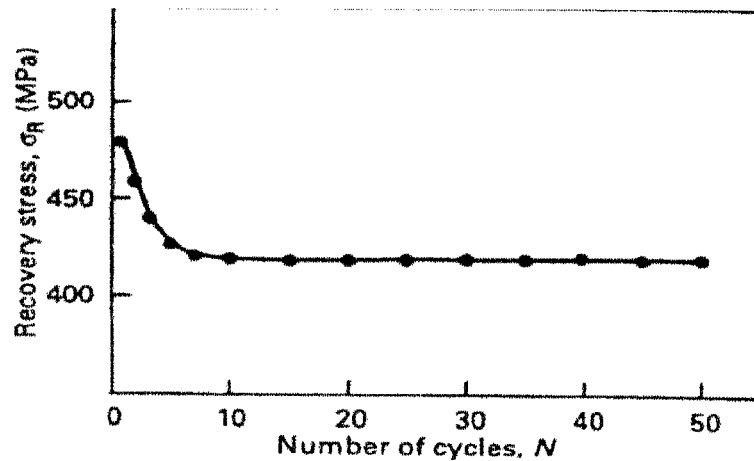


Figure 1.15 Contrainte générée en fonction du nombre de cycle thermomécanique [7].

1.4 Solution proposée

Pour la conception d'un fusible en AMF, diverses solutions ont été pensées. Certaines idées utilisent un AMF à titre de loquet pour déverrouiller un système mécanique. Une fois le système déverrouillé suite à une élévation de température, des ressorts préalablement comprimés s'occupent d'ouvrir le circuit électrique. D'autres idées concernent l'utilisation d'un AMF pour ouvrir le circuit électrique, mais de manière temporaire. En effet, l'AMF déplace certaines composantes du fusible lors de la hausse de température avec la possibilité de réarmer le système une fois l'ensemble refroidi.

Dans le cadre de ce projet, la conception d'un fusible simple et "irréversible" (i.e. impossible de réarmer le système une fois le circuit électrique ouvert) est recherchée. Ainsi, il a été jugé que la meilleure façon de procéder est d'utiliser la génération de contraintes au chauffage pour rompre la composante AMF. En d'autres mots, l'AMF provoque lui-même sa rupture. Une telle conception est simple puisqu'une seule composante AMF est utilisée comme détecteur d'élévation de température et comme

système d'ouverture du circuit électrique. Il est à noter que le concept d'un fusible en AMF est fondé sur l'invention de MM. V. Brailovski, P. Terriault et F. Trochu¹.

La Figure 1.16 présente les différentes étapes qui permettront la réalisation du fusible en AMF. Les dimensions sont arbitraires et les déformations sont nettement exagérées.

- Étape 1

Le fusible est formé avec une longueur initiale prédéterminée. Cette dimension est importante puisqu'elle détermine le déplacement (ou la force) à appliquer pour obtenir une déformation totale optimale de l'échantillon.

- Étape 2

À cette étape, la température de l'échantillon doit être inférieure à M_s pour s'assurer que la contrainte générée sera maximale. Un déplacement imposé (ou une force imposée) déforme l'échantillon à la limite de la déformation totale pour laquelle la déformation plastique reste nulle, c'est-à-dire que la reprise de la déformation pseudo-plastique serait complète dans le cas où le fusible serait *libre* de reprendre sa configuration initiale.

- Étape 3

Le déplacement imposé (ou la force imposée) est relâché. Une déformation résiduelle est présente dans le fusible. La température est toujours en deçà de M_s .

- Étape 4

Un ou des concentrateurs de contraintes sont formés sur le fusible. La position et la géométrie de ce(s) concentrateur(s) sont à la discrétion du concepteur. Cette opération s'effectue à la même température que l'étape précédente.

- Étape 5

Le fusible est encastré à chacun de ses bouts. En fait, ce rôle est rempli par l'enveloppe du fusible. Le but est de bloquer la reprise de la déformation résiduelle au chauffage

¹ V. Brailovski, P. Terriault and F. Trochu. Method for securing and separating components of electrical circuits, mechanical assemblies, thermal and acoustic contacts. En instance de prise de brevet, date de priorité : 28 déc. 97, divulgation : 28 sept. 1998.

pour générer des contraintes. Un courant circule et la température augmente par effet Joule. Sous le courant normal de fonctionnement, la température doit demeurer relativement faible pour ne pas générer de contraintes.

- Étape 6

Lorsque le courant fait défaut, la hausse de température doit amorcer la génération de contraintes. Ces contraintes doivent atteindre la contrainte de rupture (σ_{Rup}) du matériau pour que le fusible se rompe et coupe le courant de défaut. Puisque les contraintes générées ne seront jamais suffisantes pour rompre l'échantillon, un ou des concentrateurs de contraintes doivent être présents.

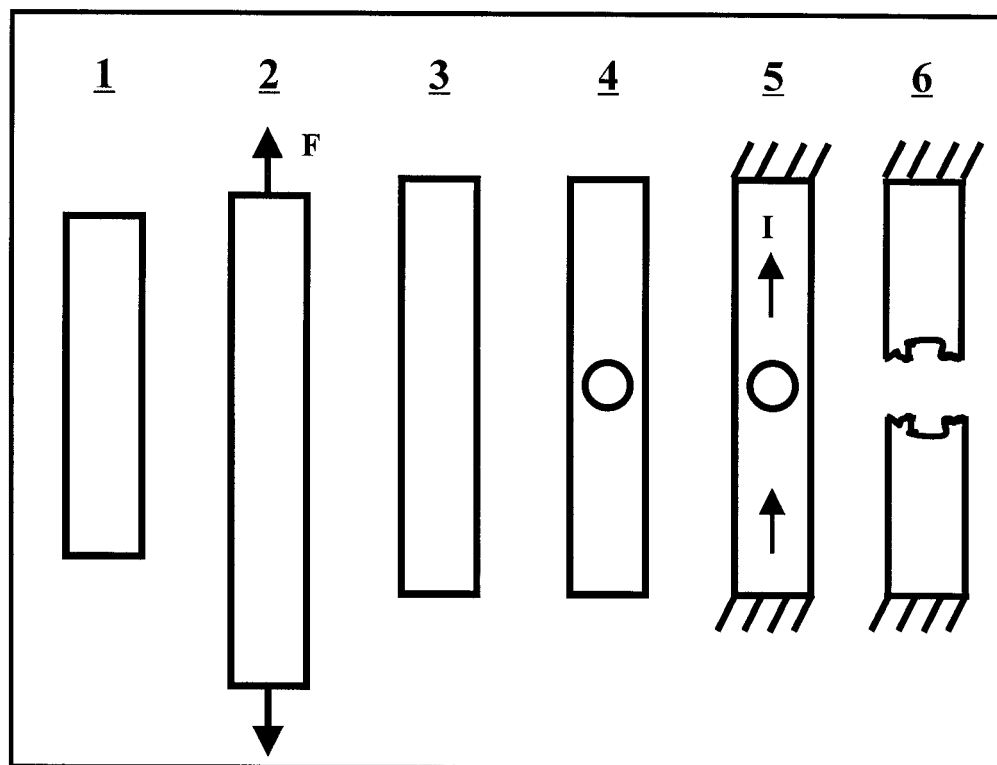


Figure 1.16 Étapes de conception du fusible en AMF.

L'avantage principal d'un fusible en AMF est la prédictabilité de la réponse du fusible. La précision thermique peut être facilement ajustée à plus ou moins 5°C. Aussi, ce nouveau concept ne complique pas le design du fusible. Tout comme le fusible conventionnel, une seule pièce active est requise, soit l'élément en AMF. La géométrie du fusible et des concentrateurs de contraintes peut facilement être modifiée en fonction des paramètres de fonctionnement du fusible. Finalement, la température de rupture (T_{Rup}) est en deçà de 150°C donc environ 10 fois moins élevée que les fusibles conventionnels. Ainsi, les pièces isolatrices et les connecteurs du fusible requièrent des résistances thermiques moins considérables.

1.5 Analyse du risque

La faisabilité technique de ce projet est sans contredit assurée : il est possible de rompre un élément en AMF par effet Joule avec des concentrateurs de contraintes tel que prouvé par un essai préliminaire. Durant cet essai, la source de chaleur était externe et aucune mesure n'a été prise. Cet essai se voulait une validation grossière du concept. Toutefois, la mise en marché d'un tel fusible n'est pas garantie.

Les difficultés sont nombreuses. Elles concernent les propriétés de l'AMF, la modélisation, les courants nominaux, les températures d'opération, les cycles thermiques éventuels, les pièces associées au fusible et le prix des AMF.

Le fournisseur du matériau brut est un élément extrêmement important dans ce type de conception. À titre d'exemple, le contrôle nécessaire sur la composition d'un alliage NiTi pour obtenir une température M_s désirée est entre 0,1 et 0,01%. Par comparaison, la variation acceptable de chrome dans un acier inoxydable 18/8 est de 2% [13]. Le fabricant est donc tributaire de l'expérience du fournisseur et de la qualité du produit livré. De plus, il n'est pas évident que le fournisseur pourra concevoir un alliage correspondant exactement aux attentes du fabricant. Souvent, le concepteur devra

travailler avec le matériau qu'il a en sa possession. Il devra, par essais et erreurs, trouver le traitement thermique adéquat. Une fois la caractérisation effectuée et la « recette » du traitement thermique connu, le fabricant ne sera pas intéressé à refaire ces étapes cruciales et fastidieuses pour chaque lot livré. La fiabilité du fournisseur est donc indispensable.

Les outils de modélisation où les échanges thermiques et les sollicitations mécaniques sont simultanément intégrés sont inexistantes pour les AMF ; le couplage doit être réalisé en parallèle. De plus, la précision des outils de modélisation pour les AMF actuels dépend des résultats des essais mécaniques. En effet, la modélisation du comportement de l'AMF (contrainte-déformation-température) est basée sur des lois constitutives phénoménologiques, donc expérimentales. Ainsi, il n'est pas certain que le développement et l'optimisation d'un fusible pourront être accomplis uniquement par les outils existants. Ainsi, les coûts et le temps accordés au développement d'outils de calculs appropriés doivent donc être considérés.

L'activation des fusibles conventionnels se fait à haute température puisqu'elle nécessite la fusion de l'élément. Ces fusibles peuvent donc supporter des courants nominaux élevés tout en ayant des dimensions relativement petites. Un fusible de 2,3 mm de diamètre (section critique) et d'une longueur de 30 mm tolère des courants de l'ordre de 150 à 200 A. Pour un élément en AMF, les températures d'activation sont beaucoup plus faibles. À la section 1.4, la possibilité d'opérer sous de faibles températures avec les AMF est considérée comme un avantage sur les fusibles conventionnels. Toutefois, il est légitime de soulever la question suivante : est-il possible de concevoir un élément en AMF capable de soutenir une telle intensité de courant en gardant les mêmes dimensions sans ajouter de pièces additionnelles et sans augmenter significativement les coûts de production ?

La précision de la température T_{Rup} d'un élément en AMF est un avantage certain. Cependant, cela implique que l'environnement extérieur du fusible soit soigneusement contrôlé. En supposant que la température d'opération soit juste inférieure à la température du début de la génération de contraintes, une augmentation de la température ambiante pourrait faire en sorte que la génération de contraintes débute sans courant de défaut. À la limite, le fusible pourrait même se rompre. De plus, à la section 1.3.2, il a été mentionné que l'effet des cycles thermomécaniques diminuait la contrainte maximale générée. Une hausse de la température ambiante pourrait donc affecter la contrainte σ_{Rup} du fusible. De même, les cycles de mise en service et d'arrêt du système électrique contenant le fusible en AMF pourrait avoir le même effet sur σ_{Rup} .

Le concept du fusible en AMF nécessite des encastrements relativement rigides. La section 1.3.2 a défini quantitativement l'effet de la rigidité des attaches sur les contraintes générées. L'enveloppe de l'élément devra être en mesure de résister aux contraintes sans endommager les équipements qu'il protège et sa rigidité devra être suffisante pour permettre la rupture de l'élément. Cet aspect pourra accroître les dimensions du fusible en AMF, ce qui n'est pas souhaitable.

Finalement, le prix des AMF est un facteur déterminant. À titre comparatif, un alliage de NiTi peut coûter jusqu'à 1440\$/kg tandis qu'un alliage de cuivre peut coûter seulement 23\$/kg. Ainsi, l'utilisation d'un AMF dans un fusible ne doit pas être justifiée par la diminution du coût total du fusible, mais plutôt sur les avantages techniques que peuvent apporter ces alliages.

En somme, il y a beaucoup de limitations techniques potentielles à l'obtention d'un fusible en AMF fiable et performant. Ce projet de recherche tentera de répondre aux questions soulevées ici afin de conclure sur la faisabilité technique d'un fusible en alliage à mémoire de forme.

CHAPITRE 2

SÉLECTION DU TRAITEMENT THERMIQUE ET CARACTÉRISATION DU MATÉRIAU

La solution retenue pour ce projet et exposée au chapitre précédent repose sur l'utilisation d'AMF pour la conception de nouveaux fusibles. Comme dans toute phase de conception, le choix du ou des matériaux et l'évaluation de leurs caractéristiques sont indispensables. Ce chapitre donne donc les caractéristiques générales du matériau utilisé pour ce projet et par la suite, présente une méthode de sélection du traitement thermique en se basant sur les résultats d'essais de *DSC* et de microdureté. Ensuite, il expose le comportement thermomécanique du matériau suite à des essais réalisés sur une machine de traction uniaxiale. Dans chaque cas, les objectifs précis des essais sont énoncés. La méthodologie employée, la présentation des résultats, les observations pouvant être tirées de ces résultats et une discussion suivent.

2.1 Caractéristiques générales du matériau

Les échantillons de tous les essais ont été prélevés sur un ruban de 50,22 at% NiTi (340 PPM de carbone et 190 PPM d'oxygène) fourni gracieusement par *Special Metals Inc.* Le procédé de fabrication de ce ruban est le suivant :

1. fusion par induction sous vide (*VIM : vacuum induction melting*),
2. refusion à l'arc sous vide (*VAR : vacuum arc remelting*),
3. formation de billette par forgeage à chaud (*hot forge into billet*),
4. formation de barres par laminage à chaud (*hot roll into bars*),
5. formation de bobine de tige par laminage à chaud (*hot roll into rod coil*),
6. formation de fil par tréfilage à froid (*cold draw into redraw wire*),
7. formation de ruban par laminage à froid (*cold roll into ribbon*).

Le ruban a été livré sans avoir subi de traitement thermique suite à sa mise en forme par laminage à froid. Le pourcentage de déformation subi par sa mise en forme à froid est approximativement de 25%. Les températures M_f , M_s , A_s et A_f mesurées à l'aide d'une DSC par *Special Metals Inc.* sont respectivement de 23, 39, 53 et de 75°C. Ces températures caractéristiques ont été obtenues pour un ruban ayant subi un recuit à 850°C pendant 15 minutes et un refroidissement à l'air. La longueur du ruban fourni par *Special Metals Inc* était d'environ 610 cm, ce qui a limité le nombre d'essais.

2.2 Sélection du traitement thermique (recuit)

Le traitement thermique de l'alliage est un point crucial pour cette application. En effet, il ne s'agit pas seulement de fixer les températures de transformation, mais de s'assurer que le matériau livrera un travail suffisant lors de la génération de contraintes et que la ductilité du fusible ne compromettra pas sa rupture nette. Ainsi, l'objectif principal des essais de DSC et de microdureté est de déterminer le traitement thermique adéquat qui donnera les propriétés recherchées. Pour se faire, les échantillons pour ces deux essais ont subi des traitements thermiques à 400, 450, 500, 525, 550, 575, 600, 625, 650 ou 700°C durant une heure suivi d'une trempe à l'eau.

2.2.1 Calorimétrie différentielle à balayage (DSC)

Les essais de DSC mesurent le flux de chaleur à travers un échantillon en fonction de la température et du temps. Les températures de transformation et la quantité de chaleur latente disponible lors des transformations de phase sont facilement mesurables par la suite. Les températures de transformation sont obtenues directement sur la courbe et la quantité de chaleur latente représente l'aire sous la courbe (zones grises sur la Figure 1.6). Il suffit donc d'intégrer le flux de chaleur sur l'intervalle de temps de la transformation pour quantifier la chaleur latente. En sachant que la quantité de chaleur latente lors de la transformation inverse est proportionnelle à la capacité du matériau à

fournir un travail lors de la génération de contraintes, la mesure de ce paramètre est essentielle pour cette application.

La fiabilité d'une méthode différentielle semblable à la *DSC* pour déterminer les températures de transformation a été étudiée par Milligan [14]. Cet auteur a comparé les résultats de différentes méthodes avec les résultats utilisant la DTA (analyse thermique différentielle). La conclusion est que ce type d'essai est crédible et fiable. Marquez et al. [15] ont évalué l'effet de certaines conditions d'essai sur les températures de transformation : le traitement thermique, le taux de variation de la température, la surface de contact, la masse de l'échantillon, etc. En résumé, les auteurs concluent que les températures M_s et A_s sont les moins affectées par la variation de ces paramètres. Ils mentionnent que cette étude est incomplète et proposent de continuer les efforts de standardisation. Ils suggèrent un taux de variation de la température de 10°C/min et l'utilisation du mercure et de l'indium pour la calibration en dessous et au-dessus de 0°C respectivement. Il est à noter qu'un taux de variation de la température plus faible n'est pas dommageable mais n'augmentera pas nécessairement la précision des résultats.

2.2.1.1 Méthodologie des essais de *DSC*

Les échantillons pour ces essais ont été extraits du ruban à l'aide d'un poinçon circulaire métallique de précision. Le diamètre des échantillons était de 3,175 mm. La surface de contact était de 7,917 mm². Le poids des échantillons était en moyenne de 14 mg, ce qui donne une densité d'environ 6960 kg/m³.

La machine utilisée pour les essais était le modèle 910 Differential Scanning Calorimeter de *Du Pont Instruments* assistée du Thermal Analyst 2100. La calibration se faisait à l'aide d'un échantillon d'indium normalisé et était accomplie avant une série d'essais et non avant chaque essai. Pour le refroidissement des échantillons, le modèle LNCA II (Liquid Nitrogen Cooling Accessory) de *Du Pont Instruments* a été utilisé. Le

taux de chauffage était de $5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ et le taux de refroidissement de $3^{\circ}\text{C}/\text{min}$. La caractérisation au refroidissement n'a pas été opérée pour chaque essai. Deux échantillons ont été traités et testés pour les températures de traitement thermique énumérées à la section 2.2 pour s'assurer de la répétitivité des résultats. Tous les échantillons ont été testés à partir de la température ambiante, chauffés jusqu'à une température supérieure à A_f et refroidis jusqu'à une température inférieure à M_f s'il y avait lieu.

2.2.1.2 Présentation des résultats et observations des essais de *DSC*

La présentation des résultats pour les essais de *DSC* et de microdureté omet les traitements thermiques à 400 et 450°C . Lorsque le matériau brut est formé, le laminage introduit une haute densité de dislocations et par conséquent, des contraintes résiduelles. Le traitement thermique vise, entre autres, à réduire la densité de dislocations. À ces niveaux de température, les dislocations et les contraintes résiduelles engendrées ne sont pas suffisamment éliminées. La conséquence directe est que l'effet mémoire (la génération de contraintes) du matériau est absent ou que partiellement présent. Il n'y a donc aucun intérêt, dans le cadre de ce projet, d'incorporer ces résultats.

La Figure 2.1 montre l'évolution des courbes calorimétriques en fonction de la température du traitement thermique (de recuit). Il est à noter que cette figure ne contient pas l'ensemble des données recueillies. Seulement les transformations de phase inverse sont exposées par souci de clarté. Chaque courbe de cette figure est tirée d'un seul échantillon. La plus grande différence entre les deux échantillons enregistrée pour la température A_s est de $2,4^{\circ}\text{C}$, pour la température A_f de $1,5^{\circ}\text{C}$ et pour la chaleur latente, $0,750 \text{ J/g}$. Cette figure est donc représentative quant au comportement calorimétrique du matériau.

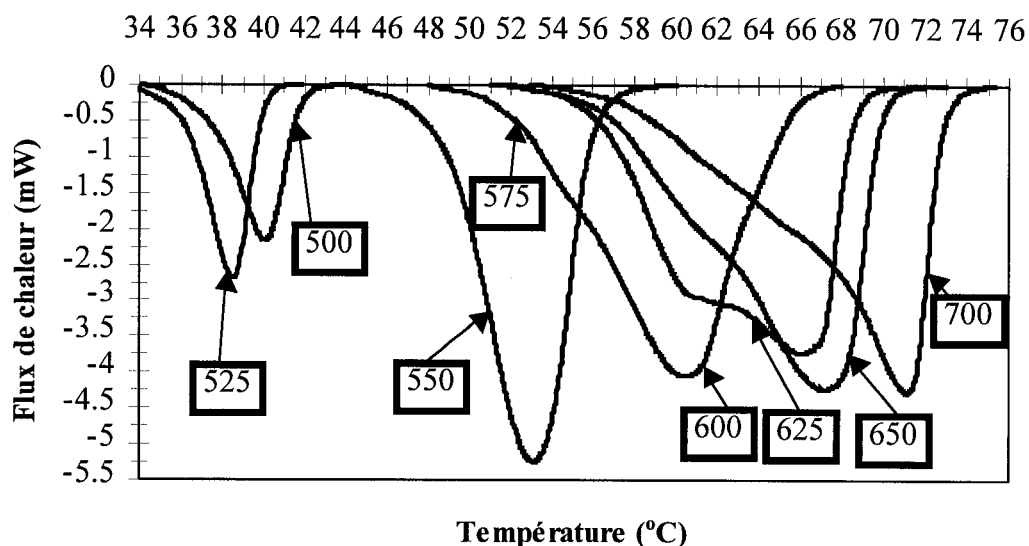


Figure 2.1 Évolution des courbes calorimétriques lors de la transformation inverse en fonction de la température du traitement thermique.

La Figure 2.1 et la Figure 2.2 démontrent clairement que les températures de transformation inverse suivent l'augmentation de la température de recuit dans la plage des températures étudiée. Une légère baisse peut être observée entre 500 et 525°C mais cette baisse n'est pas significative. De plus, il y a une augmentation rapide entre 525 et 550°C et une augmentation plus douce jusqu'à 700°C.

La Figure 2.3 montre l'évolution de la chaleur latente lors de la transformation inverse en fonction de la température de recuit. La tendance est sensiblement la même que l'évolution des températures de transformation. De 500 à 525°C, la quantité de chaleur latente est faible, ce qui indique que peu de travail pourra être obtenu de ce matériau. De 525 à 575°C, un saut abrupt est observé : la chaleur latente passe approximativement de 6 à 26 J/g. La croissance ralentit et atteint son maximum (≈ 28 J/g) à 625°C. Jusqu'à 700°C, la quantité de chaleur latente diminue très légèrement, mais elle demeure supérieure à 26 J/g.

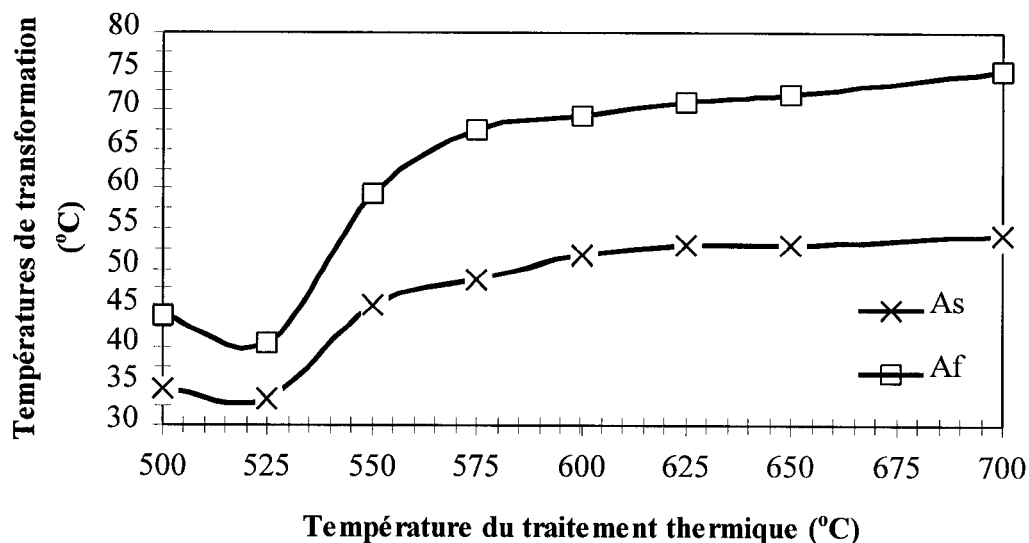


Figure 2.2 Évolution des températures de transformation inverse en fonction de la température du traitement thermique.

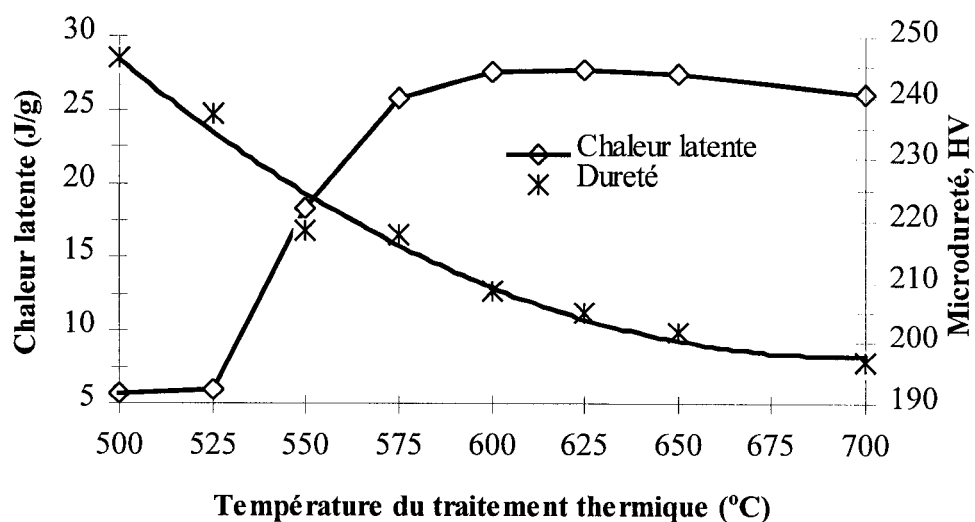


Figure 2.3 Évolution de la chaleur latente lors de la transformation inverse et de la microdureté (HV) en fonction de la température du traitement thermique.

2.2.1.3 Anomalies rencontrées durant les essais de DSC

Des comportements insolites ont été observés lors d'essais réalisés antérieurement. En deçà de 600°C comme température de traitement thermique, ces essais ont démontré que le matériau avait un comportement calorimétrique très instable. Les résultats variaient significativement d'un lot d'échantillons à un autre bien que le traitement thermique ait été le même. La Figure 2.4 expose ce comportement pour un traitement thermique à 500°C.

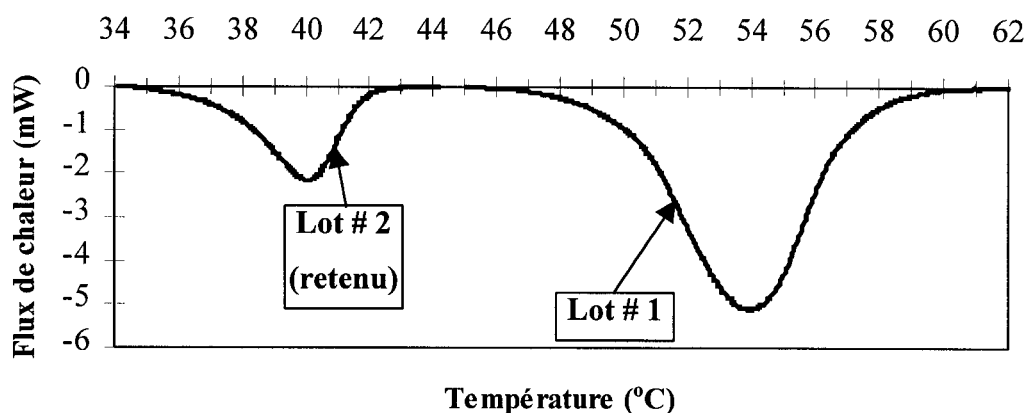


Figure 2.4 Modification du comportement calorimétrique en fonction du lot d'échantillons pour un traitement thermique à 500°C.

Aussi, des variations importantes se produisaient pour un échantillon subissant plusieurs essais consécutifs. La Figure 2.5 démontre ce fait pour un traitement thermique à 575°C.

La Figure 2.6 présente les résultats de deux essais réalisés sur deux lots différents pour un traitement thermique à 600°C. Même si l'allure des courbes est quelque peu différente, le fait est que les températures de transformation et que l'aire sous les courbes sont presque identiques. De plus, la reprise des essais sur les mêmes échantillons ne modifiait pas significativement les résultats.

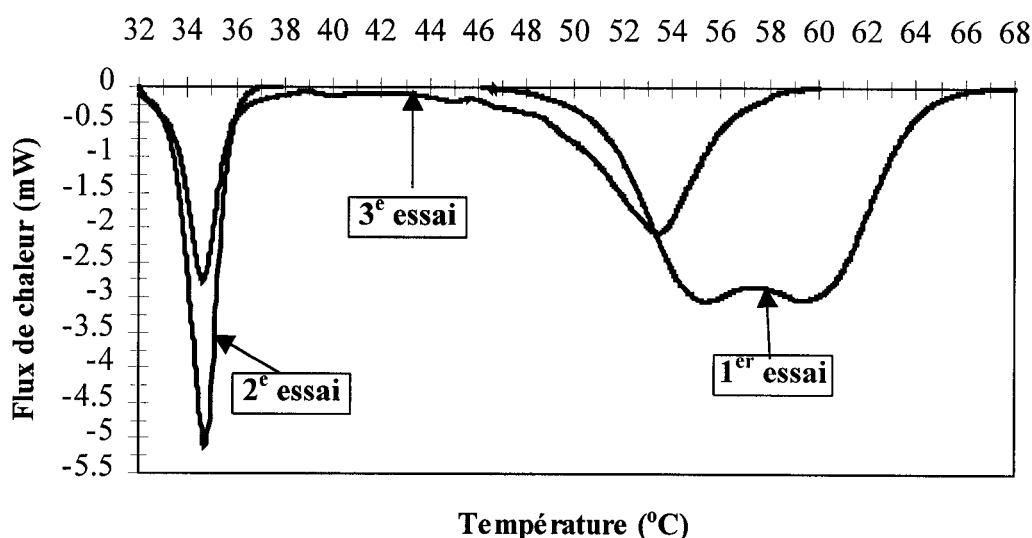


Figure 2.5 Modification du comportement calorimétrique suite à trois essais sur le même échantillon pour un traitement thermique à 575°C.

Les variations observées pour un traitement thermique inférieur à 600 °C sont sûrement attribuables à la méthode employée pour prélever les échantillons sur le ruban et à une transformation martensitique directe incomplète. La méthode de prélèvement consistait à utiliser un poinçon métallique, une matrice, un marteau et une table fixe. Le procédé étant manuel, aucun contrôle ne pouvait être fait sur la force de frappe et sur l'arrêt du mouvement. L'échantillon subissait donc des déformations additionnelles à froid c'est-à-dire, un écrouissage à froid.

Kao et al. [16] ont évalué l'effet du niveau de travail à froid (*cold working*) sur le comportement calorimétrique d'un fil de NiTi presque équiatomique. Une différence de 17°C a été observée sur la température M_p , de 10°C sur A_p et de 2°C sur R_p entre deux fils ayant subi un travail à froid supplémentaire de 14% et de 32% suivi du même traitement thermique. Les températures M_p et A_p représentent respectivement le sommet de la courbe de la transformation martensitique directe et inverse (voir Figure 1.6). R_p

est le sommet de la courbe de la transformation intermédiaire de phase R. Cette phase est nommée la phase R (*R-phase* en anglais) parce qu'elle présente une structure rhomboédrique. Le taux de déformation a donc un effet important sur les températures de transformation. Ils ont constaté qu'une hausse du niveau de travail à froid était accompagnée d'une diminution des températures M_p et A_p et d'une augmentation de R_p avec un effet plus marqué sur M_p . Ceci expliquerait les résultats de la Figure 2.4.

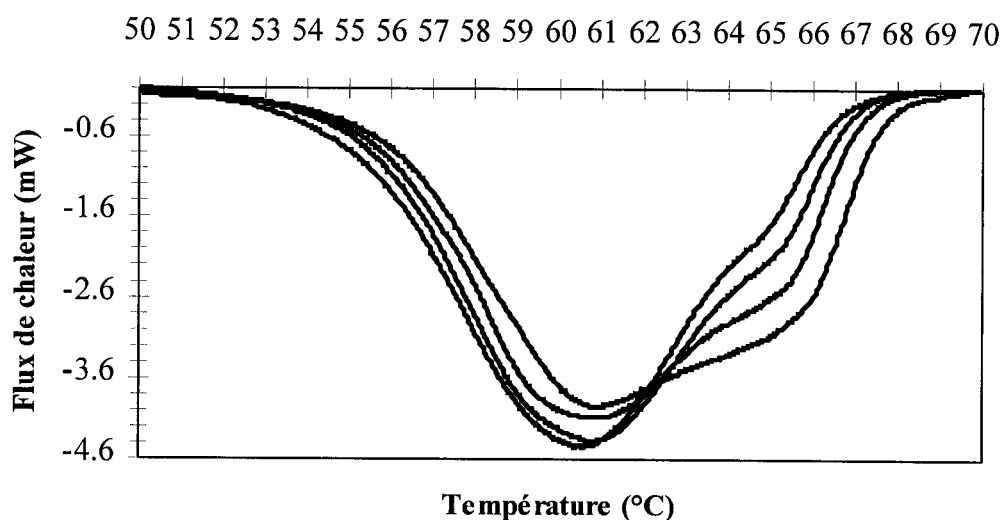


Figure 2.6 Courbes calorimétriques pour un traitement thermique à 600°C.

Ils ont aussi analysé l'effet du traitement thermique sur des fils ayant et n'ayant pas subi de travail à froid supplémentaire. La température de recuit pour le fil vierge était de 593°C. Pour les fils ayant subi un travail à froid, les températures de recuit étaient de 475 et de 525°C. Les résultats démontrent que pour un travail à froid identique, l'augmentation de la température de recuit provoque une hausse des températures M_p et A_p et une baisse de la température R_p . De plus, peu importe la température de recuit, les fils déformés exhibaient la transformation R au refroidissement tandis que pour le fil vierge, la phase intermédiaire était absente. La cause de l'apparition ou de l'absence de

cette phase sera en partie expliquée au paragraphe suivant. Pour l'instant, des observations faites à partir de cycles incomplets pourraient expliquer le comportement calorimétrique de la Figure 2.5. En chauffant un échantillon à partir de la fin de la transformation R (avant la transformation martensitique directe), Kao et al. [16] ont noté que A_p' pouvait être jusqu'à 20°C inférieure à la température A_p mesurée après un cycle complet. Ils ont enregistré aussi que généralement, A_p' est d'environ 7°C supérieure à R_p . Dans ce cas, la transformation de phase n'est plus $M \rightarrow A$, mais $R \rightarrow A$. Il semble donc que l'échantillon de la Figure 2.5 ait été soumis à des cycles incomplets où la transformation martensitique directe n'a pas eu lieu ou que partiellement eu lieu.

Liu et al. [17] ont étudié le changement des propriétés d'un AMF de NiTi presque équiatomique en fonction du traitement thermique. Ils ont remarqué que les propriétés de l'AMF ont une évolution différente selon la position de la température du traitement thermique relativement à une température critique, c'est-à-dire la température de recristallisation du matériau. En ce qui concerne les essais de *DSC*, les échantillons avec une température de recuit inférieure à la température de recristallisation présentaient la phase R au refroidissement. Pour une température de recuit supérieure à la température critique, la phase R était absente. La température de recristallisation et la température de recuit sont donc des paramètres qui influencent grandement les propriétés des AMF.

D'après les résultats de ces deux études, la température de recristallisation était d'environ 600°C. Il apparaît que la température de recristallisation du matériau utilisé dans ce projet est également autour de 600°C parce que les températures A_s et A_f , la chaleur latente et le comportement calorimétrique se stabilisent pour des températures de recuit supérieures à 600°C. Il est à noter que les matériaux sont composés de NiTi presque équiatomique dans les trois cas. Ainsi, à cette température de recuit, la méthode de prélèvement problématique n'engendre pas de variation puisque la température est suffisamment élevée pour éliminer les dislocations et les contraintes résiduelles causées

par le travail à froid. Quant à la phase R, la Figure 2.6 et l'article de Goubaa et al. [18] donnent l'impression qu'elle est présente par la forme particulière de la courbe. Pour clarifier la situation, un essai subséquent de *DSC* sur un nouvel échantillon provenant d'un lot différent a été réalisé. Les températures caractéristiques et l'allure de la courbe au chauffage étaient sensiblement les mêmes qu'auparavant. Au refroidissement, une seule transformation de phase était présente entre 31 et 37°C. Les chaleurs latentes au chauffage et au refroidissement étaient respectivement de 27,41 et de 27,11 J/g. Cette quasi-égalité indique que la transformation de phase au refroidissement est complète. En effet, d'après les résultats de Kao et al. [16], la quantité de chaleur latente absorbée au chauffage est égale à la quantité de chaleur latente dégagée au refroidissement indépendamment du nombre de transformation de phase. Il y a donc deux possibilités : la phase R est absente ou elle se produit «en même temps» que les autres transformations, ce qui implique qu'elle est plus difficile à détecter par ce type d'essai. Une étude plus approfondie serait nécessaire pour répondre à cette question. Elle sera néanmoins considérée absente pour le reste de ce projet.

2.2.2 Les essais de microdureté

La dureté est la mesure de la résistance d'un matériau à la pénétration et elle est directement reliée à ses propriétés mécaniques. De plus, les mesures de dureté sont suffisamment sensibles pour détecter et quantifier de faibles modifications de structure [19]. Dans le cas qui nous intéresse, les essais de dureté sont utilisés pour comparer le niveau de déformation plastique dans les échantillons ayant subi différents traitements thermiques. Le rôle du fusible étant de couper un courant anormal en se rompant, la déformation plastique autour du concentrateur lors de la génération de contraintes doit être minimale. Par conséquent, une dureté relativement élevée est recherchée. La Figure 2.7 tirée de Duerig et Zadno [20] montre l'effet de la température de recuit sur la limite d'élasticité de l'austénite et sur la ductilité du matériau. Cette figure démontre que l'augmentation de la température de recuit diminue la limite d'élasticité et augmente la

ductilité. Il est donc à prévoir que la dureté sera d'autant plus faible que la température de recuit sera élevée. Ces essais servent donc à mesurer l'évolution de la dureté en fonction du traitement thermique.

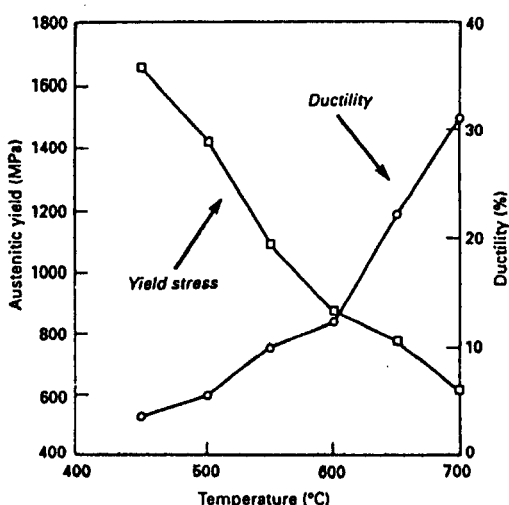


Figure 2.7 Influence de la température de recuit sur la limite d'élasticité de l'austénite et sur la ductilité pour un fil de Ni-Ti-V après un écrouissage de 40% et un recuit d'une heure [20].

2.2.2.1 Méthodologie des essais de microdureté

Plusieurs méthodes d'essais de dureté existent : Brinell, Vickers, Rockwell. L'essai de dureté Vickers a été retenu puisque les échantillons étaient de faibles dimensions. L'essai Vickers utilise comme pénétrateur une pyramide de diamant à base carrée où l'angle entre les faces opposées est de 136°. La mesure de la dureté s'effectue sur l'empreinte et plus spécifiquement, par la moyenne de la longueur des deux diagonales. La Figure 2.8 présente, de gauche à droite, la géométrie du pénétrateur, la charge appliquée, le principe de l'essai et le paramètre mesuré.

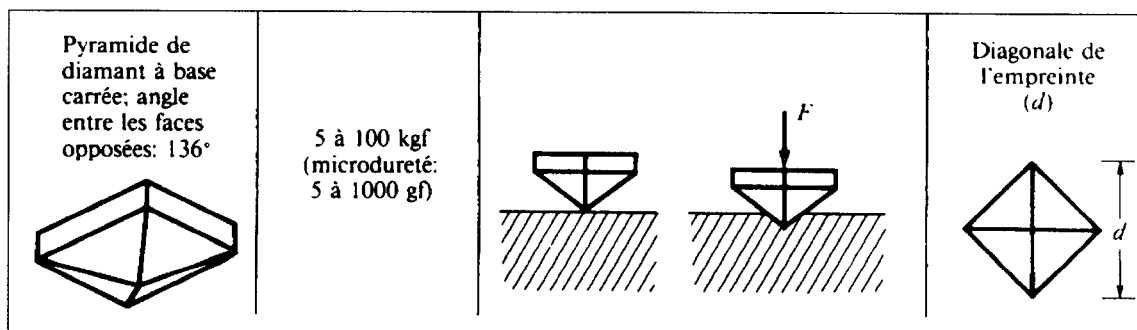


Figure 2.8 Caractéristiques de la méthode de mesure de la dureté Vickers [19]

La formule qui traduit le paramètre mesuré en dureté Vickers est :

$$HV = \frac{1856,4 * \text{Poids (g)}}{\text{Diagonale } (\mu\text{m})^2} \quad (2.1)$$

Les échantillons utilisés pour ces essais étaient les mêmes que pour les essais de *DSC*. Les résultats présentés dans la section suivante représente la moyenne de cinq essais effectués sur chaque échantillon. Un poids de 150g a été déposé sur le bras de levier pour l'ensemble des essais. La préparation des échantillons, le mode opératoire et par conséquent, la validité des résultats, ont été basées sur les travaux de Sacépé [21].

2.2.2.2 Présentation des résultats et observations des essais de microdureté

La Figure 2.3 expose la tendance que suit la microdureté en fonction du traitement thermique. La courbe de tendance sélectionnée est une courbe polynomiale d'ordre deux. Le lecteur peut facilement constater que la dureté diminue avec l'augmentation de la température de recuit comme prévu à la section 2.2.2. À part un léger plateau de stabilisation entre 550 et 575°C, la tendance est généralisée. De plus, la décroissance est plus prononcée de 500 à 600°C.

2.2.3 Méthode de sélection du traitement thermique

Les essais de *DSC* et de microdureté sont simples (peu de manipulations) à réaliser. En fait, ils outillent le concepteur d'une méthode plus ou moins rapide pour fixer le traitement thermique optimal. Trois critères de sélection s'offrent à lui :

1. quantité de chaleur latente lors de la transformation inverse,
2. niveau de dureté,
3. températures de transformation.

Dans le cadre de ce projet, seulement les deux premiers critères énumérés ci-dessus ont été utilisés parce que l'intensité du courant n'étant pas fixée au départ pour cette application générique, il sera plus facile de l'ajuster aux températures de transformation inverse par la suite. Le même raisonnement suit pour la température T_d . Lors du développement d'une application industrielle où le courant sera fixé, il est évident que ce critère ne pourra être écarté.

Comme il a été mentionné dans les sections précédentes, un niveau maximal de quantité de chaleur latente et de dureté sont recherchés. Cependant, il a été démontré que la quantité de chaleur latente augmente en fonction de la température de recuit tandis que la dureté diminue. En normalisant ces deux critères par rapport à leurs valeurs maximale et minimale respectives, il est possible de les analyser simultanément. En effet, il suffit de multiplier les valeurs normalisées de la chaleur latente et de la dureté à chaque température de recuit. Le produit le plus élevé donne la température du traitement thermique optimale. Ceci introduit donc un facteur d'optimisation ρ défini par la relation (2.2).

La Figure 2.9 montre la courbe obtenue en appliquant l'équation (2.2). Cette figure présente aussi les courbes normalisées de la chaleur latente (CL) et de la dureté (HV). Dans ce cas, le poids (W) accordé à chacun de ces critères était unitaire mais peut évidemment varier selon le but recherché par le concepteur.

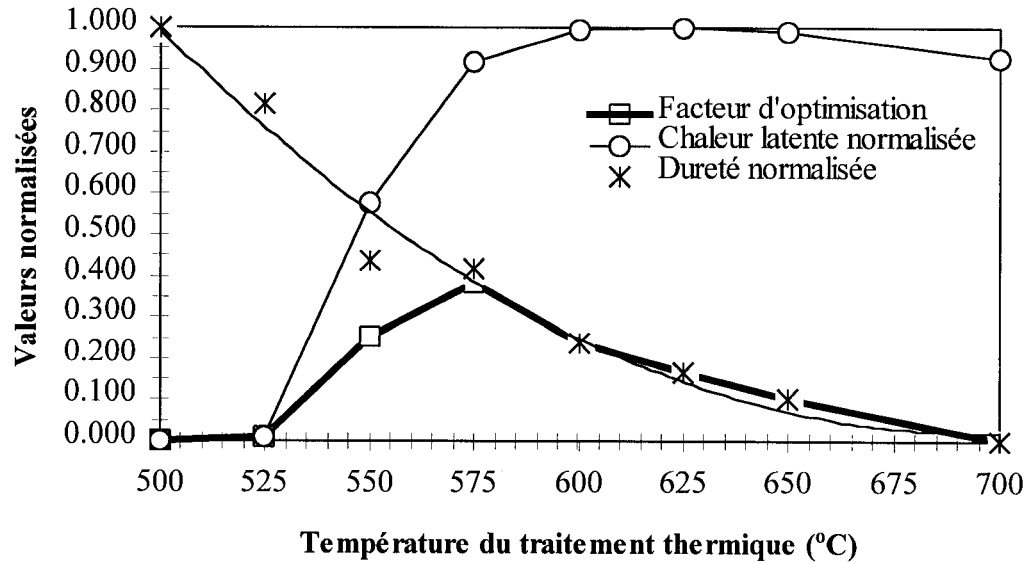


Figure 2.9 Choix du traitement thermique optimal.

$$\rho = \left[W_{CL} * \left(\frac{CL_i - CL_{\min}}{CL_{\max} - CL_{\min}} \right) \right] * \left[W_{HV} * \left(\frac{HV_i - HV_{\min}}{HV_{\max} - HV_{\min}} \right) \right] \quad (2.2)$$

Cette méthode de sélection du traitement thermique optimal donne une température de recuit de 575°C. Toutefois, d'autres facteurs incontournables sont venus perturber le choix du traitement. L'instabilité du comportement de ce matériau démontrée à la section 2.2.1.3 a plutôt arrêté le choix de la température de recuit à 600°C. Ainsi, le traitement thermique sélectionné pour la poursuite de ce projet est un recuit à 600°C durant une heure suivi d'une trempe à l'eau. Les paramètres associés à ce traitement thermique sont donnés au Tableau 2.1.

Tableau 2.1 Résultats des essais de DSC et de microdureté pour le traitement thermique optimal.

M_f (°C)	31
M_s (°C)	37
A_s (°C)	51.4
A_f (°C)	68.9
Chaleur latente lors de la transformation martensitique inverse (J/g)	27.37
Microdureté (HV)	208.6

En résumé, la méthode de sélection du traitement thermique optimal proposée ici est simple, rapide, objective et satisfaisante. Selon le but visé et les résultats obtenus, le concepteur pourra toujours ajuster la sélection par l'ajout de poids et/ou en considérant non seulement la valeur maximale du facteur d'optimisation mais une plage de valeur autour de ce maximum. Malgré la subjectivité de ces procédés, la méthode garde l'avantage d'orienter objectivement le concepteur dans son choix.

2.3 Caractérisation thermomécanique

La caractérisation thermomécanique de l'alliage englobe quatre types d'essais correspondant aux objectifs poursuivis. En premier lieu, la déformation totale optimale est recherchée (voir section 1.3). Deuxièmement, l'évaluation de la génération de contraintes avec et sans concentrateur de contraintes est réalisée. Troisièmement, une recherche de la température M_d est accomplie. Finalement, des essais sont effectués dans le but de tracer le diagramme d'état de l'alliage et de connaître dσ/dT.

2.3.1 Méthodologie de la caractérisation thermomécanique

Les essais ont tous été effectués sur une machine de traction uniaxiale *Omnitronix JJ-30* munie d'une chambre thermique. La méthode de chauffage de cette chambre est du type convection forcée (air chaud). Le taux de déformation a varié de 0,8 à 3,5%/min. Ces taux sont nettement satisfaisants selon l'étude réalisée par Lin et al. [22]. Cette étude arrive à la conclusion qu'un taux de déformation inférieur à 10%/min ne modifie pas les transformations de phase. Un seul échantillon vierge, c'est-à-dire ayant subi uniquement le recuit, a été utilisé pour chaque essai. Les caractéristiques des échantillons sont données au Tableau 2.2 et sur la Figure 2.10. Les zones hachurées sur la Figure 2.10 représentent les parties retenues par les mâchoires.

Tableau 2.2 Caractéristiques des échantillons avec ou sans concentrateur.

Caractéristiques	unités	Valeurs
Longueur totale (Lt)	cm	≈ 10
Longueur effective (Le)	cm	≈ 6
Épaisseur (E)	mm	0,254
Largeur brute (Lab)	mm	5,461
Section brute ($S_b = L_{ab} \cdot E$)	mm ²	1,387
Diamètre du trou (D)	mm	3,175
Largeur nette ($L_{an} = L_{ab} - D$)	mm	2,286
Section nette ($S_n = L_{an} \cdot E$)	mm ²	0,581

Il est à noter que le terme brut(e) sera toujours utilisé pour indiquer que les données sont reliées à un échantillon sans concentrateur de contraintes tandis que le terme net(te) indique que le concentrateur est considéré. Le concentrateur de contrainte était dans tous les cas formé à l'aide d'un poinçon circulaire métallique de précision. La précision du centre du trou par rapport à la largeur (axe Y) et l'origine de l'échantillon était de l'ordre

de 0,025 mm (cette mesure a été obtenue à l'aide d'un comparateur optique) et de 2 mm par rapport à sa longueur (axe X) et l'origine. Les longueurs totale et effective ont été mesurées à l'aide d'un vernier d'une précision de l'ordre de 0,05 mm. La longueur effective est la longueur de l'échantillon entre les mâchoires.

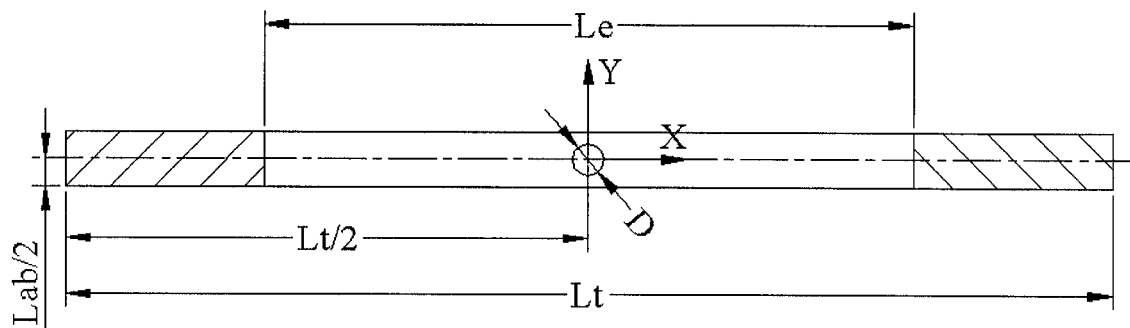


Figure 2.10 Géométrie des échantillons avec un concentrateur de contraintes.

- **Méthodologie pour la déformation totale optimale (ϵ_{TO})**

Les déformations ϵ_T imposées ont été de 2, 3, 4, 6, 8, 10, 12, 14, et 16%. La température des essais était de 23°C, soit la température ambiante. Cette température a été dictée par la simplification de la procédure et les résultats obtenus par Cai et al. [7] présentés à la Figure 1.13. Selon ces résultats, on peut considérer que la contrainte générée est constante pour une T_d inférieure à M_s .

Le cycle mécanique effectué par la *JJ-30* consistait à contrôler le déplacement jusqu'à la valeur souhaitée au chargement et de revenir à une force nulle au déchargement. La procédure était la suivante :

1. mesurer la longueur totale de l'échantillon;
2. placer l'échantillon et mesurer la longueur effective entre les mâchoires de la *JJ-30*;
3. exécuter un cycle mécanique (*JJ-30*);

4. retirer l'échantillon;
5. chauffer l'échantillon pour la reprise *libre* de forme par convection forcée (*heat gun*).
La température était suffisamment élevée mais elle n'a pas été mesurée;
6. mesurer la longueur totale de l'échantillon.

La déformation ε_T et la déformation ε_{pp} sont fournies par la *JJ-30*. La déformation ε_A est donnée par la différence de la longueur totale avant et après le cycle thermomécanique. La déformation ε_R est calculée en soustrayant la déformation ε_A de la déformation ε_{pp} .

- **Méthodologie pour la génération de contraintes**

Les déformations ε_T imposées pour évaluer la génération de contraintes sans concentrateur ont été de 2, 10, 12, 14, 16%. Pour l'essai avec un concentrateur de contraintes, la déformation ε_T était de 12%. La procédure était la suivante :

1. placer l'échantillon et mesurer la longueur effective entre les mâchoires de la *JJ-30*;
2. exécuter un cycle mécanique à température ambiante (*JJ-30*);
3. s'il s'agit d'un essai avec concentrateur, retirer l'échantillon; sinon, passer à l'étape 6;
4. percer l'échantillon pour créer un concentrateur;
5. placer l'échantillon et mesurer la longueur effective entre les mâchoires de la *JJ-30*;
6. bloquer les déplacements de la *JJ-30*;
7. chauffer l'échantillon jusqu'à l'obtention d'une force maximale stable ou la rupture par convection forcée (*heat gun*). La température était suffisamment élevée, mais elle n'a pas été mesurée.

- **Méthodologie pour déterminer la température M_d**

La relation contrainte-déformation jusqu'à la rupture a été évaluée à 103, 111, 120 et 140°C (4 essais isothermes). Les échantillons étaient placés dans la chambre thermique. Un temps suffisamment long a été alloué pour permettre d'atteindre une température

mesurée uniforme dans l'échantillon. Ils étaient donc dans un état purement austénitique avant l'application de la charge. La température M_d est près de la température de l'essai lorsqu'il n'y a pas de transformation martensitique directe.

- **Méthodologie pour tracer le diagramme d'état**

La méthode employée pour tracer le diagramme d'état est basée sur le comportement superélastique de l'alliage. Cette méthode est décrite à la section 1.3.1 et illustrée à la Figure 1.5. Les températures d'essais étaient les suivantes : 60, 72 et 83°C. Une attention particulière a été portée sur l'uniformité de la température dans l'échantillon avant le chargement. Pour l'essai à 60°C, l'échantillon a été chauffé avant le chargement au-dessus de A_f pour obtenir la transformation martensitique inverse complète. Il a ensuite été refroidi jusqu'à 60°C. Il était donc toujours dans un état purement austénitique avant le chargement puisque la transformation martensitique directe ne débute qu'à 37°C. Cependant, la transformation martensitique inverse lors du déchargement ne peut être complète dans ce cas. Il est à noter que l'essai à 60°C, quoique incomplet, fournit tout de même de l'information sur la transformation martensitique directe.

Les échantillons de tous ces essais ont subi le même traitement thermique (recuit). Toutefois, ils n'ont pas été traités en même temps. Deux lots ont servi pour la déformation ε_{TO} : le premier pour les déformations ε_T de 2 à 10% et le deuxième pour le reste. Ce deuxième lot a également été utilisé pour les essais sur la génération de contraintes. Un troisième lot a servi à évaluer la température M_d et le diagramme d'état.

2.3.2 Présentation des résultats et observations de la caractérisation thermomécanique

La Figure 2.11 présente les courbes contrainte-déformation obtenues à température ambiante (23°C) pour différentes déformations ε_T . L'alliage était dans un état purement martensitique.

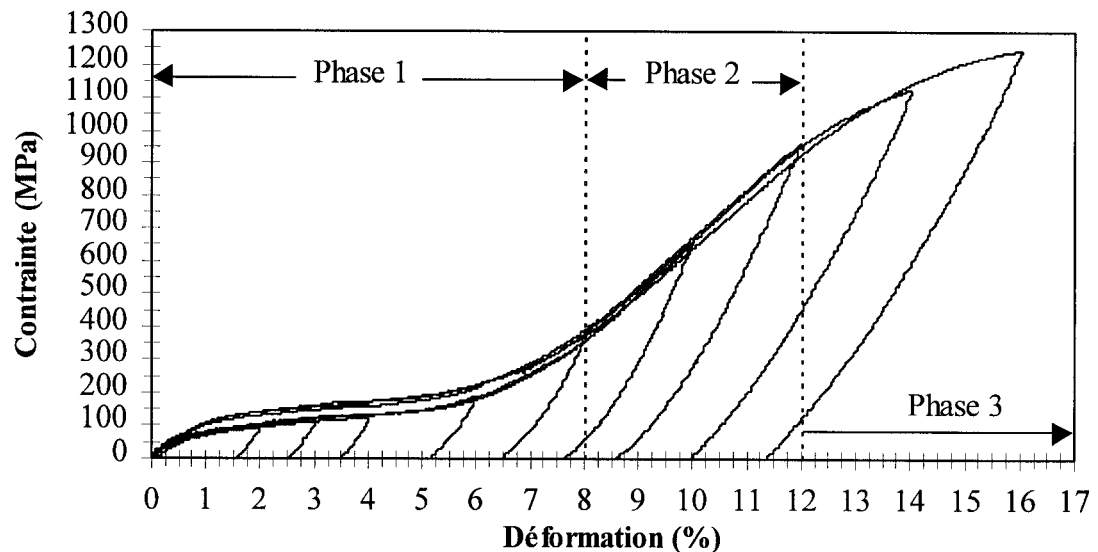


Figure 2.11 Résultats des cycles mécaniques pour des déformations totales de 2, 3, 4, 6, 8, 10, 12, 14, 16%.

Le comportement de l'alliage, suite à un cycle mécanique, peut être divisé en trois phases successives relatives à la déformation. Sur cette figure, ces phases correspondent grossièrement aux intervalles suivants : de 0 à 8%, de 8% à 12% et de 12% de déformation jusqu'à la rupture éventuelle. Il y a un plateau initial à contrainte « constante » relativement basse où la martensite autoaccommodante est réorientée dans la direction de la force. Ce plateau est suivi d'une phase linéaire qui n'est pas purement élastique. Selon Melton [13], le mécanisme de déformation à cette étape est un mélange de déformation élastique de la martensite réorientée et de formation de nouvelles

orientations de martensite. Ces nouvelles orientations de martensite croiseraient la martensite déjà présente, ce qui donnerait une reprise de la déformation au chauffage additionnelle. Finalement, le matériau se déforme plastiquement de façon irréversible. Toujours selon Melton [13], la déformation récupérable maximale est obtenue si le matériau est initialement déformé jusqu'à la fin de la deuxième phase. Au-delà de cette valeur, la déformation récupérable diminue.

Selon la Figure 2.11, le seuil de contrainte associée à la transformation martensitique (réorientation de la martensite) se situe entre 50 et 100 MPa. La transformation se termine vers les 375 MPa. La limite d'élasticité conventionnelle de la martensite est d'environ 950 MPa.

La Figure 2.12 montre l'évolution des déformations ϵ_{PP} , ϵ_R , ϵ_A , suite à un cycle thermomécanique complet, en fonction de la déformation ϵ_T .

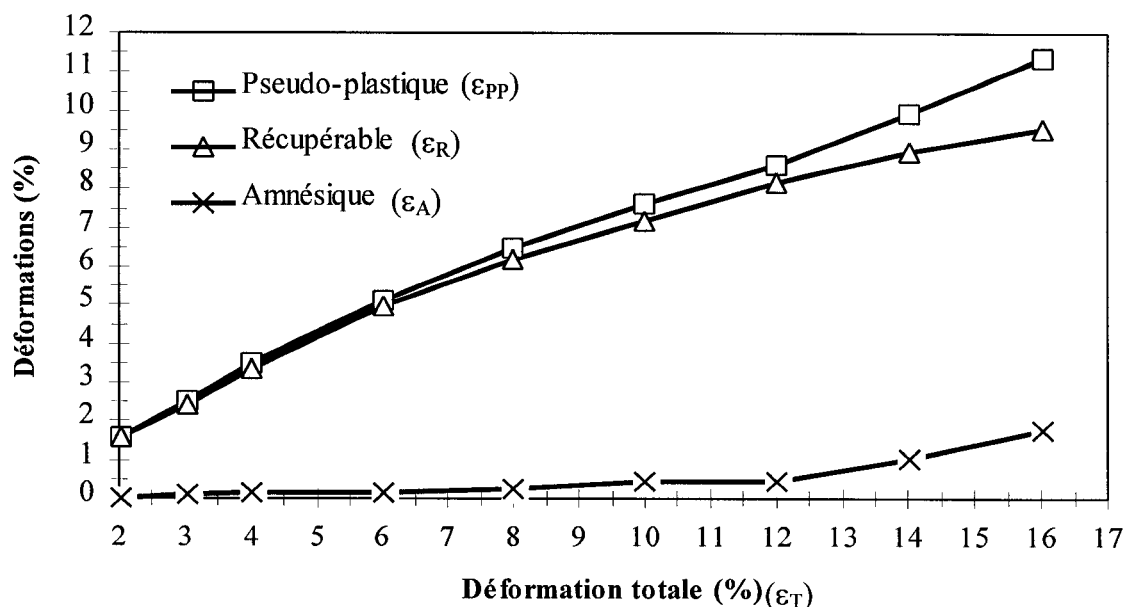


Figure 2.12 Les déformations pseudo-plastique, récupérable et amnésique en fonction de la déformation totale.

Il peut être observé que plus la déformation ε_T est grande, plus les déformations ε_{PP} et ε_A augmentent (voir aussi Figure 2.11). La reprise de la forme n'est jamais complète. En d'autres mots, la déformation ε_A est toujours présente contrairement aux résultats similaires présentés à la section 1.3. Toutefois, la déformation ε_A augmente que très légèrement de 0 à 12% de déformation ε_T et elle reste en dessous de 0,5%. À 12% de déformation totale, un point d'inflexion est visible et net. Il est clair que ce point correspond au début de la plastification de la martensite réorientée. La déformation ε_R , contrairement aux attentes, ne cesse d'augmenter même si le matériau traverse les trois phases de déformations citées plus haut.

La Figure 2.13 résume les résultats obtenus sur la génération de contraintes. La courbe « contrainte générée » donne la valeur de la contrainte σ_{GM} en fonction de la déformation ε_T pour des échantillons sans concentrateur de contraintes. La courbe « contrainte de déformation » correspond à la contrainte observée à la déformation ε_T de l'échantillon sans concentrateur, c'est-à-dire avant le déchargement.

Cette figure montre que la génération de contraintes atteint une valeur maximale de 867 MPa à 12% de déformation, ce qui correspond au point d'inflexion observé à la Figure 2.12 et au début de la plastification de la martensite (Figure 2.11). La déformation totale optimale recherchée serait donc de 12%. Avec cette information en main, l'échantillon avec un concentrateur a été testé. La contrainte σ_G a été suffisamment élevée pour briser l'échantillon et la contrainte σ_{Rup} sur la section réduite a été évaluée à 811 MPa.

À la Figure 2.13, on remarque que la contrainte générée est supérieure à la contrainte de déformation pour des déformations totales inférieures à la valeur optimale ε_{TO} . Cette tendance s'inverse pour des déformations totales supérieures à la valeur optimale. À la déformation ε_{TO} , la contrainte de déformation est du même ordre de grandeur que la contrainte générée.

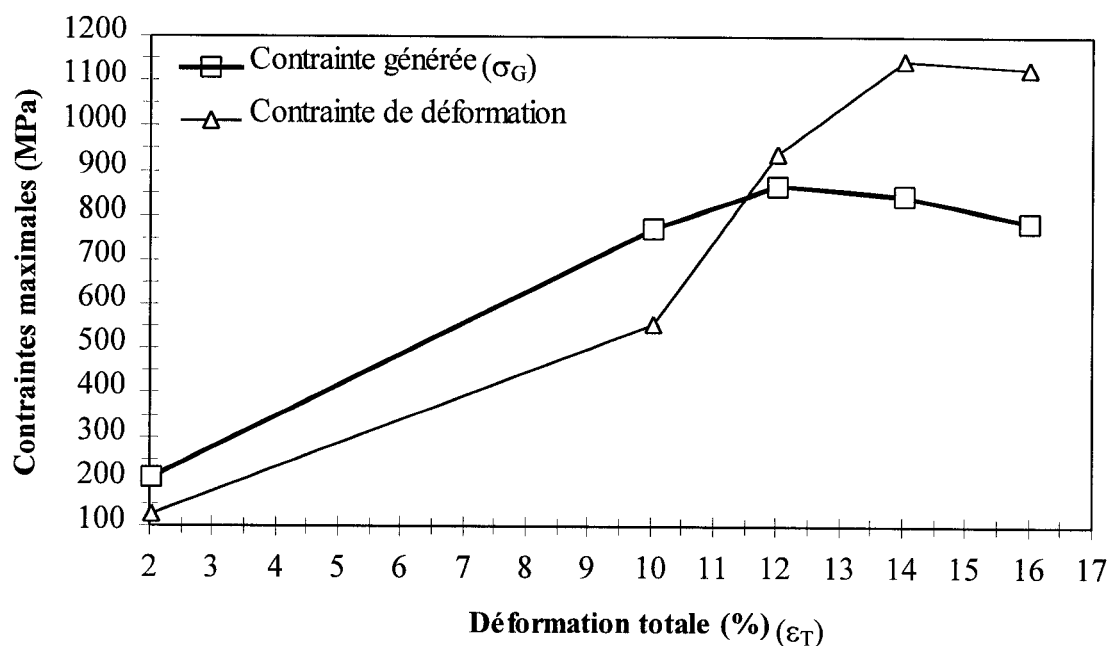


Figure 2.13 Résultats des essais sur la génération de contraintes.

D'après les résultats présentés à la Figure 2.14, la température M_d est près de 140°C . En effet, la relation contrainte-déformation pour l'essai à 140°C est la seule à ne pas présenter de transformation de phase. Comme le démontre cette figure, la présence d'une transformation martensitique directe, qu'elle soit partielle ou complète, est caractérisée par trois traits spécifiques au niveau de la relation contrainte-déformation. Premièrement, le plateau de contrainte apparaît à un niveau de contrainte plus bas. Deuxièmement, le plateau de contrainte est suivi d'un changement de pente net qui indique la fin de la transformation de phase. Finalement, la déformation à la rupture est largement supérieure. En considérant que la différence entre la déformation à la rupture pour les essais à 120 et 140°C est supérieure à 11% , il est justifié de considérer que la température M_d est plus près de 140°C que de 120°C .

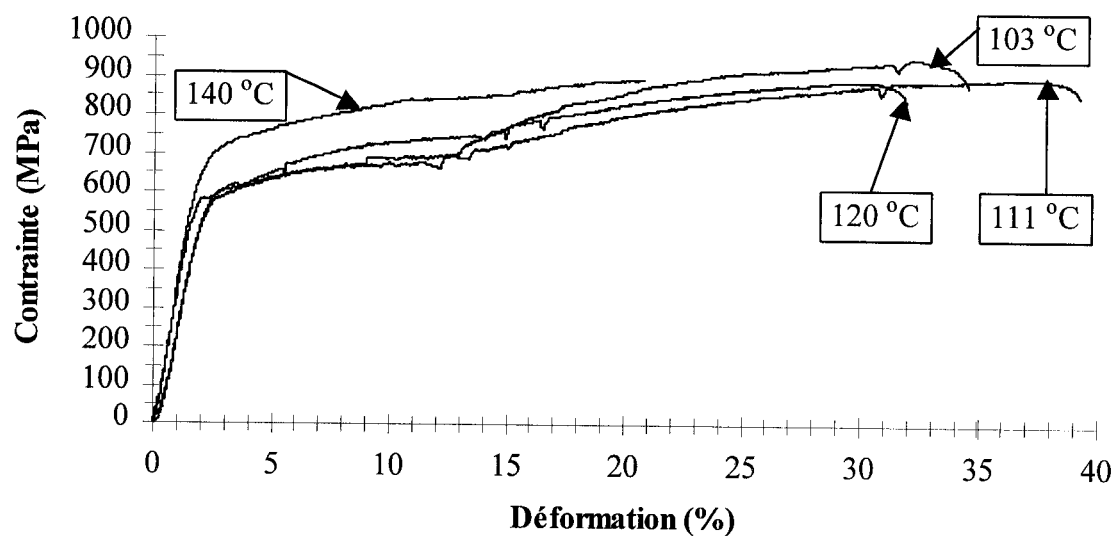


Figure 2.14 Relation contrainte-déformation de quatre essais isothermes dans le but de déterminer la température M_d .

La Figure 2.15 montre les résultats des essais utilisés pour tracer le diagramme d'état en se basant sur le comportement superélastique du matériau.

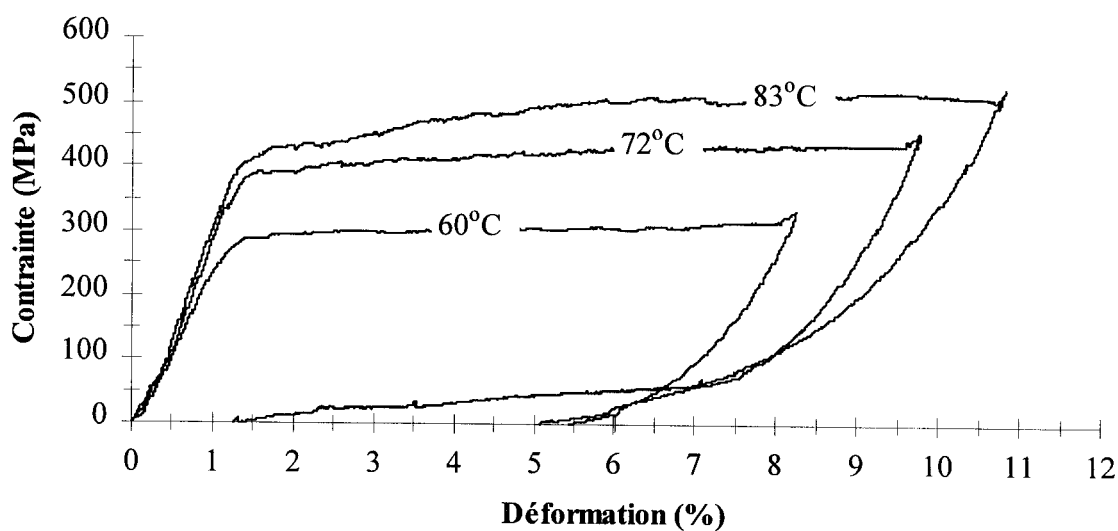


Figure 2.15 Relation contrainte-déformation de trois essais isothermes dans le but de tracer le diagramme d'état.

Comme il a été mentionné dans la section discutant de la méthodologie de ces essais, il est attendu qu'il y aura une déformation résiduelle à 60°C. Toutefois, les deux autres essais présentent aussi une telle déformation. Les traitements mécanique et thermique (écrouissage et recuit) font donc en sorte que ce matériau a un comportement superélastique sur une plage de température très réduite. En effet, il est à prévoir que la reprise de forme est complète uniquement lorsque la température de déformation est près de A_f .

2.3.3 Discussion sur la caractérisation thermomécanique

Les résultats obtenus pour la déformation ε_{TO} et la génération de contrainte diffèrent des résultats présentés à la section 1.3 et de Melton [13]. (1) Une déformation plastique irréversible a été enregistrée à seulement 2% de déformation totale alors que la déformation attendue était de 8% (valeur classique pour les NiTi). Toutefois, la déformation plastique irréversible était de 0,5% et presque constante jusqu'à 8% de déformation totale. (2) La déformation récupérable continue sa progression au-delà de la phase 2 contrairement à l'idée de Melton [13]. (3) L'idée directrice avant les essais était que la déformation ε_{TO} corresponde à la déformation maximale n'engendrant pas de déformation plastique irréversible et la contrainte σ_{GM} devait être obtenue après avoir appliqué cette déformation. Or, les résultats associés à ce projet démontrent que même s'il y a des déformations irréversibles, la contrainte σ_G peut augmenter. Cela modifie donc l'étape 2 de la solution proposée à la section 1.4. (4) La contrainte σ_G n'est pas de 85 à 90% égale à la contrainte de la phase austénitique mesurée lors d'un essai de traction isotherme. Pour l'échantillon ayant subi une déformation ε_T de 12%, la déformation ε_{PP} est de 8,57% et la σ_G est de 867 MPa. La relation contrainte-déformation à 140°C de l'austénite donne une contrainte de 810 MPa à 8,57% de déformation.

Ces divergences démontrent bien la faiblesse d'une approche uniquement expérimentale dans la compréhension d'un phénomène : il est parfois difficile de généraliser et d'étendre les résultats à d'autres applications. Cependant, les essais antérieurs ont permis de donner une direction à ce projet. Pour une température donnée, il existe une déformation totale optimale (à l'intérieur des limites de température qui génèrent une contrainte) qui produira une contrainte σ_{GM} . Ce qui est encore inconnu est l'évolution de la déformation ε_{TO} et de la contrainte σ_{GM} en fonction de la température T_d et des phases en présence. Il ne faut pas oublier que pour un même point dans l'espace contrainte-déformation-température, l'échantillon peut être constitué d'une seule phase (martensite ou austénite) ou des deux phases. Par contre, il est connu que le mode de déformation influence la déformation ε_{TO} et la contrainte σ_{GM} et que l'historique thermomécanique est donc un facteur déterminant.

En fait, les résultats ne sont pas diamétralement opposés mais plutôt complémentaires. La nature du matériau, les traitements mécaniques et thermiques imposés et les différentes conditions d'essai sont responsables de ces écarts. En considérant les paramètres spécifiques à ce projet (matériau, traitements, conditions d'essai, phase déformée), l'évaluation de la déformation ε_{TO} basée sur l'absence de déformation plastique irréversible est inadéquate. Elle correspond plutôt à l'absence de déformation plastique de la martensite réorientée. Ainsi, la déformation ε_{TO} pourrait être déterminée à l'aide d'un seul essai de traction : le point de transition entre la déformation « élastique » et la déformation plastique de la martensite réorientée donne la déformation ε_{TO} . Il est clair que d'autres études seront nécessaires pour appliquer cette idée à des T_d et/ou des états différents. De même, il serait tentant de considérer que la contrainte de déformation donne une indication de l'amplitude de la contrainte générée à la déformation ε_{TO} (voir Figure 2.13) puisque la contrainte σ_G ne correspond pas à 85-90% de la contrainte de la phase austénitique. Toutefois, il n'est pas approprié à ce stade-ci de généraliser ce résultat puisqu'il a été uniquement observé à 23°C.

Quant au diagramme d'état, l'absence de superélasticité pour les essais réalisés ne permet pas de tirer une relation fiable et exhaustive entre la contrainte et la température. La Figure 2.16 donne seulement la relation contrainte-température pour la transformation martensitique directe. Les courbes ont été prolongées jusqu'aux températures de transformation mesurées par les essais de *DSC*. La partie « linéaire » donne une valeur $d\sigma/dT$ d'environ 11 MPa/°C.

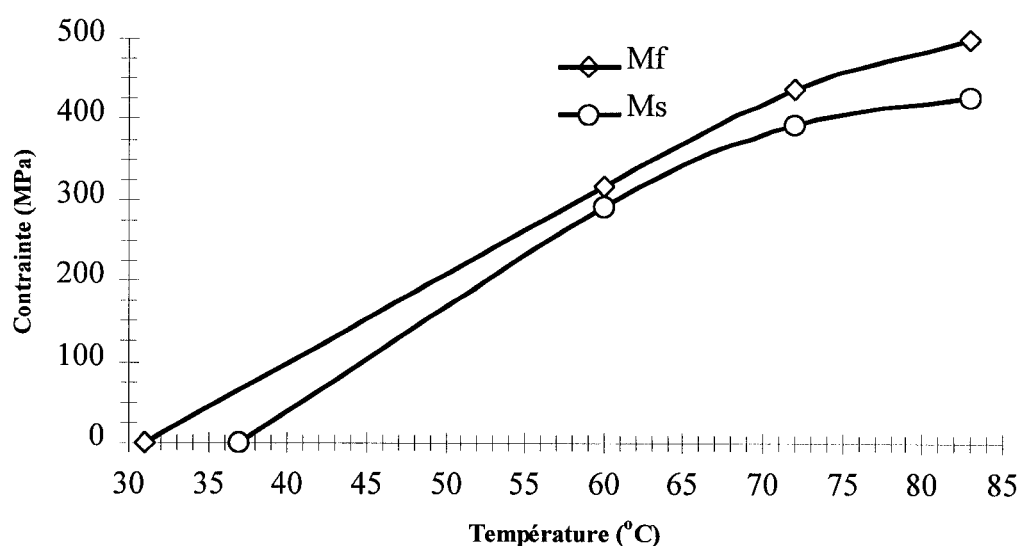


Figure 2.16 Relation contrainte-température : diagramme d'état.

Finalement, il est important de mentionner que la provenance de l'échantillon en terme de lot influence le comportement de celui-ci. Sur la Figure 2.11, le plateau de contrainte n'apparaît pas au même endroit pour les échantillons provenant du deuxième lot. La Figure 2.17 montre que la déformation plastique de la martensite réorientée débute à des déformations totales différentes : la déformation totale optimale n'est donc pas la même. Même si l'effet de ces perturbations n'a pas été clarifié et que les échantillons ont subi le

même traitement thermique, il demeure qu'une faible variation dans la procédure entourant le recuit affecte le comportement du matériau.

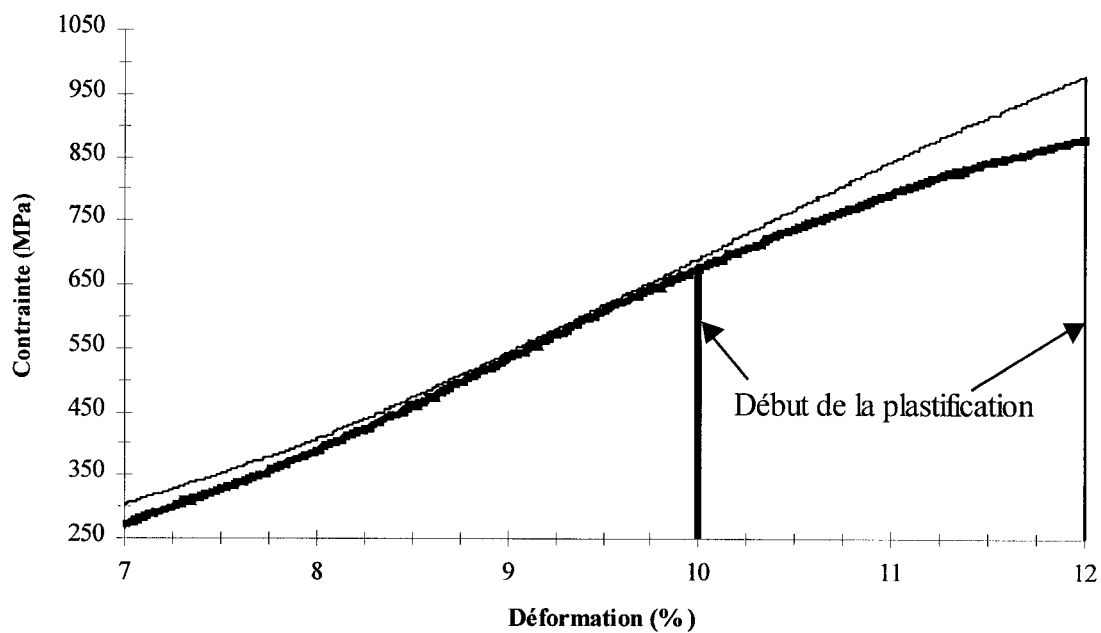


Figure 2.17 Influence du traitement thermique sur la déformation plastique.

CHAPITRE 3

GÉNÉRATION DE CONTRAINTES PAR EFFET JOULE

Le chapitre 2 présente les résultats d'essais sur la génération de contraintes au chauffage pour des conditions données. La méthode de chauffage employée durant ces essais était par convection et la température des échantillons n'a pas été mesurée. Par conséquent, la relation entre la contrainte générée et la température n'a pu être établie. La finalité de ce projet étant de concevoir un fusible, il est devenu impératif d'évaluer la génération de contraintes par effet Joule en fonction de la température. Ce chapitre présente donc le montage et la méthodologie des essais. Il expose les résultats et les observations des essais expérimentaux sur des échantillons sans et avec un concentrateur de contraintes. Finalement, une discussion sur les résultats obtenus est élaborée.

3.1 Le montage et la méthodologie des essais

Le montage était principalement constitué des éléments suivantes :

1. une machine de traction uniaxiale *Omnitronix JJ-30* (mesure de la force et du déplacement);
2. une génératrice *HP (power supply)* pouvant atteindre une tension de 12 V et un courant continu de 12 A;
3. un transformateur de courant en tension (mesure indirecte du courant);
4. une résistance variable manuelle de 0 à 5 Ω ;
5. trois thermocouples de type K d'un diamètre de 30 μm (mesure de la température);
6. une carte d'acquisition de données;
7. un *PC* avec un programme *LabView*;

La génératrice, le transformateur, la résistance variable et l'échantillon étaient branchés en série ce qui donne un courant identique dans toutes les composantes du circuit électrique. Le rôle du transformateur était de fournir à la carte d'acquisition de données un signal analogique (une tension) proportionnel au courant circulant dans le circuit. Un essai préliminaire a permis de connaître le courant du circuit en fonction de la tension de sortie du transformateur. Les résultats de cet essai et l'équation de la droite sont donnés à la Figure 3.1. Cette figure montre que la relation est parfaitement linéaire.

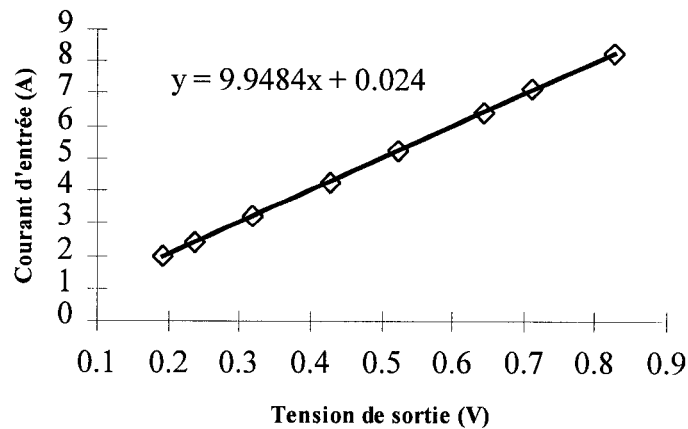


Figure 3.1 Le courant dans le circuit en fonction de la tension de sortie du transformateur.

Les caractéristiques des échantillons, du concentrateur de contraintes et des outils ou appareils utilisés sont demeurées les mêmes pour ces essais (voir section 2.3.1). La température T_d était d'environ 23°C, soit la température ambiante. La déformation ε_{TO} à la température T_d a été de nouveau déterminée puisque les échantillons provenaient d'un lot différent. La section 2.3.3 discute de l'influence du lot sur la déformation ε_{TO} et de la méthode retenue pour déterminer cette déformation. Suite à un essai de traction, la déformation ε_{TO} a été fixée à 11%. Le taux de déformation des échantillons était de 3,5%/min.

Dans tous les cas, la procédure générale suivante a été suivie :

1. placer l'échantillon et mesurer la longueur effective entre les mâchoires de la *JJ-30*;
2. exécuter un cycle mécanique à la température T_d . Le cycle mécanique effectué par la *JJ-30* consistait à contrôler le déplacement jusqu'à la valeur souhaitée au chargement (11% de déformation) et de revenir à une force nulle au déchargement;
3. retirer l'échantillon;
4. s'il s'agit d'un essai avec un concentrateur de contraintes, percer l'échantillon;
5. mesurer la longueur totale;
6. placer les bornes électriques symétriquement en fonction de la longueur totale mesurée afin d'obtenir une distance de 50 mm entre elles.
7. coller les thermocouples T1, T2 et T3 selon les configurations schématisées à la Figure 3.2 et à la Figure 3.3 en fonction de la géométrie de l'échantillon. Les zones hachurées sur ces figures représentent les parties retenues par les mâchoires et la longueur L_{tp} est la longueur totale après déformation, c'est-à-dire la longueur pseudo-plastique. Les dimensions sont données en millimètre;
8. placer l'échantillon entre les mâchoires;
9. bloquer les déplacements;
10. chauffer l'échantillon par effet Joule en contrôlant le courant par la résistance variable jusqu'à l'obtention d'une force maximale stable ou la rupture.

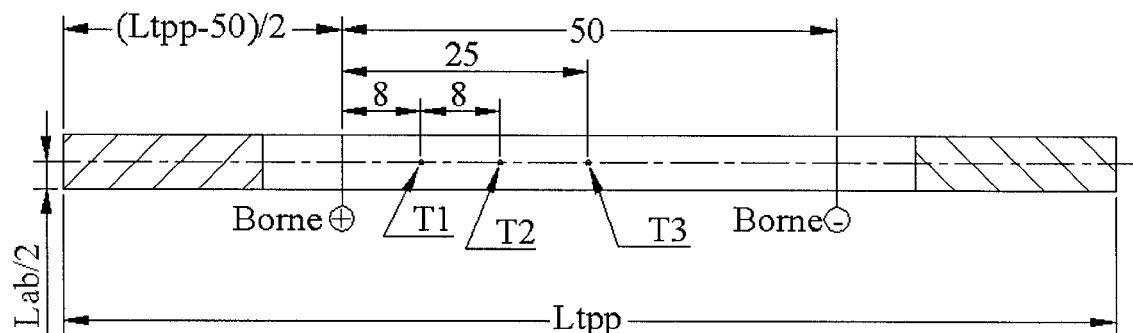


Figure 3.2 Position des thermocouples pour un essai sans concentrateur.

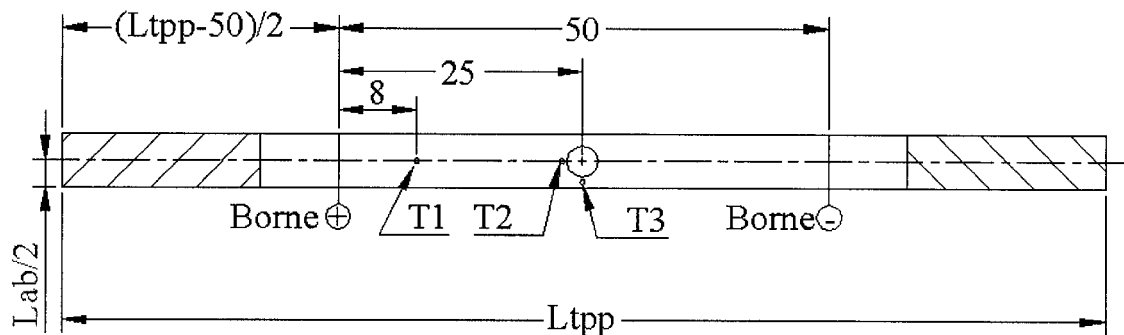


Figure 3.3 Position des thermocouples pour un essai avec un concentrateur.

Les bornes électriques étaient formées par deux écrous et une vis métalliques. L'avantage d'un lien mécanique est la qualité du contact entre les bornes et l'échantillon. Les désavantages associés aux essais sont qu'elles ont constitué des puits thermiques, qu'elles ont bloqué les déplacements et qu'elles ne couvraient pas la surface complète de l'échantillon. Il aurait été possible de percer l'échantillon pour permettre l'insertion de la vis mais cette solution a été écartée pour éviter de créer des zones de concentration de contraintes additionnelles. Le soudage par point (*spot welding*) a été essayé sans succès. Cette solution semblait raisonnable puisqu'elle ne pouvait modifier les propriétés de l'échantillon que localement : le soudage peut être considéré comme étant un traitement thermique.

Les thermocouples ont été fixés par un ruban adhésif spécialement conçu pour eux. La température maximale supportée avant la dégradation est de 200°C. Le même ruban a été utilisé pour créer une isolation électrique entre l'échantillon et le thermocouple. L'isolation thermique inévitable engendrée par le ruban peut cependant être problématique. Un essai utilisant un chauffage par convection a permis de constater que l'inertie thermique du ruban est négligeable : la différence de mesure entre deux thermocouples positionnés pratiquement au même endroit sur l'échantillon était de moins de 1°C.

Le contrôle du courant appliqué a été effectué manuellement à l'aide d'une résistance variable. L'avantage de cette résistance est la simplification du montage et l'absence de programmation. Cependant, cette simplicité résulte en un manque de contrôle au niveau de la relation entre le courant appliquée et le temps. À titre d'exemple, il a été impossible d'obtenir un taux de variation constant du courant par rapport au temps (rampe). Le problème était que le $\frac{3}{4}$ de la bande de la résistance variable faisait passer le courant de 2 à 4 A et l'autre $\frac{1}{4}$ de 4 à 12 A.

Cinq essais ont été réalisés sur des échantillons différents : deux essais sans concentrateur et trois essais avec un concentrateur. La différence entre ces essais, mis à part le concentrateur, est la variation du courant par rapport au temps. La Figure 3.4 montre cette relation pour les deux essais sans concentrateur et pour le premier essai avec un concentrateur de contraintes.

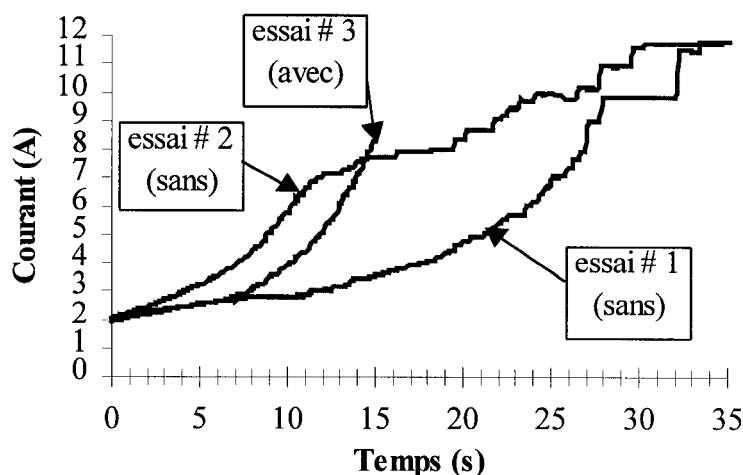


Figure 3.4 Variation du courant en fonction du temps pour deux échantillons sans concentrateur et un échantillon avec un concentrateur de contraintes.

Les trois premiers essais ne simulant pas réellement un fusible en opération puisque l'essai demeure en régime transitoire (RT), deux autres essais avec concentrateur ont été effectués. Pour reproduire un fusible en service, le courant a été maintenu à une certaine valeur sur une période de temps donné jusqu'à l'obtention d'un régime permanent (RP) puis soudainement augmenté afin de reproduire l'effet d'un court-circuit. La Figure 3.5 présente la relation courant-temps de ces deux essais.

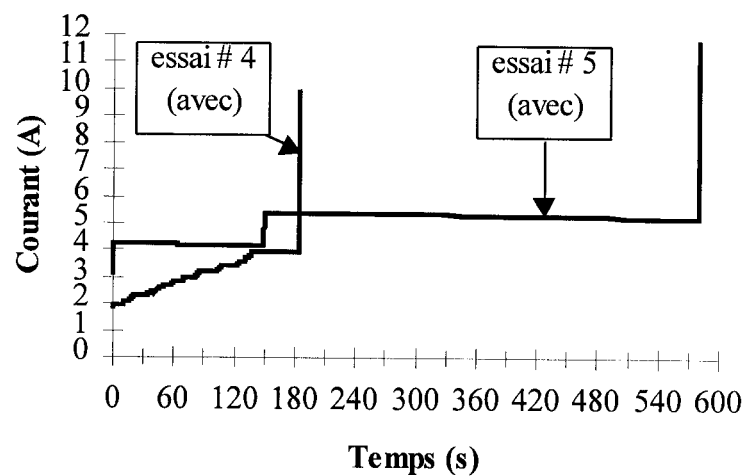


Figure 3.5 Variation du courant en fonction du temps pour deux échantillons avec un concentrateur de contraintes.

3.2 Présentation des résultats et observations des essais

La Figure 3.6 montre la relation contrainte-température du premier essai sans concentrateur de contraintes. Cette figure démontre que la distribution de température dans l'échantillon n'était pas uniforme : l'écart moyen de température entre les thermocouples T1 et T3 est d'environ 12°C. L'effet thermique des bornes électriques et des mâchoires ne sont donc pas négligeables.

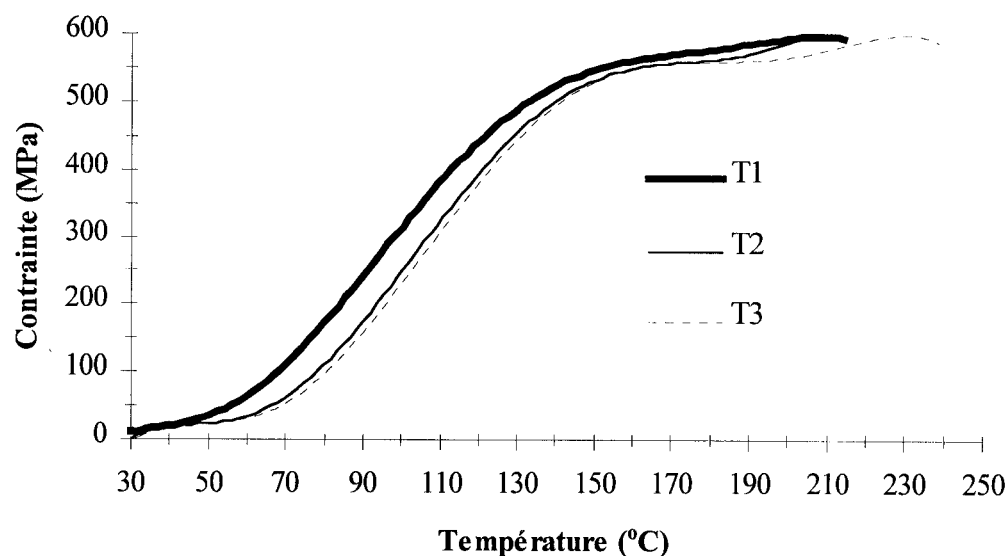


Figure 3.6 Relation contrainte-température du premier essai sans concentrateur de contraintes.

Les températures limitant la génération de contraintes correspondent à un changement de pente de la courbe contrainte-température. La température à laquelle débute et se termine la génération seront dorénavant notées T_{SG} et T_{FG} respectivement. La détermination de la température T_{SG} est affectée par la non-uniformité de la distribution de température mais elle devrait être près de la température A_s (51,4°C). Cependant, la Figure 2.6 indique que la chaleur latente caractérisée par la surface sous la courbe demeure faible jusqu'à 56°C. La génération de contraintes devrait donc débiter autour de 56°C puisque la capacité du matériau à fournir un travail est proportionnelle au niveau de chaleur latente. Pour les thermocouples T2 et T3, la génération de contraintes débute entre 65-70°C tandis que pour le thermocouple T1, elle commence entre 50-55°C. La distribution de température a donc une influence sur le travail délivré par l'échantillon. Ceci s'explique par le fait que la transformation martensitique inverse responsable de la génération de contraintes n'a pas lieu au même instant dans tout le volume de l'échantillon. Par conséquent, on peut conclure qu'une diminution de la

longueur de l'échantillon (diminution du volume) baisse le niveau de contraintes générées même si la distribution de température est uniforme. Cette conclusion est appuyée par la comparaison de la contrainte générée maximale de cet essai (600 MPa) et de l'essai avec un chauffage par convection présenté au chapitre 2 (870 MPa). En effet, pour l'essai avec un chauffage par effet Joule, la longueur effective était diminuée par la présence des bornes électriques. L'effet mécanique des bornes n'est donc pas négligeable. La température T_{FG} est quant à elle située entre 130 et 140°C. Comme stipulé par Proft et Duerig [5], *la génération de contraintes se stabilise près de la température M_d .*

La Figure 3.7 présente la relation contrainte-température du premier essai avec un concentrateur de contraintes. En comparant avec la Figure 3.6, l'effet du trou sur la distribution de température est évident : l'écart de température entre les thermocouples T1 et T3 est supérieur. De plus, cet écart n'est pas constant comme auparavant, il passe de 20 à 40 °C. Ceci indique que la température autour du trou évolue plus rapidement dans le temps. Une densité de courant plus élevée en est évidemment la cause. La génération de contraintes à T2 et T3 débute entre 60-65°C tandis que pour T1, elle commence entre 40-45°C. La température T_{Rup} mesurée à T3 est approximativement de 140°C et la contrainte moyenne σ_{Rup} sur la section réduite de 806 MPa. Pour la géométrie considérée, *la température T_{Rup} est donc près de la température M_d .*

En considérant que la température T_{FG} est entre 130-140°C (essai sans concentrateur) et que la température T1 à la rupture est seulement de 103°C, l'utilisation du potentiel énergétique total de l'échantillon n'est pas essentiel pour provoquer la rupture. La comparaison entre la contrainte σ_{GM} pour un échantillon sans concentrateur (600 MPa) et la contrainte σ_{Rup} sur la section réduite (806 MPa) peut d'ailleurs porter à confusion. Il est nécessaire dans ce cas-ci de comparer les forces axiales. La force générée maximale (F_{GM}) est de 827 N et la force de rupture (F_{Rup}) de 468 N. La force potentiellement générée est donc amplement suffisante.

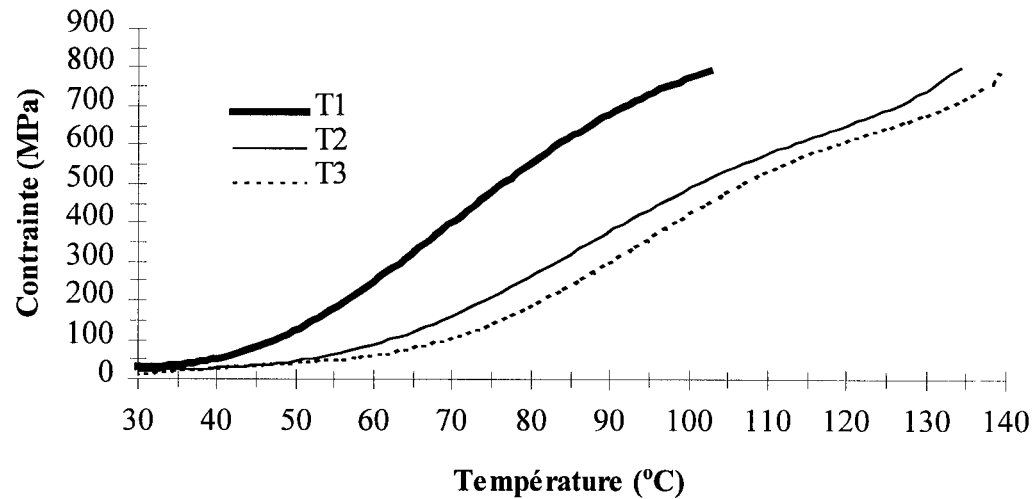


Figure 3.7 Relation contrainte-température du premier essai avec un concentrateur de contraintes.

À la section 1.3.1, le taux $d\sigma/dT$ a été défini comme étant un paramètre constant pour un matériau donné. Dans la réalité, le taux $d\sigma/dT$ n'est pas constant ou il est relativement constant uniquement sur une plage de températures comme en témoigne la Figure 3.6. De plus, il varie selon les conditions dans lesquelles se trouve le matériau. Le taux $d\sigma/dT$ du premier essai sans concentrateur est d'environ 7 MPa/°C. Il est à noter que les taux $d\sigma/dT$ font référence à la partie linéaire des courbes. La même valeur de $d\sigma/dT$ a été obtenue lors du deuxième essai sans concentrateur comme le montre la Figure 3.8. Il est donc possible de conclure que la variation du courant par rapport au temps n'affecte pas la valeur du taux $d\sigma/dT$.

Par contre, le taux $d\sigma/dT$ pour le premier essai avec un concentrateur de contraintes est de 11 MPa/°C à T2, T3 et de 15 MPa/°C à T1. L'augmentation du taux d'un essai à l'autre et l'écart des taux entre T1 et T3 pour le même essai sont causés respectivement par la perturbation du champ de contraintes et du champ de températures. La Figure 3.9 montre la relation contrainte-température à T1 pour les premiers essais sans et avec un

concentrateur de contraintes où l'on peut voir que la géométrie du concentrateur a un effet important sur $d\sigma/dT$. Pour l'essai avec un concentrateur de contraintes, la contrainte représente la valeur moyenne au niveau de la section réduite.

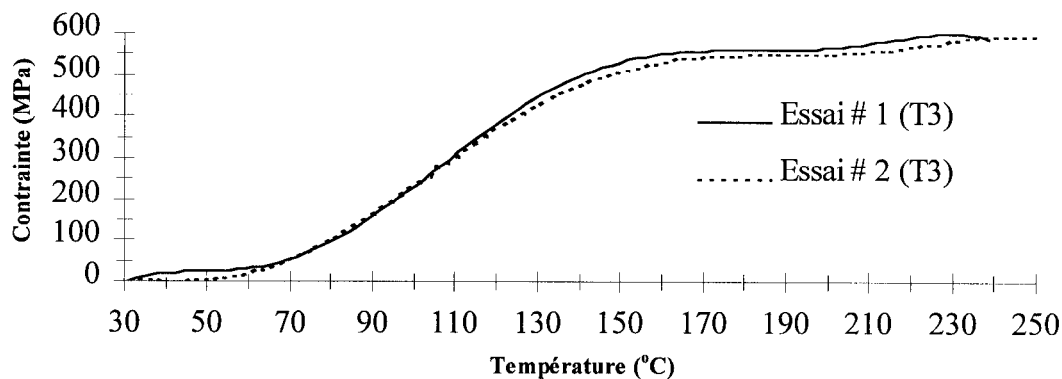


Figure 3.8 Comparaison de la relation contrainte-température entre les deux essais sans concentrateur de contraintes pour une température mesurée à T3.

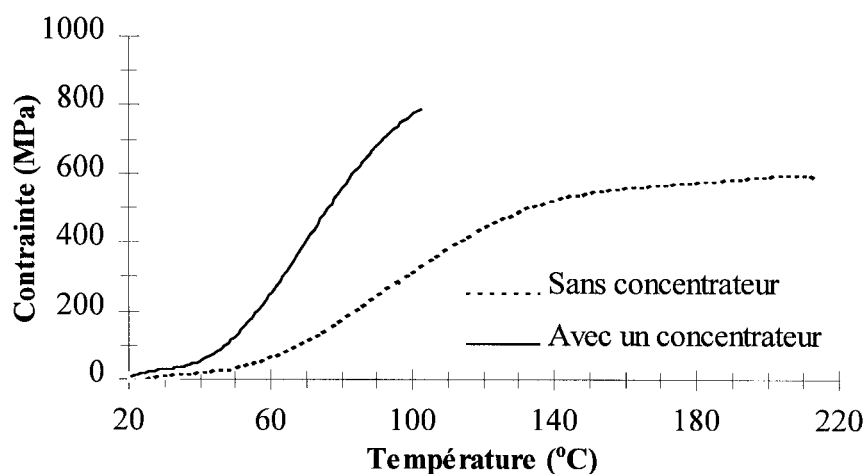


Figure 3.9 Comparaison entre la relation contrainte-température à T1 pour un échantillon sans et avec un concentrateur de contraintes.

Selon Proft et Duerig [5], la génération de contraintes ajoute ainsi une troisième définition du taux $d\sigma/dT$: il est possible de déterminer $d\sigma/dT$ en gardant la contrainte (comportement superthermique), la température (comportement superélastique) ou la déformation (génération de contraintes) constante. Avec le même matériau et sous les mêmes conditions, peu importe le type d'essais, le taux $d\sigma/dT$ est identique. Dans le cadre de ce projet, deux obstacles ont empêché de prouver cette égalité : l'absence du comportement superélastique et la distribution non uniforme de la température lors de la génération.

Le Tableau 3.1 donne les résultats des deux essais simulant un fusible en opération. $\bar{\sigma}$ est la contrainte au niveau de la section réduite en régime permanent. Il est à noter que cette contrainte fluctuait légèrement durant cet intervalle de temps. α est le ratio de la contrainte moyenne $\bar{\sigma}$ sur la contrainte de rupture. Dans les deux cas, la contrainte σ_{Rup} est considérée égale à 830 MPa. Le courant de court-circuit est le courant maximal appliqué. Le temps d'activation est le temps écoulé entre l'augmentation soudaine du courant simulant un court-circuit et la rupture de l'échantillon.

La mention "trop rapide" pour l'essai # 3 signifie que la vitesse de la réaction a été trop rapide pour que l'acquisition de données puisse se faire. Les mesures étaient prises à toutes les 0,1 secondes et ceci constituait la limite inférieure de l'acquisition de données. Cependant, la tendance des paramètres ayant cette mention correspond aux valeurs mesurées lors de l'essai précédent.

Il est à remarquer que (1) la contrainte σ_{Rup} sur la section réduite d'un échantillon avec un concentrateur est sensiblement la même pour tous les essais sur la génération de contraintes peu importe la méthode de chauffage (806-830 MPa). (2) Pour cette géométrie de l'échantillon, la température T_{Rup} est encore de 140°C. (3) Plus le ratio α est élevé, plus le temps d'activation est court. Un temps d'activation inférieur à la limite d'acquisition a été obtenu pour α égal à 89%. (4) Une chute de la contrainte moyenne

(relaxation) n'a pas été enregistrée durant le temps des essais. Une chute de 149 mA a été mesurée pour l'essai # 3 pendant le RP comme le montre la Figure 3.5 (deuxième plateau).

Tableau 3.1 Paramètres et résultats des essais simulant un fusible en opération.

Paramètres	unité	Essai # 2	Essai # 3
Temps total	s	184.4	580.6
Temps en RP	s	38.7	423.1
$\bar{\sigma}$ en RP	MPa	213	738
α	%	26	89
Courant en RP	A	3.934	5.312
Courant de court-circuit	A	9.893	11.753
Temps d'activation	s	1	< 0.1
σ_{Rup}	MPa	830	trop rapide
F_{Rup}	N	482	trop rapide
$T_{Rup} (T3)$	°C	140	trop rapide

Un essai de traction à une température constante de 140°C ($\cong M_d$) sur un échantillon avec un concentrateur de contraintes a été effectué dans le but de comparer la contrainte σ_{Rup} entre les différents essais. La Figure 3.10 présente la relation contrainte-déformation de cet essai. La courbe obtenue à 140°C dans le but de déterminer la température M_d est également insérée sur cette figure (section 2.3.2). La contrainte σ_{Rup} sur la section réduite pour l'essai avec un concentrateur a été de 807 MPa. La valeur de σ_{Rup} pour un échantillon avec un concentrateur est donc consistante d'un essai à l'autre. La contrainte σ_{Rup} pour l'essai sans concentrateur a été de 893 MPa. Le facteur de rupture (ϕ) défini par le ratio de σ_{Rup} pour un échantillon sans concentrateur sur σ_{Rup} pour un échantillon avec un concentrateur est donc de 1,11. Ce résultat est important car il prouve que les tables des facteurs théoriques de concentration de contraintes élastiques

sont inadéquates pour ce type de problème à cause de la nature ductile des AMF. En fait, le concentrateur de contraintes joue un rôle mineur dans la rupture de l'échantillon. Toutefois, il faut mentionner que le facteur ϕ est en réalité plus élevé que la valeur calculée car la forme géométrique de l'échantillon sans concentrateur n'a pas été modifiée pour réaliser l'essai. Par conséquent, la rupture a eu lieu près des mâchoires parce qu'elles constituaient des concentrateurs de contraintes. Mais en considérant que le module tangent pour l'essai sans concentrateur est de seulement 6,4 MPa/% à 21% de déformation, on peut largement estimer que ϕ ne dépasse pas 1,18. En effet, à 1,18, la déformation de rupture projetée est déjà de 30%.

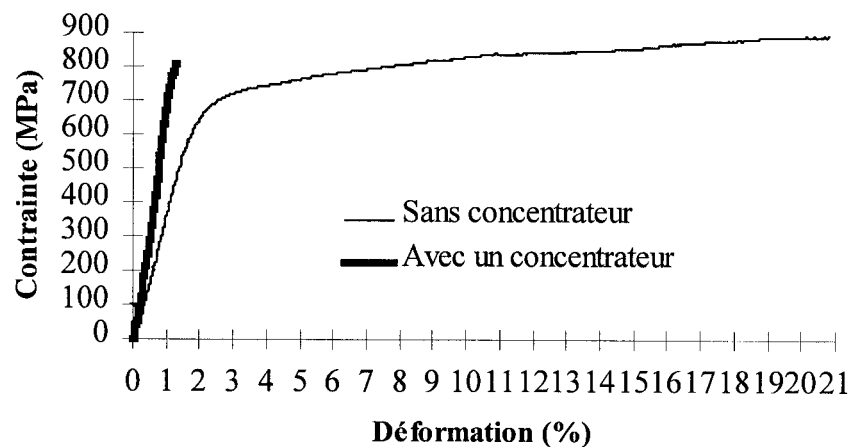


Figure 3.10 Relation contrainte-déformation pour deux échantillons sans et avec un concentrateur de contraintes à une T_d constante de 140°C.

Finalement, l'effet du trou (perturbation du champ de contrainte) sur le taux de variation de la contrainte par rapport à la déformation est visible sur cette figure : la contrainte augmente plus rapidement lorsque le trou est présent. Le rapport des taux de chaque courbe (partie linéaire) est en moyenne de 1,87. Le même phénomène a été observé lors de la génération de contraintes comme en témoigne la Figure 3.9. Dans ce cas, le rapport

des taux est difficilement évaluable. Il pourrait être intéressant dans des travaux futurs d'établir une corrélation empirique entre ces rapports.

3.3 Discussion sur les résultats des essais

La caractérisation expérimentale de la génération de contraintes n'est pas évidente. La rapidité à laquelle la contrainte peut être générée et le contrôle de la distribution de température en sont principalement responsables. Cela demande donc un montage adéquat et des appareils capables de suivre l'évolution rapide du phénomène. Malgré le fait que les essais dans le cadre de ce projet n'ont pas été effectués avec une technologie suffisamment performante, les résultats obtenus demeurent valables et intéressants à plusieurs niveaux.

L'apport le plus avantageux de ces essais est la possibilité de générer des contraintes proche de la contrainte σ_{Rup} lorsque le fusible est en opération normal. Cette approche diminue le temps d'activation et par conséquent, elle augmente la performance du fusible. L'idée préconçue à ce sujet et stipulée à l'étape 5 de la solution proposée à la section 1.4 semble donc fausse. Cette idée stipulait qu'il ne faut pas que des contraintes soient générées en service normal était basée sur l'hypothèse qu'une contrainte générée tend à diminuer (ou relaxée) avec le temps lorsque le courant demeure constant. Le cheminement expérimental en fonction de cette idée préconçue devait être le suivant : appliquer un courant nominal pour obtenir une température égale à T_{SG} et augmenter subitement le courant appliqué dans le but de simuler un court-circuit. Heureusement, le manque de précision de la résistance variable a fait en sorte que la température T_{SG} a été dépassée lors de la simulation du régime permanent et que des contraintes ont été générées lors du deuxième essai avec un concentrateur de contraintes. Malgré la courte durée du RP, il a été remarqué que la contrainte demeurait constante. Un autre essai a donc été accompli en contrôlant la contrainte générée pour qu'elle soit près de la contrainte σ_{Rup} . Cet essai a permis de faire ressortir l'avantage de cette procédure même

si la durée du RP a encore été de courte durée comparativement à la vie utile d'un fusible.

En ce qui concerne la relaxation des contraintes, une application militaire et maintenant commerciale qui a connu un succès important indique que la contrainte générée ne semble pas diminuer lorsque la température est inférieure à une température critique nettement supérieure à la température T_{FG} . En effet, un manchon de raccordement a été utilisé sur l'avion de chasse Grumman F-14 pour relier des lignes hydrauliques [23]. Ce manchon permettait de joindre mécaniquement deux tuyaux de façon *permanente*. Le principe du manchon est fondé sur la génération de contraintes au chauffage. D'autres applications similaires quant au principe existent maintenant [24, 25, 26]. Le principe du manchon de raccordement est le suivant :

1. usinage du manchon dans son état austénitique afin d'obtenir un diamètre intérieur inférieur au diamètre extérieur du tuyau;
2. refroidissement du manchon jusqu'à l'état martensitique et il est déformé afin que le diamètre intérieur soit supérieur au diamètre extérieur du tuyau. Une fois déformé, le manchon doit demeurer martensitique;
3. assemblage des pièces;
4. reprise de la forme du manchon et génération de contraintes lors du contact entre le manchon et le tuyau par une hausse de la température du manchon;

Cette technique a été éprouvée et elle donne un joint mécanique *permanent* si la température du manchon en service reste au-dessus de M_s et en dessous de la température critique à laquelle la contrainte diminue par fluage.

De plus, Proft et Duerig [5] ont évalué quelques paramètres cruciaux pour les joints mécaniques formés par la génération de contraintes au chauffage. Même si la finalité n'est pas la même, les résultats qu'ils ont réunis sont pertinents à l'analyse de faisabilité d'un fusible en AMF. D'abord, la ténacité — la résistance à la propagation brutale de fissure — en fonction de la température est illustrée à la Figure 3.11. Cette figure

démontre que l'énergie de rupture atteint un minimum près de la température M_d . La Figure 3.12 présente la contrainte générée normalisée avec la ténacité en fonction de la température. Cette figure indique que la contrainte normalisée la plus élevée est atteinte à la température M_d . En d'autres mots, la température critique de rupture est égale à la température M_d . Si la rupture du joint doit se produire, elle se produira avant la température M_d . Ainsi, le joint mécanique est susceptible de se briser lors de son installation et non en service. Cette information est utile pour éviter la rupture du joint mais dans le cas d'un fusible, l'inverse est recherché.

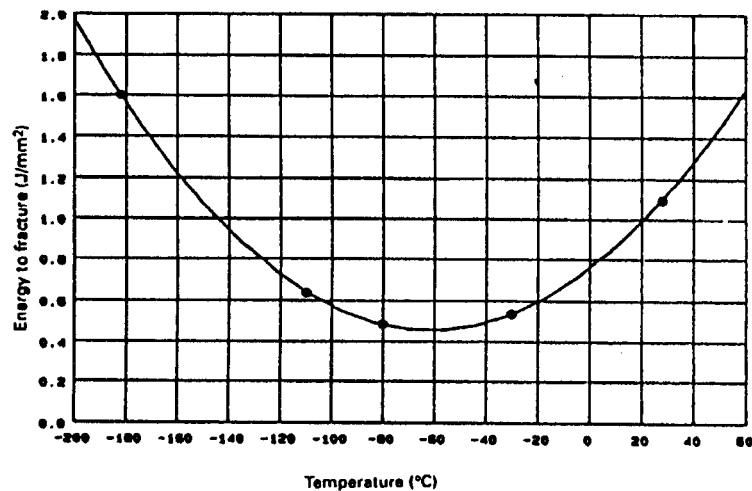


Figure 3.11 La ténacité du Ni-Ti-Fe en fonction de la température [5].

Finalement, ils ont mesuré l'effet de la température sur la stabilité de la contrainte générée. Leur résultat le plus important pour ce projet est que la relaxation de la contrainte générée n'aurait pas lieu avant 350°C alors que la température M_d est approximativement égale à -30°C. Toutefois, les observations de Perkins et al. [8] sont contradictoires à ce sujet : ils ont observé que la contrainte générée diminue si l'AMF est exposé longtemps à des températures légèrement au-dessus de A_f .

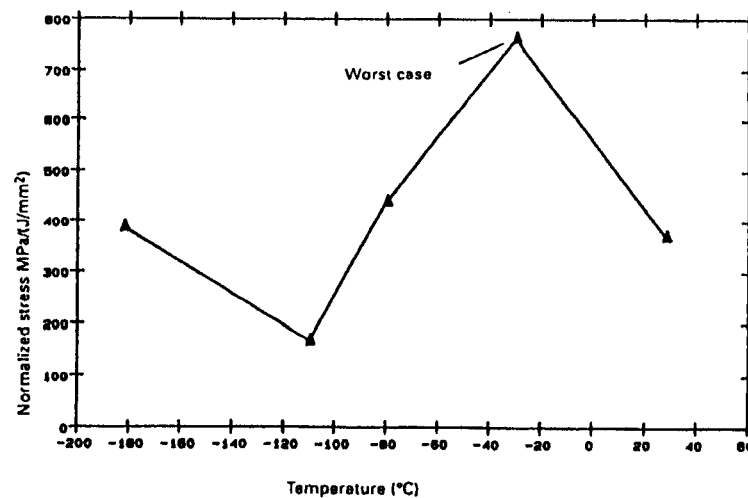


Figure 3.12 La contrainte générée normalisée avec la ténacité en fonction de la température [5].

À la lumière de tous les résultats, la température M_d est un paramètre essentiel à la génération de contraintes au chauffage. La méthode pour déterminer sa valeur est simple : il suffit de faire quelques essais de traction à température constante. Suite aux essais de traction, la température T_{FG} et la température critique T_{Rup} à laquelle la rupture est le plus susceptible de se produire sont connues puisqu'elles sont égales à M_d . L'essai de traction à la température M_d permet aussi de connaître la contrainte σ_{Rup} et le facteur de rupture ϕ expérimental si nécessaire. Toutefois, il faut mentionner que la correspondance entre T_{FG} et M_d ne doit pas être valide en tout temps. Elle semble plutôt valable uniquement lorsque la déformation initiale est égale à ϵ_{TO} et que les supports sont infiniment rigides comme en témoigne la Figure 1.11 et la Figure 1.12. Enfin, le comportement de la contrainte générée lorsque la température demeure constante sur une longue période de temps est encore nébuleux. Les différentes observations sont contradictoires. Cet aspect de la génération de contrainte au chauffage devra être expérimenté puisque ses répercussions sur la performance d'un fusible en AMF sont cruciales.

CHAPITRE 4

MODÉLISATION ET CONCEPTION

Le présent chapitre présente une synthèse des chapitres précédents en intégrant des aspects de modélisation et de conception. Il propose des lignes directrices qui permettront de faire progresser le développement de cette application. Plus spécifiquement, il expose une méthode basée sur les éléments finis pour estimer l'influence du concentrateur(s) de contraintes d'un fusible en AMF. Il traite de simulations numériques thermoélectriques par éléments finis pour évaluer qualitativement le champ de température dans un fusible sous différentes conditions. Il présente un programme développé au début de ce projet et dont le but premier était de permettre la conception d'actuateurs en AMF travaillant en sollicitation 1D seulement. Finalement, il soulève quelques points importants qui devraient aider à concevoir un fusible en AMF fiable et performant.

4.1 Estimation de l'influence du concentrateur de contraintes

En sachant que (1) les essais de traction à température constante ont permis de déterminer la température M_d , (2) les essais comportant sur la génération de contraintes par effet Joule ont clairement démontré que la température critique de rupture T_{Rup} correspond à M_d , (3) la contrainte de rupture σ_{Rup} pour les échantillons avec un concentrateur est pratiquement identique dans les deux cas, il est possible d'estimer le facteur de rupture ϕ . En effet, il suffit de faire une analyse par éléments finis en incorporant la relation contrainte-déformation de l'échantillon sans concentrateur obtenue par l'essai de traction isotherme à la température M_d . L'avantage d'une telle approche est d'éviter la caractérisation expérimentale pour chaque nouvelle

configuration géométrique du fusible. En d'autres mots, elle permet d'optimiser le choix du ou des concentrateurs de contraintes avant la fabrication d'un prototype.

La méthode consiste à évaluer numériquement le facteur de concentration de contraintes en divisant la contrainte maximale par la contrainte nominale lorsque la contrainte maximale est égale à la σ_{Rup} de l'essai de traction. Dans le cas d'une plaque avec un trou, la contrainte nominale peut être basée sur l'aire de la section brute (sans la présence du trou) ou sur l'aire de la section nette (avec la présence du trou). Dans le cas présent, la contrainte appliquée fera référence à la contrainte calculée à partir de la section brute et la contrainte nominale fera référence à la contrainte calculée à partir de la section nette.

Afin de vérifier la validité d'une telle approche, une analyse par éléments finis a été réalisée à l'aide du logiciel *Ansys 5.4*. Le problème a été réduit à un problème 2D. De plus, compte tenu de la symétrie du problème par rapport aux axes X et Y, seulement le quart supérieur droit de l'échantillon a été modélisé comme le montre la Figure 4.1. La longueur du modèle ne correspond pas à la longueur réelle puisque la distribution de la contrainte est uniforme à une certaine distance de la perturbation. La surface est divisée en deux parties pour permettre un raffinement autour du concentrateur de contraintes (S1) et un maillage plus ou moins grossier où l'effet du trou est négligeable (S2).

Les conditions aux limites qui respectent l'intégrité du problème physique sont :

1. déplacements nuls dans la direction Y sur le bord CL1 ;
2. déplacements nuls dans la direction X sur le bord CL2.

Les degrés de liberté sont les déplacements selon l'axe X (U_x) et l'axe Y (U_y).

Le maillage du modèle était constitué d'éléments quadrilatères à huit nœuds (quadratiques) dans la partie S1 et d'éléments quadrilatères à quatre nœuds (linéaires) dans la partie S2. Le maillage a été effectué en contrôlant le nombre de divisions d'élément sur les lignes et par le ratio d'espacement entre les divisions. Ce ratio permet

de distribuer les éléments d'une façon non uniforme et donne donc la possibilité de raffiner le maillage aux endroits appropriés tel qu'illustré à la Figure 4.2.

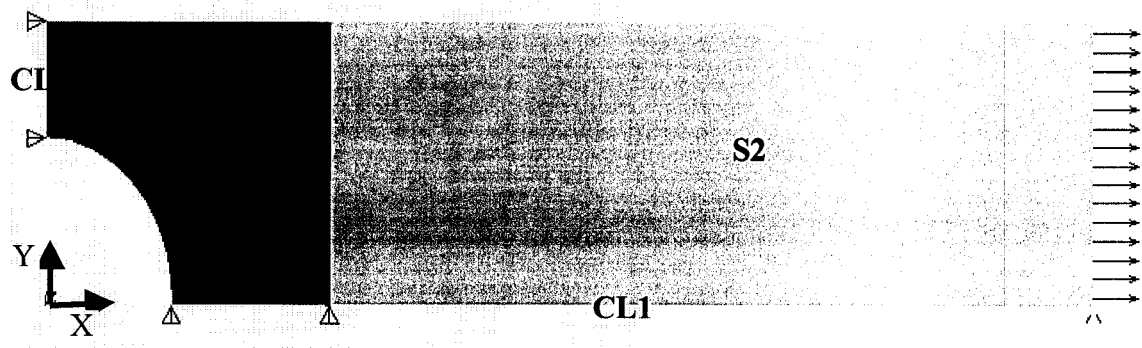


Figure 4.1 Conditions limites et contrainte appliquées pour l'estimation du facteur de rupture.

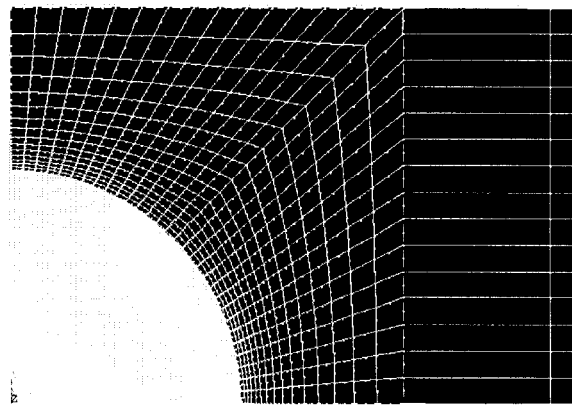


Figure 4.2 Maillage régulé du modèle pour l'estimation du facteur de rupture.

La contrainte appliquée a été variée de 10 à 340 MPa par tranche de 10 MPa. La Figure 4.3 donne la relation entre le facteur de concentration de contraintes calculé et la contrainte nominale. Cette figure montre que la relation est constante de 24 à 215 MPa avec un facteur de 2,14. Ceci correspond à la partie linéaire de la courbe « sans concentrateur » sur la Figure 3.10. On peut donc comparer la valeur calculée pour cette partie avec le facteur théorique K_{tn} afin de vérifier la réponse du maillage. Le facteur K_{tn}

pour une plaque mince en tension de largeur finie et avec un trou circulaire est donné par l'équation suivante [27] :

$$K_m = 2 + 0.284\left(1 - \frac{d}{H}\right) - 0.6\left(1 - \frac{d}{H}\right)^2 + 1.32\left(1 - \frac{d}{H}\right)^3 \quad (4.1)$$

Selon cette équation, K_m est égal à 2,11. On peut donc conclure que le problème est bien posé.

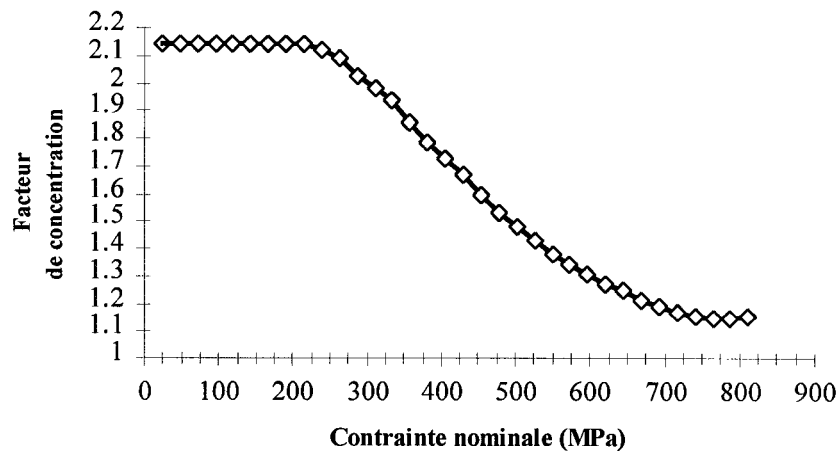


Figure 4.3 Le facteur de concentration de contraintes en fonction de la contrainte nominale.

Lorsque la courbe contrainte-déformation dévie de son comportement linéaire, le facteur de concentration diminue. À la contrainte σ_{Rup} du matériau, le facteur calculé est de 1,14. Cette valeur est légèrement supérieure au facteur ϕ (1,11). Toutefois, il a été mentionné à la section 3.2 que le facteur ϕ réel est plus élevé que celui mesuré. Ainsi, la simulation numérique par éléments finis dans le but d'estimer le facteur de rupture ϕ donne de bons résultats.

4.2 Simulations numériques thermoélectriques d'un fusible en AMF

Les simulations thermoélectriques présentées dans cette section ne sont que qualitatives : certaines propriétés physiques du matériau n'ont pas été mesurées et les conditions frontières réelles sont inconnues. Les propriétés non mesurées sont la conductivité thermique K (W/m°C), la chaleur spécifique c_p (J/kg°C) et la résistivité électrique ρ_{el} (Ωm). Ces propriétés ne sont pas constantes car elles sont altérées lors de la transformation martensitique. D'ailleurs, la section 1.3.1 discute de l'avantage de ces modifications pour la mesure des températures de transformation. Toutefois, en considérant le matériau isotrope d'un point de vue macroscopique, l'évolution de ces propriétés en fonction de la température peut être incorporée dans un modèle par deux types de fonction comme le montre la Figure 4.4. La conductivité thermique et la résistivité électrique sont du type I tandis que la chaleur spécifique est du type II.

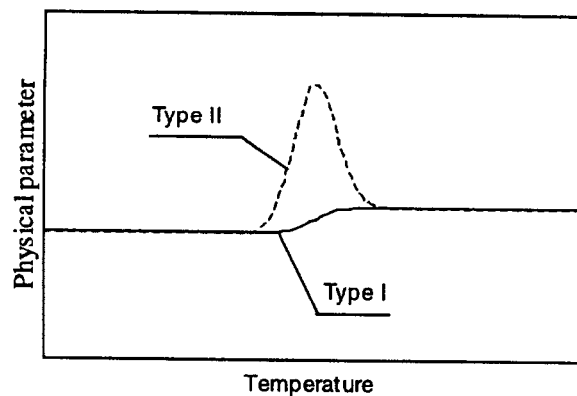


Figure 4.4 Types de fonction décrivant l'évolution des propriétés physiques dans un matériau en fonction de la température [28].

Les simulations thermoélectriques par éléments finis ont été réalisées à l'aide du logiciel *Ansys 5.4*. Compte tenu de la symétrie du problème par rapport aux axes X et Y, seulement le quart supérieur droit de l'échantillon a été modélisé comme le montre la Figure 4.5. Il est à noter que le problème a été résolu en 3D. Les bords CL_i représentent

donc des surfaces et les surfaces S_i sont de chaque côté du volume. Le volume total est divisé en trois parties pour permettre un raffinement autour du concentrateur de contraintes (V1) et un maillage plus ou moins grossier (V2-V3). Le volume V3 a été créé pour simuler un effet de bord causé par un joint quelconque.

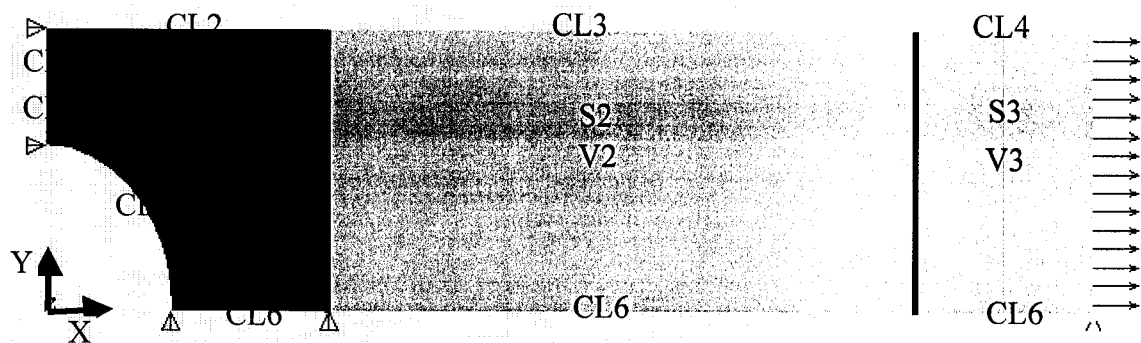


Figure 4.5 Conditions limites et intensité de courant appliquées pour la simulation thermoélectrique du fusible.

Les conditions aux limites qui respectent l'intégrité du problème physique sont :

1. tension électrique nulle sur la surface CL1;
2. flux de chaleur (q) nul sur les surfaces CL6;
3. convection sur les surfaces S1, S2, S3, CL2, CL3, CL4 et CL5;
4. intensité de courant constante symbolisée par les flèches.

Le maillage du modèle était constitué d'élément brique à huit nœuds. Le maillage a été structuré en contrôlant le nombre de divisions d'élément sur les lignes et par le ratio d'espacement entre les divisions. Un seul élément dans l'épaisseur (axe Z) a été nécessaire car sa valeur est suffisamment petite pour considérer que le gradient de température est nul dans cette direction. Le problème a été résolu en 3D afin d'imposer des conditions frontières sur les surfaces S1, S2 et S3. Les degrés de liberté de l'élément choisi sont la température et la tension. La formulation de cet élément est particulière et pratique. Son avantage est qu'il permet de faire une analyse couplée de deux champs

d'études distincts, soit thermique et électrique, dans une étape de calculs (*direct coupled-field analysis*). Sans ce type d'élément, l'apport calorifique de l'effet Joule lors d'une analyse thermique doit être incorporé par une source de chaleur interne par unité de volume équivalente à l'effet Joule. Dans le dernier cas, un problème peut se poser si l'effet Joule n'est pas uniforme. Cet élément est très utile pour analyser la distribution de températures dans un élément chauffant, un *fusible* ou une composante électronique quelconque.

4.2.1 Enthalpie de transformation (chaleur latente)

Comme pour l'analyse d'un fusible conventionnel, il est nécessaire d'introduire lors d'une telle analyse l'enthalpie de transformation. Brailovski et al. [29] proposent de calculer l'enthalpie de transformation d'un AMF en approximant la courbe obtenue par un essai de *DSC* par un polynôme du second degré dans le but de modéliser l'évolution de la chaleur spécifique lors de la transformation martensitique. En sachant que l'enthalpie est calculée en intégrant la densité et la chaleur spécifique par rapport à la température :

$$H = \int \rho c_p dT \quad (4.2)$$

ils obtiennent une équation donnant l'enthalpie de transformation en fonction de la température. Trochu et al. [30] utilisent quant à eux les notions du krigeage dual (voir section 4.3.2.1) et les données d'un essai de *DSC* pour obtenir l'évolution de l'enthalpie de transformation.

Cette dernière approche a été adoptée pour l'analyse thermoélectrique. Toutefois, un problème se pose lorsque l'on veut prendre les données d'un essai de *DSC* afin de modéliser la génération de contraintes au chauffage : la contrainte est nulle lors de l'essai de *DSC*. La plage de température où a lieu la transformation n'est donc pas la même : A_s-A_f à contrainte nulle comparativement à A_s-M_d lors de la génération de

contraintes. La méthode pour contourner cette difficulté a été de supposer que l'enthalpie totale de transformation est la même lors de la génération de contraintes, c'est-à-dire que la surface totale sous la courbe de l'essai de *DSC* est inchangée. La courbe a donc été ajustée afin de préserver la valeur de l'enthalpie totale de transformation telle qu'illustrée à la Figure 4.6. La courbe ajustée est ensuite krigée. Enfin, la fonction krigée donnant le flux de chaleur en fonction de la température est intégrée analytiquement pour obtenir l'enthalpie de transformation. Les équations (4.3) et (4.4) donnent respectivement la fonction krigée analytique qui contient une dérive quadratique et une covariance généralisée linéaire et la fonction intégrée. La Figure 4.7 illustre la relation entre l'enthalpie de transformation et la température de la courbe expérimentale et de la courbe ajustée.

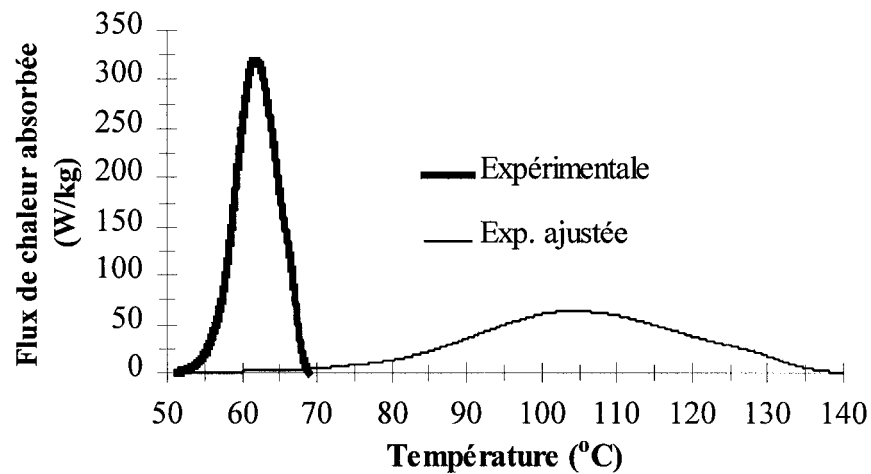


Figure 4.6 Courbe ajustée d'un essai de *DSC* pour modéliser la génération de contraintes.

$$\text{Flux}(T) = a_0 + a_1 T + a_2 T^2 + \sum_{i=1}^N b_i |T - T_i| \quad (4.3)$$

$$H(T) = a_0 T + \frac{1}{2} a_1 T^2 + \frac{1}{3} a_2 T^3 + \sum_{i=1}^N \frac{1}{2} b_i (T - T_i) |T - T_i| \quad (4.4)$$

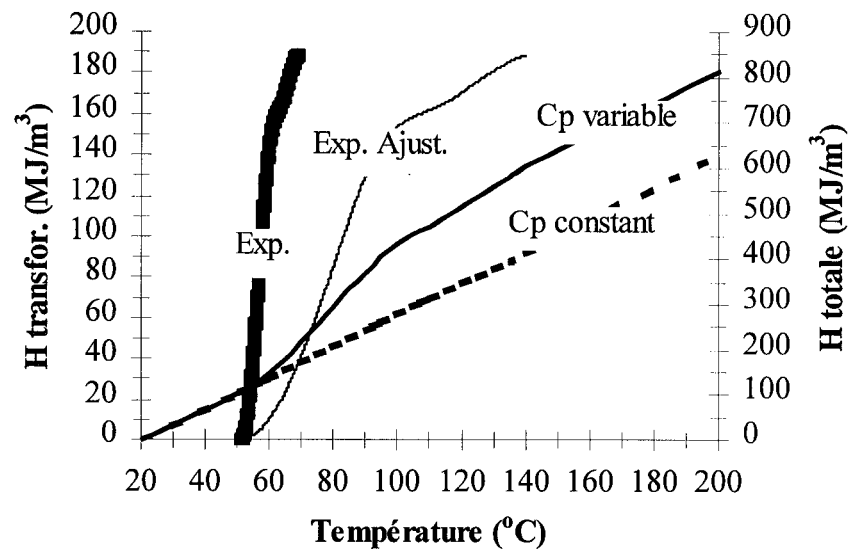


Figure 4.7 Enthalpie de transformation ajustée pour la génération de contraintes et enthalpie totale avec une chaleur spécifique constante ou variable.

4.2.2 Influence de l'enthalpie de transformation sur le temps de chauffage

Deux simulations ont été effectuées afin de comparer le temps de chauffage d'un modèle où seule l'enthalpie totale a été modifiée pour tenir compte de l'enthalpie de transformation. La conductivité thermique et la résistivité électrique sont gardées constantes. Au départ, aucun courant ne circule dans le fusible. Au premier chargement, le courant est pleinement appliqué et il demeure constant jusqu'à l'obtention d'un régime permanent. La relation entre l'enthalpie totale et la température est reproduite sur la Figure 4.7 pour les deux cas. Les paramètres généraux des simulations sont inscrits au Tableau 4.1 et les spécificités du modèle sont données par le modèle 1 du Tableau 4.2. Les coefficients de convection (h) sont relativement élevés afin de simuler un fusible avec l'élément en AMF entouré d'un matériau quelconque. Le coefficient h sur les

surfaces S3 et CL4 est plus élevé afin de considérer un lien mécanique quelconque plus conducteur thermiquement. Enfin, le diamètre du concentrateur, la largeur (axe Y) et l'épaisseur correspondent aux valeurs des échantillons données à la section 2.3.

Tableau 4.1 Paramètres généraux pour les simulations thermoélectriques.

Propriétés	Unités	Valeur	Origine
Conductivité thermique (K)	W/m°C	10 ^(martensite) 18 ^(austénite)	[31]
Résistivité électrique (ρ_{el})	10 ⁻⁸ Ωm	80 ^(martensite) 100 ^(austénite)	[31]
Densité (ρ)	kg/m ³	6960	mesurée
Chaleur spécifique (c_p)	J/kg°C	500	[31]
Coefficient de convection (h)	W/m ² °C	100-200	arbitraire
Température ambiante (T_a)	°C	21	arbitraire
Longueur de S1	mm	2.7305	arbitraire
Longueur de S2	mm	22.2695	arbitraire
Longueur de S3	mm	5	arbitraire
Courant appliqué	A	5	arbitraire

La Figure 4.8 montre les résultats de ces deux simulations pour un nœud situé sur l'axe neutre Y. Le temps de stabilisation est relativement plus long en tenant compte de l'enthalpie de transformation. Cette conclusion n'est pas surprenante. Les essais de Brailovski et al. [29] avaient déjà démontré ce fait. Toutefois, dans le cas d'un fusible, cet écart de temps devient crucial et n'est pas dans tous les cas négligeable. Il sera important pour le concepteur de quantifier le temps d'activation du fusible sous des conditions données et ce sont ces conditions qui détermineront si l'enthalpie de transformation est négligeable. En attendant, une méthode est proposée et il restera à la valider dans des travaux futurs.

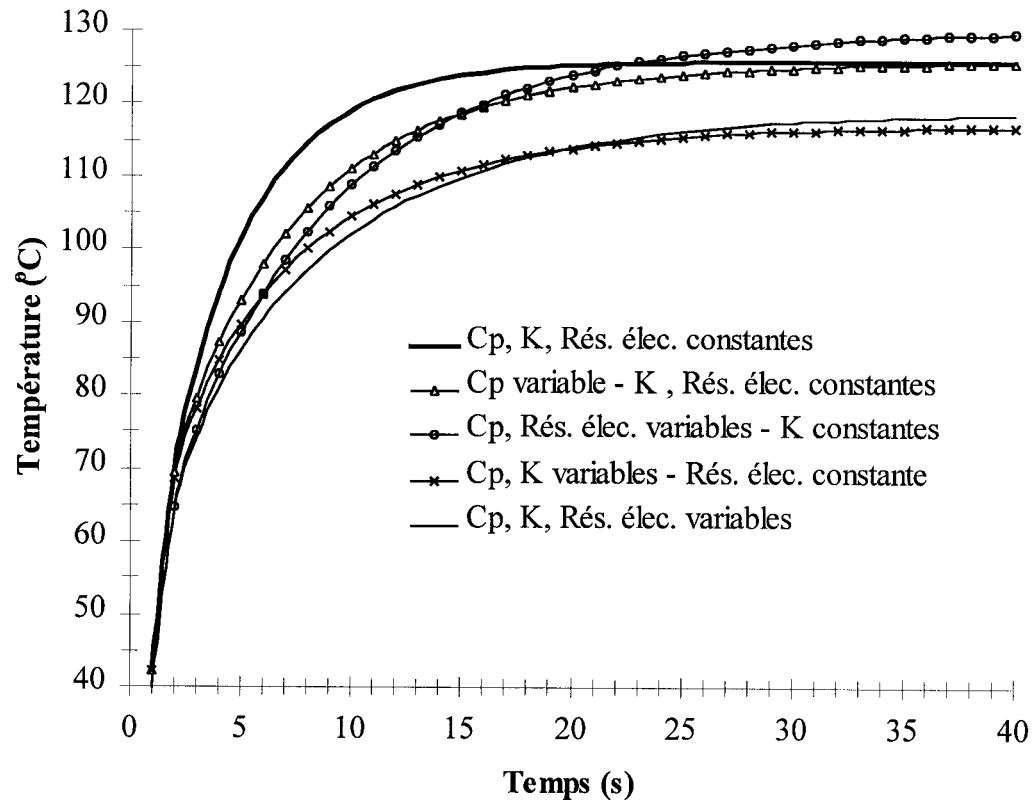


Figure 4.8 La relation température-temps à un nœud situé sur l'axe neutre Y pour différentes combinaisons de variabilité.

4.2.3 Distribution de température dans le fusible

Les résultats de huit modèles différents sont présentés dans cette section. Dans chacun des cas, l'imposition du courant est identique à celle décrite à la section précédente. Les huit modèles tiennent compte de l'enthalpie de transformation et les particularités de chacun d'eux sont données au Tableau 4.2 avec les mêmes unités que le Tableau 4.1. À la Figure 4.9, les résultats sont reliés au régime permanent.

Les modèles 1 et 2 ont les mêmes conditions d'échange thermique et permettent de vérifier l'effet de la longueur effective (longueur entre les liens mécaniques) du fusible

sur la distribution de température lorsque le lien mécanique est plus conducteur thermiquement. La comparaison des profils de température démontrent qu'une réduction de la longueur du fusible va diminuer la contrainte générée. En effet, la Figure 4.10 indique que sur une longueur égale à la longueur effective du modèle 2, le modèle 1 a une distribution de température plus stable et plus élevée. Il est à noter que les longueurs effectives sont marquées par les lignes verticales. Les aspects mécaniques et thermiques sont donc complémentaires à ce niveau. Par contre, une même diminution de longueur aura un effet différent en fonction de l'inertie thermique du lien mécanique. Sur la Figure 4.10, il peut être observé que pour les conditions du modèle 3, une diminution identique de longueur n'a pas d'effet sur la distribution de température. Quant au modèle 4, une conclusion inverse du modèle 2 s'applique.

Tableau 4.2 Paramètres spécifiques des modèles.

Modèle	Surfaces			Propriétés		Dimension
	S1, CL2, CL5	S2, CL3	S3, CL4	K(T)	$\rho_{el}(T)$	Longueur S2
1	h = 100	h = 100	h = 200	10	90	22.2695
2	h = 100	h = 100	h = 200	10	90	11.13475
3	h = 100	h = 100	h = 100	10	90	22.2695
4	h = 100	h = 100	q = 0	10	90	22.2695
5	h = 200	h = 100	h = 100	10	90	22.2695
6	h = 100	h = 100	h = 100	10	80 à 100	22.2695
7	h = 100	h = 100	h = 100	10 à 18	90	22.2695
8	h = 100	h = 100	h = 100	10 à 18	80 à 100	22.2695

Les modèles 1 à 4 révèlent que la température maximale, dans une certaine mesure, n'est pas altérée par la diminution de longueur effective du fusible et par l'inertie thermique des liens mécaniques lorsque les conditions d'échange thermiques sont identiques sur la

longueur effective du fusible. La géométrie du concentrateur (la section réduite) joue donc un rôle décisif car elle détermine la concentration d'intensité de courant. En fait, l'intensité de courant et le courant sont respectivement d'aux à la contrainte et à la force. La concentration de l'intensité de courant est cependant constante comparativement à la contrainte. En régime permanent et sous ces conditions, la température maximale sur l'axe neutre Y produite par effet Joule est donc pratiquement identique pour un courant et une section donnés. Ces deux paramètres influent plutôt sur le champ de température comme en témoignent les modèles sur la Figure 4.9

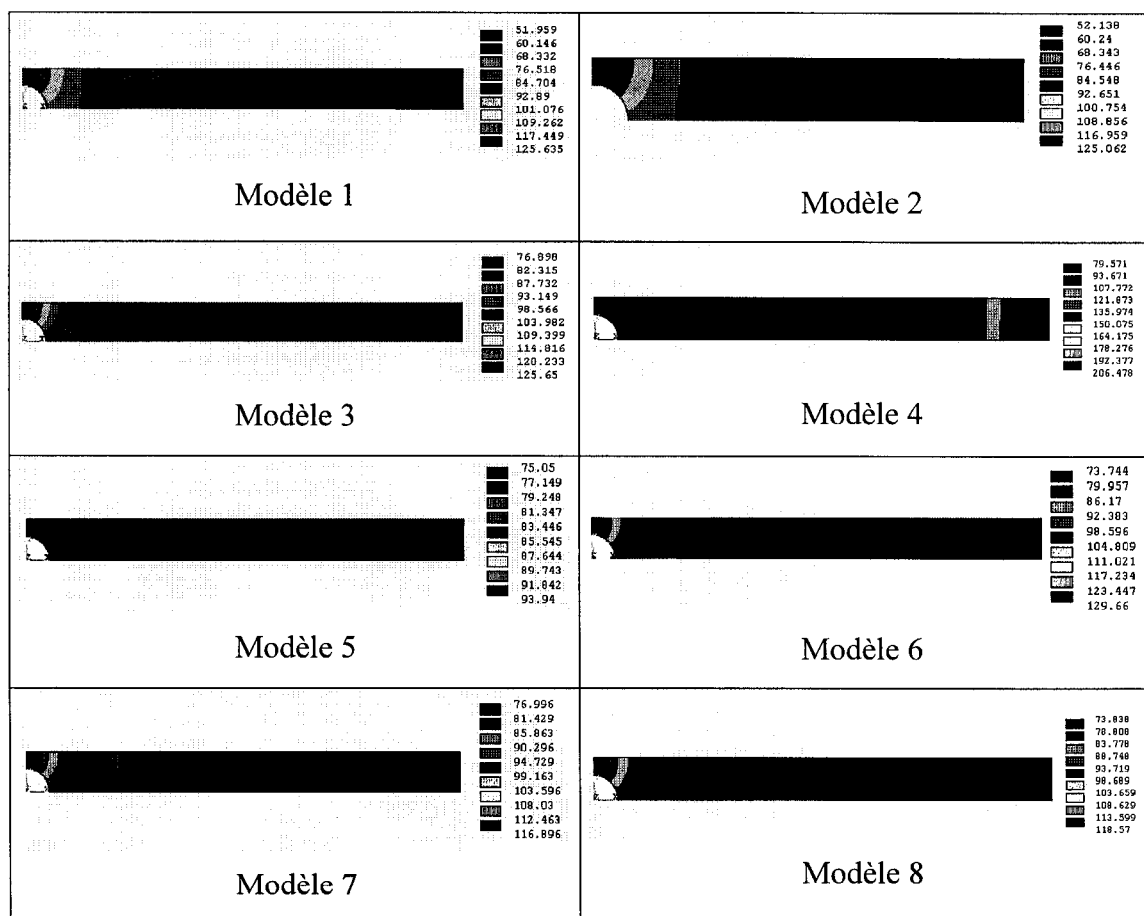


Figure 4.9 Distribution de températures dans un fusible en régime permanent pour six modèles différents.

La Figure 4.11 montre les trois types de relation obtenue en faisant varier uniquement l'inertie thermique du lien mécanique (modèle 1, 3 et 4). Le modèle 3 simule une inertie thermique uniforme sur toute la longueur du fusible tandis que le modèle 4 simule une isolation au lien mécanique. Le modèle 1 est le pire des cas en terme de contraintes générées potentielles. Le modèle 3 est avantageux au point de vue de la modélisation et du contrôle de la contrainte générée puisque la distribution de température est uniforme sur une certaine distance. Le modèle 4 pourra générer plus de contraintes mais provoquera un échauffement plus important aux bornes du fusible.

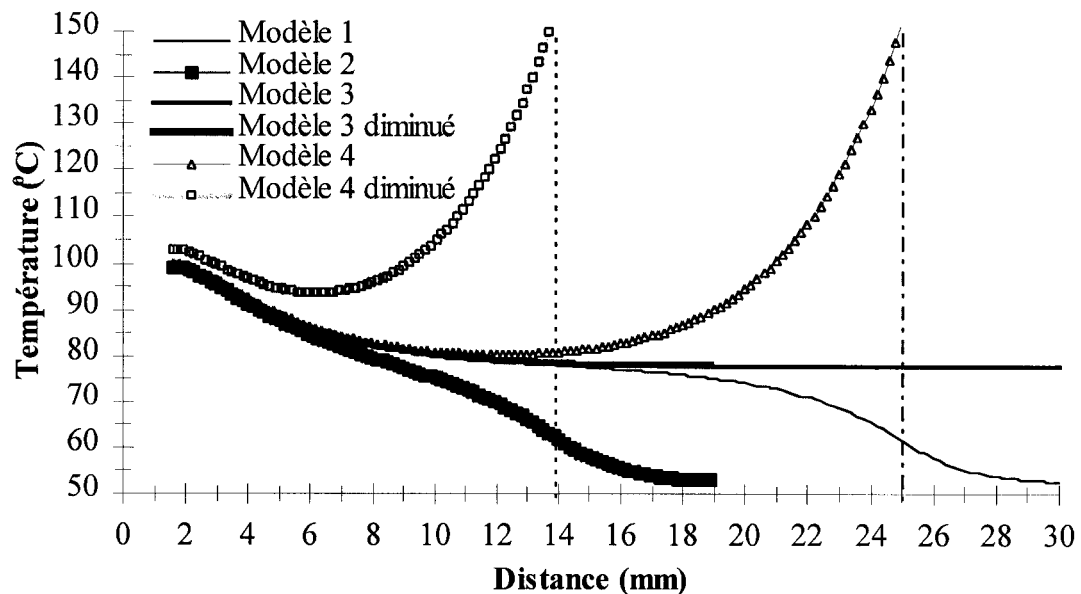


Figure 4.10 L'effet de la longueur effective du fusible sur la distribution de température en régime permanent le long de l'axe neutre X.

La comparaison entre les modèles 3, 6, 7 et 8 fait ressortir l'influence de la variation de K et de ρ_{el} en fonction de la température. Au risque de se répéter, les modèles 6, 7 et 8 ont incorporé ces variations par une fonction du type I. La Figure 4.8 montre que le temps de chauffage est légèrement influencé par ces variations. La Figure 4.12 semble indiquer que le modèle 6 est une bonne approximation du modèle 8 où toutes les

variations sont intégrées. Toutefois, la température maximale atteinte dans le fusible varie de 118,57 à 129,66°C, ce qui représente le plus grand écart des températures maximales des quatre modèles. Cet écart n'est pas négligeable pour un fusible où le temps d'activation doit être rapide. Il est donc conseillé de ne pas négliger l'évolution de c_p , K et ρ_{el} lors d'une simulation numérique.

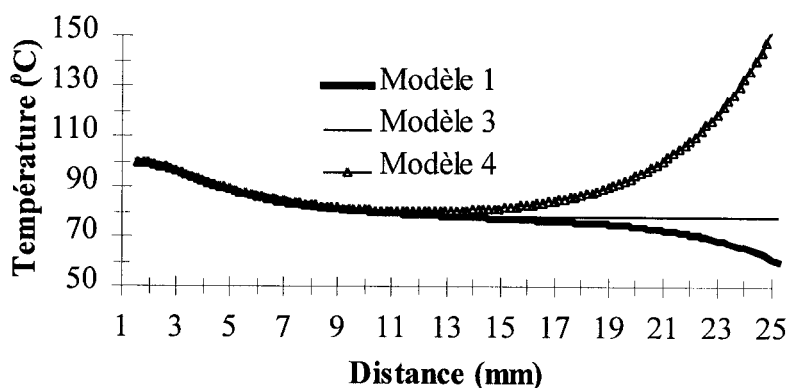


Figure 4.11 L'effet de l'inertie thermique du lien mécanique sur la distribution de température en régime permanent le long de l'axe neutre X.

En somme, l'évaluation du comportement thermomécanique d'un fusible en AMF est complexe comme en témoigne les résultats des simulations thermoélectriques. En effet, les gradients de température peuvent être importants dans les directions principales. Il sera donc difficile de prédire le champ de contraintes générées. Par contre, le problème n'est pas sans issue. Le modèle 8 propose une solution intéressante à plusieurs niveaux : la distribution de température est pratiquement uniforme sur une partie du fusible, la longueur effective n'affecte pas la distribution de température, la température maximale dans certaines limites physiques et il n'y a pas d'échauffement excessif aux bornes du fusible. Pourrait-on faire mieux ? Le modèle 5 tente de résoudre le problème de la distribution non uniforme de la température. En fait, il suffit de placer un matériau plus conducteur thermiquement dans la zone du concentrateur de contraintes et d'intensité de

courant. La Figure 4.13 montre la différence de distribution entre les modèles 3 et 5 et indique clairement l'avantage du modèle 5 quant à l'uniformité de la distribution de température.

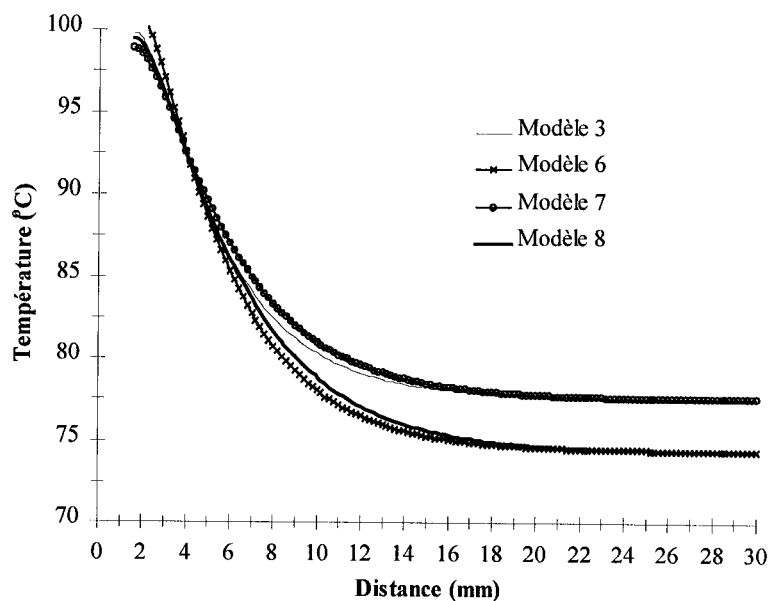


Figure 4.12 L'effet des combinaisons variables/constantes de K et ρ_{el} sur la distribution de température en régime permanent le long de l'axe neutre X.

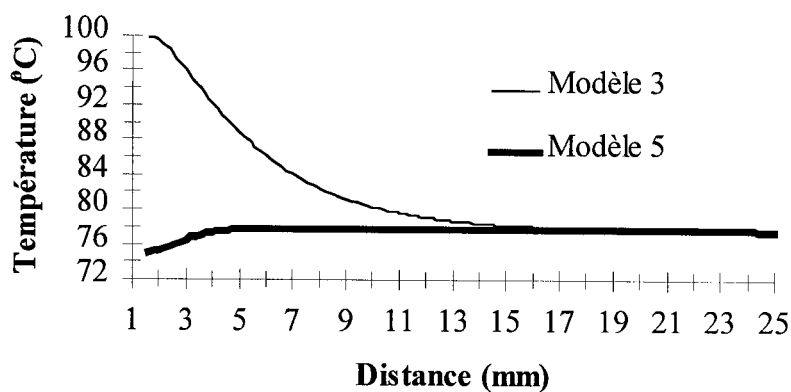


Figure 4.13 L'effet de l'inertie thermique dans la zone du concentrateur sur la distribution de température en régime permanent le long de l'axe neutre X.

4.3 Programme de simulation de systèmes discrets (SysDis)

Depuis quelques années, un module de calcul par éléments finis est développé par Terriault [32]. Les éléments supportés par ce module sont les éléments tridimensionnels courants (tétraèdre, cube et prisme). Il nécessite l'utilisation d'un mailleur et d'un logiciel de visualisation indépendants. Bien que la puissance de modélisation découlant d'une telle analyse soit appréciable, la création d'un modèle nécessite des efforts considérables. Dans certains cas, il est possible de simplifier le système réel à modéliser. La Figure 4.14 donne un exemple de discrétisation d'un problème physique. La partie de gauche représente un modèle en 3D d'un fusible fixé à chacun de ses bouts. Les fixations sont modélisées par deux poutres sur appuis simples. La partie de droite montre le modèle 1D où les parties constituantes du système sont représentées par des ressorts. Le ressort k_1 symbolise la poutre de gauche. Les ressorts k_2 à k_4 correspondent au fusible. Dans ce modèle, le fusible est divisé en trois parties pour tenir compte de la réduction de section et la poutre de droite a une rigidité infinie. Le programme SysDis présenté dans cette section résout des problèmes 1D de ce type.

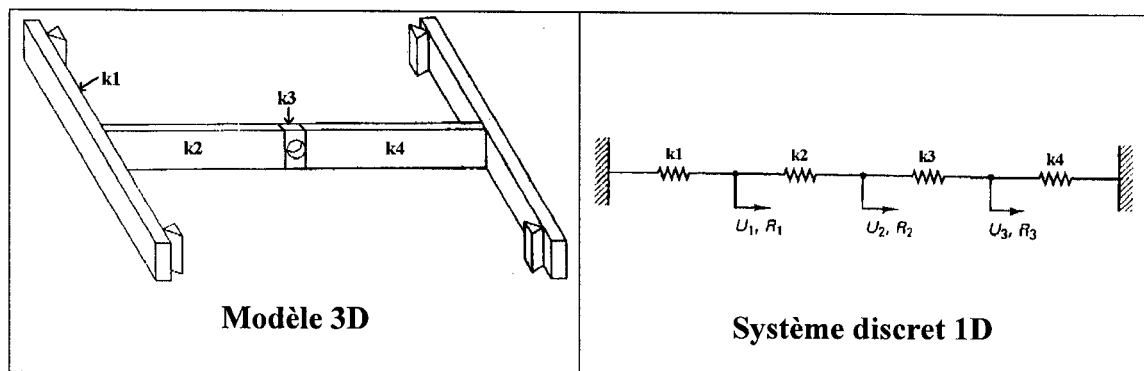


Figure 4.14 Discrétisation par la méthode directe d'un problème physique.

4.3.1 Méthode de discrétisation du programme SysDis

La résolution de plusieurs problèmes d'ingénierie est obtenue grâce à la discrétisation du système à l'étude. La méthode de discrétisation par éléments finis est répandue. Le lecteur pourra consulter Bathe [33] ou Cook et al. [34] pour de plus amples informations sur les éléments finis. La méthode directe employée par SysDis est un cas particulier des éléments finis. Elle est fondée sur des raisonnements physiques. Elle est dite directe parce que la structure à l'étude est déjà discrète contrairement aux autres méthodes (formulation variationnelle, des résidus pondérés) qui font appel à la théorie des milieux continus. La méthode directe est gouvernée par des relations algébriques tandis que les autres sont gouvernées par des équations aux dérivées partielles.

Les relations permettant de construire le système d'équation du système global à l'étude sont fondées sur les déplacements. Ainsi, les inconnus recherchés sont les déplacements U_i en chaque nœud du système (du maillage). Pour SysDis, les nœuds du système possèdent un seul degré de liberté U : le déplacement peut s'effectuer dans une seule direction. Les éléments sont chacun constitués de deux nœuds. La méthode directe permet quant à elle de relier les déplacements nodaux U_i aux forces nodales R_i . Les critères de cette méthode sont :

1. l'équilibre statique de chaque élément et de l'ensemble;
2. la compatibilité du champ de déplacement;
3. le respect des conditions aux limites du système.

L'équilibre statique de chaque élément est donné par la relation suivante :

$$k_j \begin{bmatrix} 1 & -1 \\ -1 & 1 \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} U_1 \\ U_2 \end{Bmatrix} = \begin{Bmatrix} F_{1j} \\ F_{2j} \end{Bmatrix} \quad (4.5)$$

où l'indice j correspond au $j^{\text{ème}}$ élément du système. La variable k_j est la rigidité de l'élément, les variables U_i sont les déplacements des deux nœuds constituant l'élément j et les variables F_{ij} sont les forces internes de l'élément j agissant à ces deux nœuds.

L'équilibre statique de l'ensemble et les deux autres critères sont vérifiés si la somme des forces internes de tous les éléments agissant sur un nœud i est égale à la force externe imposée au nœud i . La relation est la suivante :

$$R_i = \sum_{j=1}^{nel} F_{ij} \quad (4.6)$$

où nel est égal au nombre total d'éléments présents. Cette relation doit être appliquée à tous les nœuds.

L'assemblage des systèmes élémentaires à l'aide des relations (4.5) et (4.6) donne le système matriciel global $KU = R$. Les termes présents dans ce système matriciel sont la matrice de rigidité K , le vecteur des déplacements nœdaux (les inconnus) U et le vecteur des forces nœdales R . Enfin, il suffit de résoudre ce système pour obtenir les déplacements nœdaux.

4.3.2 Particularités du programme SysDis

Le programme SysDis a été compilé à l'aide du compilateur Visual C++ 5.0 de Microsoft. Il utilise des classes et des fonctions propres à ce compilateur et au langage de programmation orientée objet C++. La conséquence est que le programme fonctionne uniquement sur une plate-forme Windows. Cela peut sembler être désavantageux, mais étant donné la grosseur des structures analysées et du temps de calcul nécessaire pour résoudre les problèmes, ce choix s'avère être justifié. De plus, l'environnement est convivial puisqu'on y retrouve tous les outils standards d'un programme fonctionnant sous Windows comme le démontre la Figure 4.15.

L'environnement de travail permet de réaliser les trois étapes suivantes :

1. le maillage;
2. les calculs;
3. la visualisation textuelle des résultats (à l'écran ou dans un fichier).

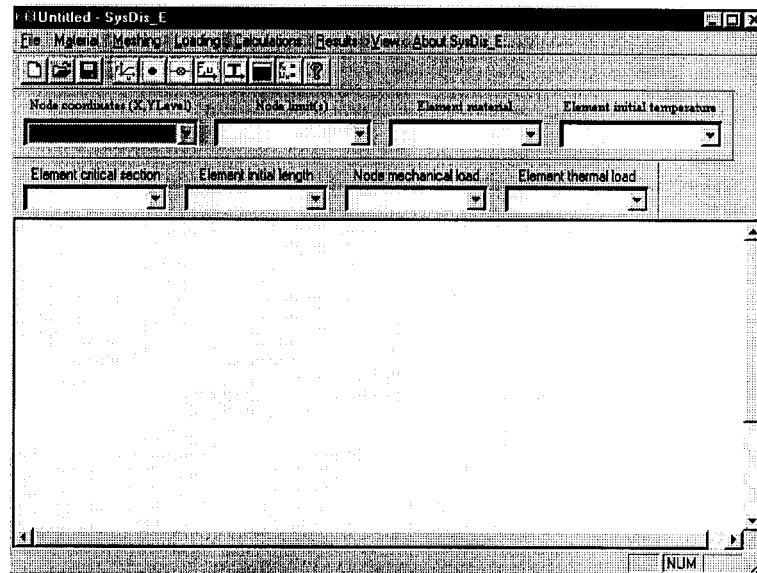


Figure 4.15 Environnement de travail de SysDis.

Les simulations effectuées à l'aide de SysDis sont indépendantes du temps, c'est-à-dire que le temps de réaction des composantes n'est pas pris en considération. Cependant, le programme SysDis travaille uniquement avec des incréments de déplacement, de force et de température. Cela permet à l'utilisateur de simuler l'évolution dans le temps du système. Le système passe donc successivement d'un état à l'équilibre vers un autre état à l'équilibre. À chaque étape de chargement (*loading step*), le programme utilise la même méthode de résolution. Il suffit d'implanter un algorithme qui tiendra compte de l'état précédent. Les incréments de force ou de déplacement sont imposés aux nœuds alors que les incréments de température sont imposés aux éléments. Une distribution de températures non uniforme dans un élément n'est pas considérée. Il est également possible de définir des butées qui limitent le déplacement d'un nœud. La rigidité des butées est considérée infinie dans tous les cas. Les effets de la dilatation thermique peuvent être inclus dans le modèle.

Il est impossible de construire un matériau directement à partir de l'application. Les données d'un matériau doivent être fournies par l'entremise d'un fichier. Les matériaux

peuvent être définis en terme de force-déplacement-température ou contrainte-déformation-température. Les types de matériaux acceptés sont :

1. élastique linéaire;
2. élastique non linéaire;
3. élastoplastique;
4. bilinéaire (AMF);
5. KrigAmf (AMF).

Il est à noter que l'usage des deux derniers types énumérés est destiné aux AMF. L'organisation d'un fichier d'entrée pour un matériau a été normalisée et doit être respectée. Sinon, le programme ne considérera pas les données relatives à ce fichier. Le lecteur pourra consulter l'0 où il retrouvera, pour chacun des matériaux disponibles, un modèle de fichier et la relation constitutive qui s'en dégage. Toutefois, il est nécessaire d'introduire brièvement la notion de krigeage et de présenter les modèles phénoménologiques bilinéaires et KrigAmf car les relations constitutives sont à la base d'une modélisation numérique de qualité.

4.3.2.1 Introduction au krigeage dual [35]

Le krigeage est une méthode d'interpolation d'origine statistique. Son but est de construire une fonction qui estime le comportement d'une fonction aléatoire inconnue à partir d'un échantillonnage de points. Pour ce faire, la fonction estimative ou krigée $u(x)$ est décomposée en une somme de deux termes :

$$u(x) = a(x) + b(x) \quad (4.7)$$

Le terme $a(x)$ appelé dérive constitue la valeur moyenne de la fonction aléatoire. Le terme $b(x)$ appelé covariance représente les fluctuations autour de la valeur moyenne de la fonction aléatoire. La covariance est bâtie de telle sorte que plus la distance entre un

point de mesure et un point interpolé est grande, moins le point de mesure influence la valeur du point interpolé. La covariance est exprimée en fonction de *la covariance généralisée* $K(h)$ où h représente une norme quelconque. En général, h est la distance euclidienne. De plus, la covariance est formée par une combinaison linéaire pondérée de la covariance généralisée. Les formes que peuvent prendre les fonctions $a(x)$ et $K(h)$ sont dictées par le type de comportement à estimer. L'équation (4.8) donne un exemple d'une fonction krigée où l'espace géométrique est d'ordre 1, la dérive et la covariance sont linéaires et où N est le nombre total de points de mesure.

$$u(x) = a_0 + a_1 x + \sum_{i=1}^N b_i |x - x_i| \quad . \quad (4.8)$$

Les inconnus de cette fonction sont les a_i et b_i . En organisant cette fonction sous une forme matricielle, en forçant la fonction $u(x)$ à passer par tous les points de mesure et en imposant des conditions de non-biais, on obtient un système d'équations qu'il suffit de résoudre pour connaître les inconnus. Suite à cette résolution, la fonction krigée permet d'interpoler entre les points de mesures. Lorsque le phénomène à kriger n'est pas une fonction, le krigeage paramétrique est utilisé. Entre autres, ce phénomène se produit lorsque pour une courbe, plusieurs ordonnées correspondent à une abscisse x donnée.

4.3.2.2 Modèles phénoménologiques pour les AMF

Les bibliothèques de fonctions qui gèrent les modèles phénoménologiques actuellement implantés dans SysDis sont le fruit des travaux de Terriault [32], de Terriault et al. [36] et de Trochu et al. [37].

La construction des modèles s'effectue d'abord par l'obtention d'une série de courbes de chargement et de déchargement isothermes à différentes températures. Ensuite, la relation constitutive est construite à partir de points de contrôle prélevés sur les courbes

contrainte-déformation (ou force-déplacement) aux différentes températures. Étant donnée la forme des courbes que présentent les AMF, deux coordonnées normalisées doivent être introduites afin d'être en mesure de générer les surfaces paramétriques. Après avoir appliqué les notions du krigage, les fonctions des surfaces paramétriques permettent de former une enveloppe couvrant l'espace contrainte-déformation-température dans les limites de l'échantillonnage. Il est donc possible par interpolations successives de modéliser le comportement de l'AMF sous des conditions de chargement ou de déchargement différentes. La Figure 4.16 montre l'enveloppe et le volume obtenus par une telle procédure dans le cas d'un modèle bilinéaire et KrigAmf.

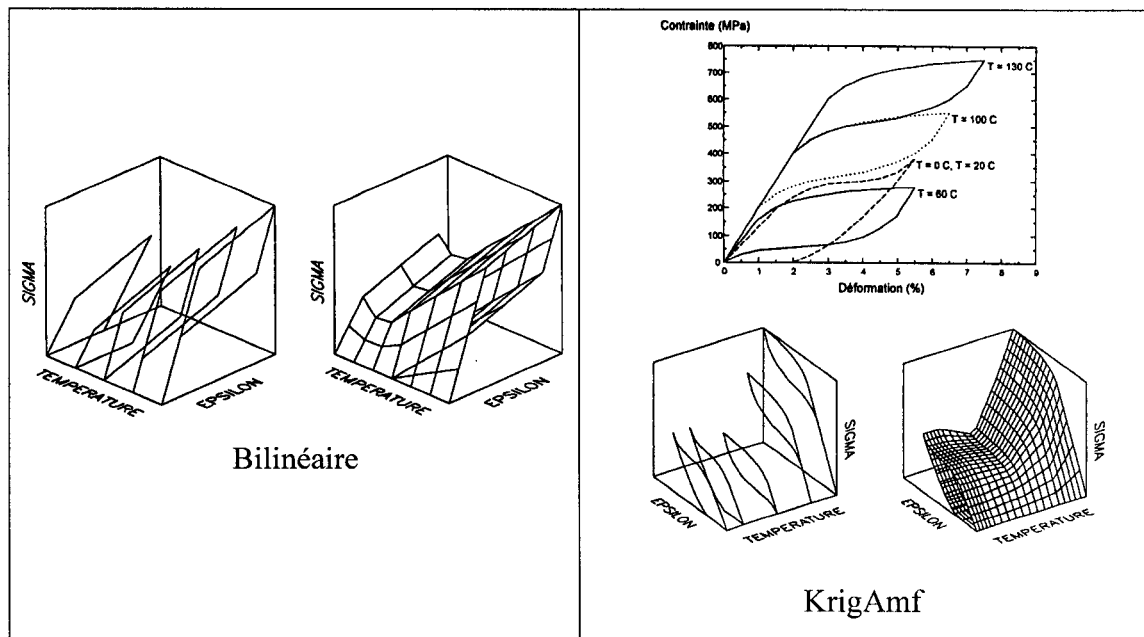


Figure 4.16 Courbes isothermes et surfaces krigées d'un modèle bilinéaire et KrigAmf d'un AMF [32].

Le modèle bilinéaire est en fait une simplification du modèle KrigAmf. Le modèle bilinéaire nécessite moins de points de contrôle et de mémoire ce qui augmente la rapidité de résolution. Il est par contre moins précis que KrigAmf.

Afin de pénétrer à l'intérieur du volume d'hystérésis, Terriault [32] a développé une méthode de projection géométrique des points contenus sur l'enveloppe du volume afin de créer les surfaces des sous-cycles. Les modèles sont donc en mesure de modéliser des sous-cycles d'hystérésis.

Les modèles présentés offrent une solution simple quant à la formation d'une relation constitutive d'un AMF. Selon Terriault [32], KrigAmf est « [...] capable de reproduire tous les principaux comportements thermomécaniques des alliages à mémoire de forme comme la superélasticité, [...], la génération de contraintes au chauffage [...] ». Toutefois, il énonce certaines limitations. Entre autres, les effets reliés à la microstructure et les déformations plastiques ne sont pas incorporés dans le modèle. Finalement, il ajoute que

« Le modèle phénoménologique KrigAmf repose donc sur l'hypothèse que l'alliage demeure toujours dans un régime d'élasticité non linéaire et que les déformations pseudo-plastiques sont complètement récupérables par chauffage ».

4.3.3 Algorithme de calcul

Les AMF ont un comportement non linéaire et hystéritique. Il est donc inévitable d'utiliser un processus itératif pour connaître l'état d'un élément et du système global pour un chargement donné car la rigidité k d'un élément dépend du déplacement. La relation linéaire $F = kU$ devient $F = k(U)U$.

C'est la méthode de Newton-Raphson qui a été préconisée pour le programme SysDis. Elle s'applique aussi bien à un élément qu'au système global. Les relations qui gouvernent cette méthode pour une étape de chargement donnée sont :

$$\Delta \mathbf{R}^{(n-1)} = {}^{t+\Delta t} \mathbf{R} - {}^{t+\Delta t} \mathbf{F}^{(n-1)} \quad (4.9)$$

$${}^{t+\Delta t} \mathbf{K}^{(n-1)} \Delta \mathbf{U}^{(n)} = \Delta \mathbf{R}^{(n-1)} \quad (4.10)$$

$${}^{t+\Delta t}\mathbf{U}^{(n)} = {}^{t+\Delta t}\mathbf{U}^{(n-1)} + \Delta\mathbf{U}^{(n)} \quad (4.11)$$

avec les conditions initiales

$${}^{t+\Delta t}\mathbf{U}^{(0)} = {}^t\mathbf{U} \qquad {}^{t+\Delta t}\mathbf{K}^{(0)} = {}^t\mathbf{K} \qquad {}^{t+\Delta t}\mathbf{F}^{(0)} = {}^t\mathbf{F}$$

où l'indice « n » est associé au nombre d'itérations à l'intérieur d'une étape de chargement et l'indice « t » à l'étape de chargement. La matrice $\mathbf{F}$ contient les forces internes dans les éléments.

Le principe de cette méthode, appliquée à une étape de chargement donnée, est de balancer les forces appliquées aux nœuds avec les forces internes dans les éléments à chaque itération. La différence des forces est placée dans le vecteur $\Delta\mathbf{R}$. Le système d'équations linéaires $\mathbf{K}\Delta\mathbf{U} = \Delta\mathbf{R}$ est ensuite résolu pour trouver les incréments de déplacements $\Delta\mathbf{U}$ résultant de l'application de $\Delta\mathbf{R}$. Ces incréments de déplacements sont ajoutés à chaque itération aux déplacements totaux. La conséquence de cette méthode est que les vecteurs $\Delta\mathbf{U}$ et $\Delta\mathbf{R}$ se rapprochent de zéro à mesure que le nombre d'itérations augmente. En d'autres mots, la valeur du déplacement total dû au chargement externe converge vers la solution exacte. Cette méthode nécessite donc deux critères de convergence : un nombre fini d'itérations et la précision de la solution. Le programme SysDis utilise le vecteur $\Delta\mathbf{R}$ pour vérifier la précision.

4.3.3.1 Méthode de résolution

La méthode de résolution pour une étape de chargement donnée est présentée à la Figure 4.17. Chaque exécution d'une boucle, dans le cas où la convergence serait atteinte, donne la nouvelle configuration à l'équilibre du système. Dans le cas contraire, les données sont réinitialisées aux valeurs de l'étape précédente. Le processus itératif

calcule les incréments de déplacement et de force dus uniquement aux charges mécaniques et thermiques imposées. La dilatation thermique n'est pas incluse dans ces calculs parce que les bibliothèques de matériaux renvoient les informations sur l'état des éléments sans tenir compte de la dilatation thermique. Suite à ce processus itératif, le programme ajoute les incréments de déplacement et de force causés par la dilatation thermique et il contrôle le dépassement des butées.

1. Imposition de ΔT
2. Imposition de $\Delta \mathbf{R}_{\text{mec}}^{(0)}$
3. Calcul de $\mathbf{U}_{\text{dila_rel}}$
4. Processus itératif → pour la n-ième itération, effectuer cette boucle ...
 - a) Assemblage de ${}^{t+\Delta t}\mathbf{K}^{(n-1)}$
 - b) Résolution de ${}^{t+\Delta t}\mathbf{K}^{(n-1)} \Delta \mathbf{U}_{\text{mec}}^{(n)} = \Delta \mathbf{R}_{\text{mec}}^{(n-1)}$
 - c) Calcul de ${}^{t+\Delta t}\mathbf{F}_{\text{mec}}^{(n)}$
 - d) Calcul de $\Delta \mathbf{R}_{\text{mec}}^{(n)}$

... jusqu'à ce que ($\Delta \mathbf{R}_{\text{mec}}^{(n)} < \text{tolérance}$) ou (nombre d'itérations = max.).

Si la convergence n'est pas atteinte, réinitialisation et sauter à 11.
5. Calcul de $\mathbf{R}_{\text{dila}}$
6. Résolution de ${}^{t+\Delta t}\mathbf{K}^{(n-1)} \mathbf{U}_{\text{dila}} = \mathbf{R}_{\text{dila}}$
7. Calcul de ${}^{t+\Delta t}\mathbf{F}_{\text{dila}}$
8. Calcul de ${}^{t+\Delta t}\mathbf{U}_{\text{dila_force}}$
9. Vérification des butées
 - a) Si nécessaire, retour à 4
10. Sauvegarde
11. Fin

Figure 4.17 Boucle de résolution.

- **Calcul de U_{dila_rel}**

Chacun des éléments est borné par deux nœuds. La différence des déplacements de ces deux nœuds donne le déplacement relatif de l'élément. Le déplacement relatif des éléments dû à la dilatation thermique est calculé une fois pour toute la durée de l'exécution de la boucle de résolution. La relation servant à ce calcul pour un élément est classique :

$$U_{dila_rel} = \alpha^{t+\Delta t} L \Delta T \quad (4.12)$$

où « α » est le coefficient de dilatation thermique et « L » la longueur effective de l'élément, c'est-à-dire la longueur ajustée selon les déplacements relatifs antérieurs.

L'application de cette relation à tous les types de matériaux exige deux hypothèses. Premièrement, le coefficient de dilatation thermique est supposé constant. Deuxièmement, en choisissant une longueur effective, la séquence de chargement devient problématique dans le sens où elle fait varier les résultats liés à la dilatation thermique.

L'utilisateur du programme SysDis devra être vigilant sur le choix de la valeur que prend le coefficient de dilatation thermique et sur le choix de la séquence de chargement. À titre d'exemple, pour un AMF (TiNi), il a été démontré expérimentalement par Wasilewski et al. [38] que le coefficient de dilatation thermique est linéaire mais qu'il effectue un saut lors de la transformation martensitique. Il est passé de $6,6 \times 10^{-6}$ à $11,0 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$. Le saut était donc de $4,4 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$. Cependant, pour des plages de températures faibles, l'erreur sur les résultats ne sera pas significative puisque l'effet de la dilatation thermique est négligeable.

- **Résolution de** ${}^{t+\Delta t}\mathbf{K}^{(n-1)} \Delta \mathbf{U}_{\text{mec}}^{(n)} = \Delta \mathbf{R}_{\text{mec}}^{(n-1)}$

La technique choisie afin de résoudre ce système matriciel est la méthode de Cholesky. Cette technique est aussi connue sous le nom de décomposition LU. La littérature abonde d'explications et d'exemples sur ce sujet. Le lecteur peut consulter James et al. [39] pour plus de détails. Cette technique est très performante pour le type de matrice $\mathbf{K}$ que le programme génère : une matrice pleine, symétrique et définie positive.

- **Calcul de** ${}^{t+\Delta t}\mathbf{F}_{\text{mec}}^{(n)}$

Avant de pouvoir obtenir les forces internes dans les éléments, il faut appliquer les incréments de déplacement nodaux trouvés à la configuration précédente. Ensuite, les incréments des déplacements élémentaires (déplacements relatifs) sont calculés à partir de la configuration précédente à l'équilibre. Les bibliothèques des matériaux procurent des fonctions qui retournent les incréments de force dans les éléments. Ces fonctions, à quelques nuances près selon le type de matériau, doivent connaître la configuration précédente à l'équilibre, l'incrément de température, l'incrément du déplacement relatif et le type d'incrément passé à la fonction (ΔU ou ΔF). Enfin, les incréments de force sont ajoutés aux forces internes de l'étape précédente :

$${}^{t+\Delta t}\mathbf{F}_{\text{mec}}^{(n)} = {}^t\mathbf{F}_{\text{mec}} + \Delta \mathbf{F}_{\text{mec}}^{(n)} \quad (4.13)$$

- **Calcul de** $\mathbf{R}_{\text{dila}}$

Les déplacements relatifs des éléments causés par la dilatation thermique étant connus, il faut maintenant les transformer en forces équivalentes appliquées aux nœuds pour considérer leurs effets sur l'ensemble du système. Il faut aussi tenir compte du fait que les déplacements nodaux sont possibles uniquement aux nœuds libres. Le calcul de la

force nodale équivalente pour un nœud se fait à l'aide de :

$$R_{dila} = \pm k U_{dila_rel} + \pm k {}^tU_{dila_force} \quad (4.14)$$

où le symbole « $\pm$ » signifie que le sens de la force est pris en considération.

Le type d'élément du programme donne trois possibilités : ses deux nœuds sont bloqués, un de ses deux nœuds est bloqué et les deux nœuds sont libres. Si les deux nœuds sont bloqués, la force interne dans l'élément sera calculée plus loin. Dans les deux autres cas, les déplacements sont repris par les nœuds libres.

De plus, la fonction intègre le déplacement relatif d'un élément dans le cas où ses deux nœuds auraient été bloqués lors de l'étape(s) précédente et qu'un de ses nœuds (ou ses nœuds) serait relâché à l'étape actuelle. En somme, la force interne emmagasinée dans l'élément est restaurée. Cet effet est ajouté par le deuxième terme de droite de l'équation (4.14).

- **Calcul de ${}^{t+\Delta t}\mathbf{F}_{dila}$ et de ${}^{t+\Delta t}U_{dila_force}$**

Le programme ajoute d'abord les déplacements nodaux obtenus par la résolution de ${}^{t+\Delta t}\mathbf{K}^{(n-1)} U_{dila} = \mathbf{R}_{dila}$. La rigidité des éléments est actualisée. Il évalue ensuite les forces internes et les déplacements relatifs dus à la dilatation thermique lorsque les deux nœuds d'un élément sont immobilisés. Les relations sont :

$${}^{t+\Delta t}\mathbf{F}_{dila} = {}^t\mathbf{F}_{dila} \pm {}^{t+\Delta t}\mathbf{K}^{(n)} U_{dila_rel} \quad (4.15)$$

$${}^{t+\Delta t}U_{dila_force} = {}^tU_{dila_force} + U_{dila_rel} \quad (4.16)$$

- **Vérification des butées**

La vérification des butées se fait en deux étapes. La première étape sauvegarde les forces aux nœuds pour l'ensemble du modèle en évitant d'inclure les effets de la dilatation thermique. La sommation porte donc sur la variable ${}^{t+\Delta t}F_{mec}^{(n)}$. Ces forces correspondent aux forces de réaction aux nœuds avant l'imposition des butées. La coordonnée de tous les nœuds est comparée à la coordonnée des butées. Par la suite, un déplacement provenant de la comparaison des coordonnées est imposé à tous les nœuds qui débordent. Le programme réinitialise les variables nécessaires en gardant les déplacements imposés et recommence le processus de résolution au début de l'étape 4 (voir Figure 4.17). En fait, le programme résout un nouveau modèle.

Une fois que le nouveau modèle a franchi toutes les étapes antérieures, les nouvelles forces de réaction aux nœuds sont stockées en suivant les mêmes règles qu'auparavant. Ces forces sont confrontées aux forces de réaction avant l'imposition des butées. Si un déplacement nodal a été surestimé, la valeur absolue de la force de réaction sur ce nœud après l'imposition des butées sera supérieure à celle avant l'imposition des butées, ce qui est inacceptable. Dans ce cas, le programme réinitialise les variables nécessaires et recommence le processus de résolution à l'étape 4. Toutefois, la fonction n'impose plus un déplacement mais la valeur de la force en trop.

La vérification des butées allonge le temps de calculs puisque le processus itératif peut être répété jusqu'à trois fois. Finalement, si tous les critères sont rencontrés, la sauvegarde des résultats est effectuée.

4.3.3.2 Traitement des déplacements imposés

Les déplacements imposés, qu'ils soient nuls ou non, sont traités à l'aide de la méthode de pénalisation. Cette méthode consiste à ajouter sur la diagonale de la matrice **K** à la

ligne associée au nœud imposé une grande rigidité fictive. Aussi, la valeur du déplacement prescrit est multipliée par la rigidité fictive dans le vecteur **R**. Plus la rigidité fictive tend vers l'infini, plus la valeur du déplacement calculé se rapproche de la valeur exacte. Cette méthode a l'avantage d'éviter de réorganiser le système matriciel. Il suffit d'ajouter la rigidité fictive aux endroits appropriés.

Le type de chargement pour chacun des nœuds est constamment suivi dans le programme. Une des raisons est que la vérification des butées peut modifier une force en un déplacement imposé et vice versa. La matrice **K** et le vecteur **R** doivent être ajustés en conséquence. Cela permet de connaître la situation d'un élément lorsque l'on veut ajouter les effets de la dilatation thermique car les nœuds libres et les nœuds immobilisés sont connus. Aussi, les nœuds ayant des déplacements prescrits sont traités différemment par le programme lors de la vérification de la convergence avec le critère de précision. Il est en effet inutile de vérifier la convergence à ces nœuds puisque le déplacement est connu.

4.3.4 Simulation d'un fusible en AMF à l'aide de SysDis

Le programme SysDis est un outil de modélisation simple et intéressant. Cependant, dans la version actuelle, il n'est pas utile dans le cadre de ce projet. Il a été mentionné que les relations constitutives ne prennent pas en compte la plasticité et qu'elles sont basées sur l'hypothèse que le matériau demeure dans un régime élastique non linéaire. Or, les essais afin de déterminer la déformation ε_{TO} et $d\sigma/dT$ ont démontré que des déformations plastiques sont présentes et que la pseudo-plasticité n'est pas complètement récupérée au chauffage. Le modèle phénoménologique KirgAmf est donc incapable de reproduire les phénomènes physiques du matériau à l'étude.

Dans le cas où le matériau ne présenterait pas de déformation plastique, Terriault [32] stipule que KirgAmf est capable de reproduire la génération de contraintes. Pourtant,

une validation quantitative de KrigAmf à partir d'essais sur le comportement d'une rondelle Belleville a sous-estimé la valeur réelle de la force générée de 40% [32]. Les présents essais ont démontré que la contrainte σ_G était supérieure à la contrainte obtenue par un essai de traction isotherme à 140°C pour une déformation équivalente. Ainsi, le modèle n'aurait pas été en mesure de reproduire correctement la σ_G puisque sa valeur se situe hors du volume qui aurait été construit. Il faut rappeler ici que les modèles phénoménologiques sont fondés sur une méthode d'interpolation. La section 1.3.2 fait ressortir qu'il est nécessaire d'introduire d'autres paramètres que les relations contrainte-déformation-température pour comprendre et décrire la génération de contraintes au chauffage. La valeur des contraintes générées et la plage de température sont reliées à la déformation ε_T , la rigidité des supports, la température de déformation et les propriétés mécaniques de l'austénite. Un modèle construit à partir d'essais de traction isothermes n'est pas en mesure d'introduire tous ces aspects. En somme, les relations constitutives actuelles sont inadéquates pour la génération de contraintes au chauffage.

Il est donc proposé d'inclure de nouvelles relations constitutives phénoménologiques à partir d'essais sur la génération de contraintes directement. Le programme pourra faire un couplage entre les diverses relations afin de mieux reproduire les phénomènes. Les relations contrainte-température pourraient être krigées en intégrant la déformation totale, la rigidité des supports et/ou la température de déformation. En fait, il suffirait d'appliquer la même procédure que les relations constitutives présentement établies. Cependant, cette solution requière une sélection judicieuse des paramètres à intégrer parce qu'elle nécessite un investissement de temps et d'argent important. De plus, la distribution de température dans l'échantillon est un aspect épineux lors des essais expérimentaux. Une attention particulière devra être portée sur ce point puisqu'elle modifie le comportement du matériau lors de la génération de contraintes.

Étant donné que la formulation est basée sur les déplacements, la génération de contraintes devra être incorporée par un terme additionnel similaire à la dilatation

thermique. La force dans un élément engendrée par la génération de contraintes serait alors calculée dans le cas où la relation constitutive serait donnée en terme de contrainte par

$$F = \frac{\sigma_T}{L_e} V \Delta T \quad (4.17)$$

où $\frac{\sigma_T}{L_e}$ est la variation de la contrainte en fonction de la température $d\sigma/dT$ normalisé par la longueur de l'échantillon lors des essais ($\frac{\text{Pa}}{^\circ\text{C m}}$) et V est le volume de l'élément.

Le paramètre $\frac{\sigma_T}{L_e}$ est introduit parce que la contrainte générée varie en fonction de la longueur de l'échantillon. Dans le cas où les supports seraient infiniment rigides, aucun problème ne se pose puisque les déplacements sont nuls et une seule courbe est nécessaire pour une ε_T et T_d données. Dans le cas contraire, les relations constitutives devront intégrer l'évolution de la contrainte générée en fonction de la rigidité des supports. Avec une rigidité constante, le modèle nécessite qu'une seule courbe pour une ε_T et T_d données. Par contre, un processus itératif adapté sera nécessaire pour calculer la rigidité des supports, la force générée et *les déplacements* aux nœuds lorsque la rigidité n'est pas infinie. Si la rigidité sort du domaine élastique, la relation constitutive de la génération de contraintes pour une ε_T et T_d données devra être représentée par une surface.

Afin de compléter la généralité du programme SysDis en terme de génération de contraintes, il serait nécessaire d'introduire la possibilité de définir des butées dont la rigidité est variable et un coefficient de dilatation thermique variant en fonction de la température. Ainsi, le programme pourrait simuler une déformation élastique ou plastique lors du serrage d'une pièce quelconque par un AMF. Quant à la modélisation

d'un fusible, il faudra être en mesure de définir un facteur de concentration de contraintes sur un ou plusieurs éléments.

4.4 Discussion sur la modélisation d'un fusible en AMF

La solution présentée à la section précédente pour intégrer la génération de contraintes dans le programme SysDys, quoique intéressante, peut devenir rapidement lourde à gérer. Elle nécessite des essais expérimentaux rigoureux et une implémentation complexe. De plus, une distribution de température semblable au modèle 1 de la section 4.2.3 rend le programme inutile.

Les simulations thermoélectriques semblent intéressantes pour déterminer a priori la distribution de température. Il est possible d'incorporer l'enthalpie de transformation et la variation de K et ρ_{el} en fonction de la température. Toutefois, il sera nécessaire de mesurer la variation de c_p (chaleur spécifique) en fonction de la température lors de la génération de contraintes pour vérifier sa distribution au chauffage. De plus, ces simulations négligent un aspect fondamental du phénomène : l'énergie mécanique associée à la génération de contraintes. Avec une distribution de température non uniforme dans le fusible, cela complique encore plus les choses : transformation de phase partielle dans certaine région, contrainte induite avant la transformation dans d'autres régions ...

Volkov [28] a proposé récemment un modèle thermomécanique couplé pour les AMF qui tient compte de la dissipation de chaleur par la transformation de phase et par l'énergie mécanique interne. Cependant, le modèle n'a été que partiellement validé avec de bons résultats en considérant uniquement les effets thermiques de la transformation de phase. Ce module de calculs n'a malheureusement pu être utilisé dans le cadre de ce projet par incompatibilité de fichiers.

Tanaka [40,41] propose une théorie constitutive fondée sur la thermodynamique et la cinétique de la transformation de phase. Il stipule que cette théorie donne de bons résultats pour des cas de tension uniaxiale. Certains paramètres physiques mesurés sont nécessaires pour l'appliquer. Une simulation de la génération de contraintes au chauffage est effectuée sans comparer les résultats avec des essais expérimentaux. La simulation semble correcte. Cependant, encore une fois, la validation qualitative simule un fil où la variation de température est homogène.

En somme, la simulation d'un fusible en AMF ou plus généralement, de la génération de contraintes, n'est pas assurée jusqu'à maintenant. La nécessité d'un modèle plus général est évidente. La conception d'un fusible n'est pas compromise pour autant. La prochaine section tente donc d'orienter le processus de conception en fonction des résultats obtenus.

4.5 Élaboration d'un fusible en AMF

La section précédente signale que l'avancement des travaux ne permet pas de modéliser l'ensemble des phénomènes qui interviennent lors du fonctionnement d'un fusible en AMF. De plus, le lecteur doit être conscient qu'aucune considération technique spécifique (courant nominal, dimensions, etc.) n'a été incluse dans ce projet. Il est donc plus difficile de limiter les critères de conception. Malgré cela, il est désormais possible d'orienter la conception d'un fusible en AMF même si selon les spécifications et d'après les résultats récoltés, ils existent une multitude de possibilités. Cette section donne donc quelques lignes directrices en intégrant les connaissances acquises durant ce projet.

4.5.1 La température de recuit et la contrainte de rupture

Une méthode de sélection du traitement thermique est présentée à la section 2.2.3. Le facteur d'optimisation p est associé à l'enthalpie totale de transformation — la quantité

de chaleur latente totale lors de la transformation martensitique inverse — et à la dureté. Il est mentionné que les températures de transformation devront être prises en considération lors du développement d'une application spécifique. Cependant, il appert que la température M_d est un choix plus judicieux puisqu'elle détermine la température critique de rupture, la contrainte de rupture et l'énergie calorifique maximale dégagée par le fusible. L'importance des températures de transformation devient secondaire pour la conception du fusible mais demeure cruciale quant à sa fabrication. Il a été noté que M_d suit la même tendance que la dureté : plus la température de recuit augmente — plus les effets de l'érouissage à froid sont éliminés — plus M_d diminue. Les résultats des essais de traction isothermes et de *DSC* seront donc combinés. Enfin, il est important de mentionner que la température de recuit a aussi un effet sur $d\sigma/dT$ comme le montre la Figure 4.18.

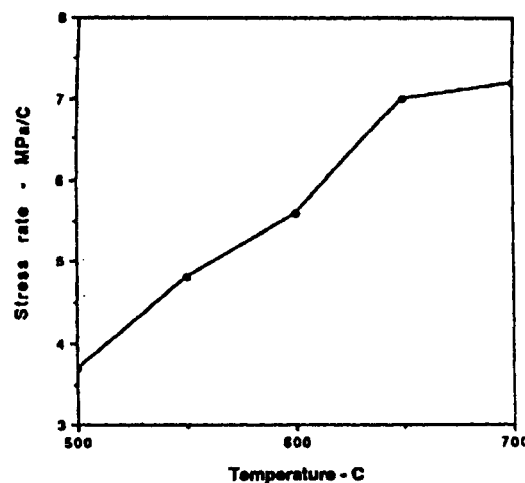


Figure 4.18 Variation de $d\sigma/dT$ en fonction de la température de recuit [20].

4.5.2 La température de déformation et la déformation totale

Cette étude n'a pas permis d'établir l'effet combiné de T_d , des phases en présence et de ε_T sur la contrainte générée. Cependant, la température T_d doit être inférieure ou égale à

M_s . La recherche de ε_{TO} semble indiquée parce que la déformation ε_T doit assurer une contrainte générée supérieure à la contrainte de rupture de la section réduite du fusible sur une plage de température acceptable. De plus, le concepteur doit tenir compte de la diminution de la contrainte générée par fatigue et de la relaxation possible sous l'effet du temps si une contrainte générée est maintenue en service normal. La diminution de la contrainte générée par fatigue (sous l'effet de cycles thermomécaniques) peut représenter une perte de 10%[7]. L'effet de la relaxation et même son existence n'ont pu être établis dans le cadre de ce projet. Par contre, le concentrateur de contraintes peut diminuer la contrainte de rupture à la section réduite. À titre d'exemple, son influence sur les échantillons utilisés dans ce projet était d'environ 15%. En fait, en ayant une contrainte générée maximale potentielle (sans concentrateur) importante, le fusible est sécuritaire et la force maximale que devra supporter les encastresments demeure toujours égale à la force de rupture du fusible.

4.5.3 Géométrie du concentrateur (section réduite)

Le concentrateur a relativement peu d'effet sur la contrainte. Ainsi, l'optimisation devrait porter sur la section réduite plutôt que sur le concentrateur lui-même. En d'autres mots, dans une première phase de conception, le facteur de rupture peut être négligé. La valeur de la section réduite devra être définie en fonction de la température M_d et de la contrainte de rupture du matériau à cette température. En modifiant la section réduite, on pourra obtenir différent type de fusible pour un courant donné. Si la température atteinte en service normal est près de M_d , le fusible sera rapide et efficace contre les surcharges et les courts-circuits. En revanche, si elle est plus faible, le temps d'activation sera plus long et le fusible ne protégera pas le circuit contre tous les courants. À titre d'exemple, une hausse de 1,198 A lors des essais résumés au Tableau 3.1 n'a pas été suffisante pour provoquer la coupure du courant. Ainsi, en modifiant uniquement la section réduite et en ayant une contrainte générée satisfaisante pour la rupture du fusible, il sera possible de créer une gamme de fusible. Cependant, la variation de la température ambiante T_a

pourra constituer une limite importante. La hausse de T_a pourrait provoquer la rupture du fusible en service normal si la température atteinte sous l'effet Joule est trop près de M_d .

4.5.4 Distribution de température et longueur effective du fusible

La distribution de température dans le fusible dépendra évidemment des liens mécaniques et du matériau (ou fluide) entourant le fusible. Une distribution uniforme semble avantageuse pour la modélisation et le contrôle de la contrainte générée mais elle constitue un paradigme : elle n'est pas nécessaire à l'obtention d'un fusible fonctionnel. En fait, la distribution de température doit faire en sorte que la rupture ait lieu à la température M_d . Même si la ténacité du matériau atteint un minimum à M_d , cela n'empêche pas que la génération de contraintes soit suffisante pour provoquer la rupture du fusible avant M_d . Par contre, comme l'indique la Figure 3.12, si la température dépasse M_d , le fusible ne se rompra pas. La longueur effective devra donc être optimisée en fonction de la distribution de température et de la contrainte générée. À titre d'exemple, les essais présentés au chapitre 3 ont démontré que la longueur effective totale n'a pas été utile pour activer la rupture du fusible. Enfin, dans le cas où la géométrie d'un fusible conventionnel serait identique à celle d'un fusible en AMF, la puissance dissipable du fusible en AMF devra être plus importante. La température de rupture du fusible en AMF étant approximativement 10 fois moins élevée que celle d'un fusible conventionnel, l'enveloppe de l'élément en AMF devra être en mesure d'évacuer la chaleur produite par effet Joule afin de maintenir le fusible à une température d'opération appropriée.

CONCLUSION

Le présent projet a porté sur l'analyse de faisabilité *technique* d'un fusible en alliage à mémoire de forme. Le but visé était de développer et de valider une démarche de conception permettant d'atteindre une précision appropriée au niveau du courant et de la température de coupure. Les objectifs étaient de concevoir, modéliser, évaluer et valider un fusible générique.

Dans le cadre de ce projet, l'évaluation du comportement thermomécanique du matériau a permis de faire ressortir les paramètres de contrôle à considérer lors de la conception d'un fusible. Les essais réalisés ont permis de valider le concept puisqu'ils prouvent qu'il est possible de concevoir un fusible dont la variation de température de rupture est moins de 1°C. Le but fixé au début de ce projet est donc atteint. Toutefois, il faut mentionner que les essais ont porté sur des échantillons avec une géométrie identique et sur le même matériau. Le chauffage par effet Joule a été causé uniquement par un courant *continu* sur une plage de 0 à 12 A pour une tension électrique entre 0 et 12 V.

Plus spécifiquement, cette étude a permis d'élaborer une méthode améliorée quant à la sélection du traitement thermique optimal à appliquer au matériau. Le lien a été établi entre la température M_d — la température limite supérieure au dessus de laquelle la transformation martensitique directe n'a pas lieu sous l'effet d'une augmentation de contraintes —, la température et la contrainte de rupture. Il est également démontré que les facteurs de concentration de contraintes théoriques ne sont pas appropriés pour ce type de problème. Il est préférable d'optimiser la géométrie d'un concentrateur par une analyse numérique intégrant la relation contrainte-déformation à la température de rupture envisagée. Une méthode afin d'incorporer dans une analyse numérique l'enthalpie de transformation lors de la génération de contraintes au chauffage est avancée. Une relation constitutive fondée sur le krigeage et dédiée uniquement à la génération de contraintes est proposée. Des lignes directrices sont données afin

d'élaborer un fusible en AMF. Par contre, la conception d'un fusible à partir de spécifications techniques préétablies n'a pas été accomplie. La modélisation d'un fusible n'intégrait pas l'ensemble des phénomènes reliés aux AMF. Même si les objectifs n'ont pas tous été remplis, il est possible d'avancer que cette technologie a un potentiel remarquable.

En somme, la mise en marché éventuelle d'une panoplie de fusibles en AMF ne devrait pas être écartée. Mais avant d'y arriver, il faudra encore quelque temps de recherche et de développement. Au niveau expérimental, il est recommandé d'évaluer l'effet du temps sur la contrainte générée lorsque la température est maintenue constante. En d'autres mots, il faut déterminer s'il y aura une relaxation de la contrainte générée en service normal. Aussi, il est suggéré d'analyser l'effet combiné de la température de déformation T_d , des phases présentes et de la déformation appliquée totale ε_T sur la contrainte générée maximale σ_{GM} . Cela favorisera la compréhension de l'influence du mode de déformation sur la contrainte σ_{GM} . Le but ultime de ces essais est de généraliser la procédure de chargement initiale du fusible en fonction des propriétés du matériau sans refaire tous les essais d'optimisation. L'aspect modélisation devra être approché d'une façon plus fondamentale afin d'être en mesure de simuler un fusible en AMF. Enfin, un investissement financier important principalement destiné aux essais expérimentaux s'impose : l'évolution rapide des phénomènes physiques impliqués lors de l'activation du fusible nécessite des appareils de mesure performants.

RÉFÉRENCES

1. COLLECTION J3E PRATIQUE (1998). Les fusibles, Paris, pp. 69.
2. FUNAKUBO, H. (1986). Shape Memory Alloys, Gordon and Breach Science Publishers, pp. 275.
3. PATOOR, E. et BERVEILLER, M. (1994). Technologie des alliages à mémoires de forme, Hermès, Paris, pp. 288.
4. WAYMAN, C.M., et DUERIG, T.W. (1990). An Introduction to Martensite and Shape Memory, Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, London : Butterworth-Heinemann, p. 3-19.
5. PROFT, J., et DUERIG, T.W. (1990). The Mechanical Aspects of Constrained Recovery, Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, London : Butterworth-Heinemann, p. 115-129.
6. TOBUSHI, H., et al. (1992). Recovery Stress and Recovery Strain of NiTi Shape Memory Alloy (Cyclic Properties Under Constant Residual Strain and Constant Maximum Stress), JSME International Journal, 35, no 1, p. 84-90.
7. CAI, W., ZHANG, C.S. et ZHAO, L.C. (1994). Recovery Stress of Ni-Ti-Nb Wide-Hysteresis Shape Memory Alloy Under Constant Strain and Thermomechanical Cycling, Journal of Material Science Letters, 13, p. 8-9.
8. PERKINS, G.R. et al. (1975). Thermomechanical characteristics of alloys with thermoelastic martensite, Shape Memory Effects in Alloys, Plenum Press, New York, p. ??.

- 9 SHIPSHA, V.G. et al. (1993). Regularities of generation and relaxation or recovery stress in CuAlMn alloy, Functional and mechanical properties of materials and its computer modeling, Pskov, p. 505-509
- 10 MONASEVICH, L.A. et al. (1989). X-Ray studies of mechanism of martensitic deformation of titanium nickelide, Novgorod, Leningrad, p. 28-29. (In Russian).
- 11 GUNTER, V.E. (1979). Investigation of shape memory effects in TiNi alloys, Thèse de doctorat Tomsk., pp. 140. (In Russian).
- 12 PROKOSHKIN, S.D. et al. (1992). Structure and properties of TiNi alloys after thermomechanical treatment, Proc. of XXVII Interrepublic seminar, Actual problems of strength, Ukhta, p. 151-154. (In Russian).
13. MELTON, K.N. (1990). Ni-Ti based shape memory alloys, Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, London : Butterworth-Heinemann, p. 21-35.
14. MILLIGAN, V.R. (1980). Determination of phase transformation temperatures of TiNi using differential thermal analysis, Titanium 80, Science and Technology, Proceedings of the 4th International Conference on Titanium, Kyoto, Japon.
15. MARQUEZ, J., SLATER, T. et SCZERZENIE, F. (1997). Determining the transformation temperatures of NiTi alloys using differential scanning calorimetry, SMST-97, Asilomar Conference Center, Pacific Grove, California, USA, pp. 13-18.
16. KAO, M.Y. et al. (1992). Characterization of NiTi shape memory wires by differential scanning calorimetry and transmission X-Ray diffraction, Mat. Res. Soc. Symp. Proc., Materials Research Society, Vol. 246, pp. 225-233.

17. LIU, Y. et al. (1997). Some aspects of the properties of NiTi shape memory alloy, Journal of Alloys and Compounds, 247, p. 115-121.
18. GOUBAA, K. et al. (1992). Efficiency of various techniques in detecting the R-phase in Ni-Ti, Ni-Ti-Cu and Ni-Ti-Co shape memory alloys, Scripta Metallurgica et Materiala, Vol. 26, pp. 1163-1168.
- 19 DORLOT, J.M., BAÏLON, J.P. et MASOUNAVE, J. (1996). Des Matériaux, 2^e Ed., Éditions de l'École Polytechnique de Montréal, Canada, pp. 467.
- 20 DUERIG, T.W. et ZADNO, R. (1990). An Engineer's Perspective of Pseudoelasticity, Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, London : Butterworth-Heinemann, p. 369-393.
- 21 SACÉPÉ, N. (1999). Étude phénoménologique et microstructurale de l'alliage à mémoire de forme Ni-Ti soumis à des sollicitations thermomécaniques cycliques, Mémoire de maîtrise de l'École Polytechnique de Montréal, Canada.
22. LIN, P.H. et al. (1996). Influence of Strain Rate on Deformation Properties of TiNi Shape Memory Alloy, JSME International Journal, Vol. 39, No. 1, p. 117-123.
23. KAPGAN, M. et MELTON, K.N. (1990). Shape Memory Alloy Tube and Pipe Couplings, Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, London : Butterworth-Heinemann, p. 137-148.
24. DUERIG, T.W., MELTON, K.N. et PROFT, J.L. (1990). Wide Hysteresis Shape Memory Alloys, Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, London : Butterworth-Heinemann, p. 131-136.

25. CYDZIK, E. (1990). The Design of Electrical Interconnection Systems with Shape Memory Alloys, Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, London : Butterworth-Heinemann, p. 149-157.
26. BORDEN, T. (1990). Shape Memory Alloy Fastener Rings, Engineering Aspects of Shape Memory Alloys, London : Butterworth-Heinemann, p. 158-169.
27. PILKEY, W.D. (1997). Peterson's Stress Concentration Factors, 2nd Ed., John Wiley & Sons , New York, NY.
28. VOLKOV, O. (1999) Modélisation du comportement thermomécanique des alliages à mémoire de forme, Mémoire de maîtrise de l'École Polytechnique de Montréal, Canada.
29. BRAILOVSKI, V., TROCHU, F. et DAIGNEAULT, G. (1996). Temporal characteristics of shape memory linear actuators and their application to circuit breakers. Materials & Design, Vol. 17, No. 3, p.151-158.
30. TROCHU, F., SACEPE, N., VOLKOV, O. et TURENNE, S. (1998). Characterization of TiNi shape memory alloys using dual kriging interpolation. International Conference on Martensitic Transformation ICOMAT'98, Material Science & Engineering A.
31. TROCHU, F. et al. (1997). Shape memory alloys and their industrial applications, Rapport EPM/RT-97-27, Éditions de l'École Polytechnique de Montréal, Canada.
32. TERRIAULT, P. (1997) Modélisation par éléments finis du comportement thermomécanique de composantes en alliage à mémoire de forme, Thèse de doctorat de l'École Polytechnique de Montréal, Canada.

33. BATHE, K.J. (1996). Finite Element Procedures, Prentice Hall.
34. COOK, R.D., MALKUS, D.S., PLESHA, M.E. (1989), Concepts And Applications Of Finite Element Analysis, 3rd Ed., John Wiley & Sons, New York, NY.
35. TROCHU, F. (1999). Krigeage en CAO et FAO, Notes de cours, École Polytechnique de Montréal, Canada.
36. TERRIAULT, P., MEUNIER, M.A. et TROCHU, F. (1997). Application of Dual Kriging to the Construction of a General Phenomenological Material Law for Shape Memory Alloys, Journal of intelligent Material Systems and Structures, Vol. 8, no. 7, p. 605-618.
37. TROCHU, F., MEUNIER, M.A. et TERRIAULT, P. (1994). Modélisation thermomécanique d'un alliage à mémoire de forme en sollicitation uniaxiale, Actes de IA-SMA 94, Québec, Canada.
38. WASILEWSKI, R.J., BUTLER, S.R. et HANLON, J.E. (1967). On the Martensitic Transformation in TiNi, Metal Science Journal, Vol. 1, p. 104-110.
39. JAMES, M.L., SMITH, G.M. et WOLFORD, J.C. (1993). Applied Numerical Methods for Digital Computation, 4th Ed., HarperCollins College Publishers, New York, NY, pp. 709.
40. TANAKA, K. (1986). A Thermomechanical Sketch of Shape Memory Effect: One-dimensional Tensile Behavior, Res. Mech., 18, pp. 251-263.

41. TANAKA, K. (1990). A Phenomenological Description on Thermomechanical Behavior of Shape Memory Alloy, J. Pressure Vessel Technology., Vol. 112, pp. 158-163.

ANNEXE

DONNÉES RELATIVES AUX TYPES DE MATÉRIAUX DISPONIBLES DANS LE PROGRAMME SYSDIS

Dans tous les fichiers d'entrée, le symbole « # » indique au programme que l'ensemble des caractères suivants sur cette ligne est un commentaire. De plus, les données insérées dans ces fichiers correspondent à la relation contrainte-déformation du matériau. Les coefficients nécessaires pour une étude en trois dimensions sont disponibles. Dans le cas des types de matériau élastique non linéaire et KrigAmf, le fichier contient plusieurs relations contrainte-déformation isothermes pour une plage de température donnée. Les unités ne sont pas spécifiées. C'est à l'utilisateur d'être consistant lors de la création des fichiers et lors de la détermination des paramètres du modèle.

Pourtant, le programme SysDis fonctionne en terme de forces et de déplacements et il évalue le comportement d'un système en une dimension. Cela ne pose aucune difficulté. Il suffit de faire correspondre les termes correctement. Par exemple, la rigidité k du matériau sera placée après le mot clé *Young*. Les coefficients inutiles pour le programme sont simplement ignorés.

Au départ, les fichiers ont été construits pour le programme de calcul SimAmf développé à l'École Polytechnique de Montréal par Terriault [32]. Ce module travaille en trois dimensions et en terme de contrainte et de déformation. Ceci explique donc l'organisation « inappropriée » de ces fichiers pour le programme SysDis. Le but était d'éviter de réécrire ou de modifier le code qui lit les fichiers d'entrée.

Ces données peuvent être obtenues du fournisseur ou par des essais expérimentaux. Dans le cas des AMF, il est souvent préférable de réaliser des essais de validation puisque les traitements thermiques influent beaucoup sur leur comportement.

A.1 Élastique linéaire

Le fichier d'entrée doit avoir l'extension *els* (ex. : bidon.els). Les données sont organisées ainsi dans le fichier :

```
# Définition d'un matériau élastique linéaire
Young      100000.0
Poisson    0.3
ThermalExp 0.000005
```

Le mot clé *ThermalExp* donne la valeur du coefficient de dilatation thermique.

La relation contrainte-déformation donne :

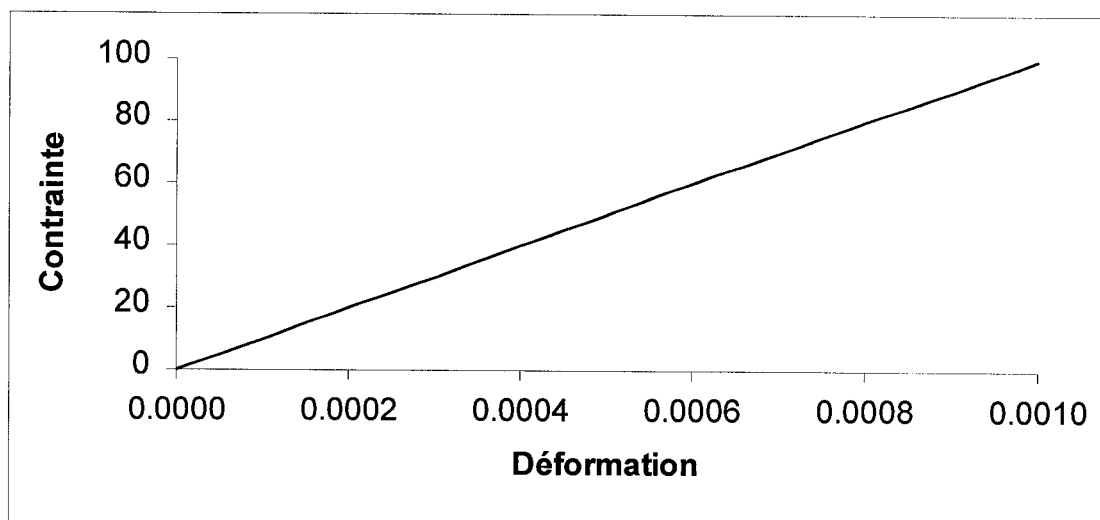


Figure A.1 Relation contrainte-déformation pour un matériau du type élastique linéaire.

A.2 Élastique non linéaire

Le fichier d'entrée doit avoir l'extension *nl*n (ex. : bidon.nln). Les données sont organisées ainsi dans le fichier :

```

# Fichier d'un matériau non linéaire
PoissonRatio 0.3
ThermalExpCoef 0.000005
NbCurves 3
Curve 1
Temperature 0.0
YoungModulus 50000.0
NbPoints 6
1 strain 0.000 stress 0.0
2 strain 0.003 stress 150.0
3 strain 0.007 stress 350.0
4 strain 0.015 stress 500.0
5 strain 0.030 stress 650.0
6 strain 0.060 stress 800.0
Curve 2
Temperature 20.0
YoungModulus 50000.0
NbPoints 5
1 strain 0.000 stress 0.0
2 strain 0.004 stress 200.0
3 strain 0.012 stress 350.0
4 strain 0.027 stress 500.0
5 strain 0.057 stress 650.0
Curve 3
Temperature 40.0
YoungModulus 50000.0
NbPoints 6
1 strain 0.000 stress 0.0
2 strain 0.005 stress 150.0
3 strain 0.015 stress 350.0
4 strain 0.030 stress 500.0
5 strain 0.060 stress 650.0
6 strain 0.070 stress 700.0

```

Ce fichier contient trois définitions de courbes : une courbe à 0°, une autre à 20° et une courbe à 40°. Il est à noter que le nombre de points définissant une courbe à une température donnée peut varier. Le mot clé *ThermalExpCoef* donne la valeur du coefficient de dilatation thermique.

La relation contrainte-déformation pour les trois températures donne :

.

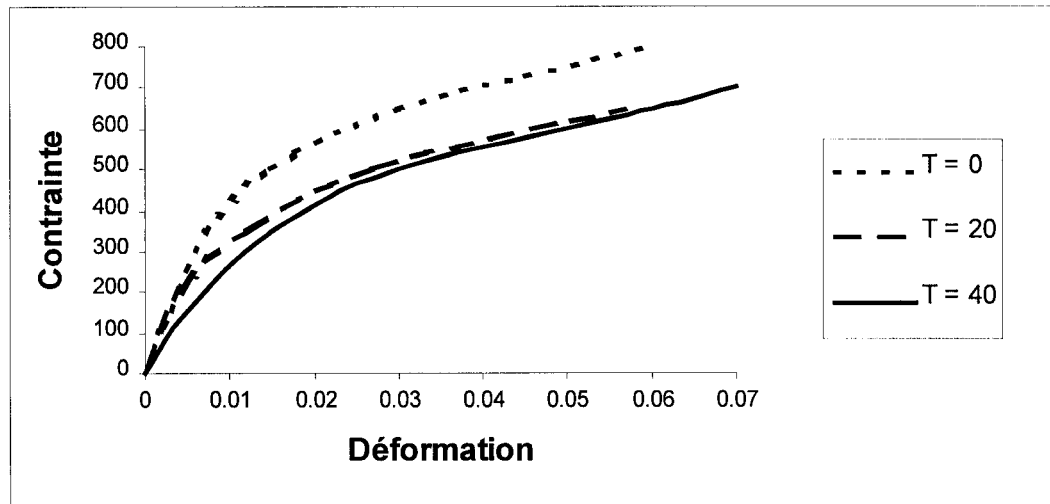


Figure A.2 Relation contrainte-déformation pour un matériau du type élastique non linéaire à différentes températures.

A.3 Élastoplastique

Le fichier d'entrée doit avoir l'extension *epc* (ex. : bidon.epc). Les données sont organisées ainsi dans le fichier :

```
# Définition d'un matériau élastoplastique
Young    100000.0
SlopeH    20000.0
Poisson   0.3
Sy        400.0
Tref      20.0
dSy/dT    -5.0
ThermalExp 0.000005
```

Le mot clé *SlopeH* désigne la pente du plateau de plastification. S_y donne la contrainte à l'écoulement. T_{ref} est la température de référence. Le mot clé dS_y/dT donne le taux de variation de la contrainte à l'écoulement en fonction de la température. La valeur suivie du terme *ThermalExp* est le coefficient de dilatation thermique. La relation contrainte-déformation à différentes températures donne :

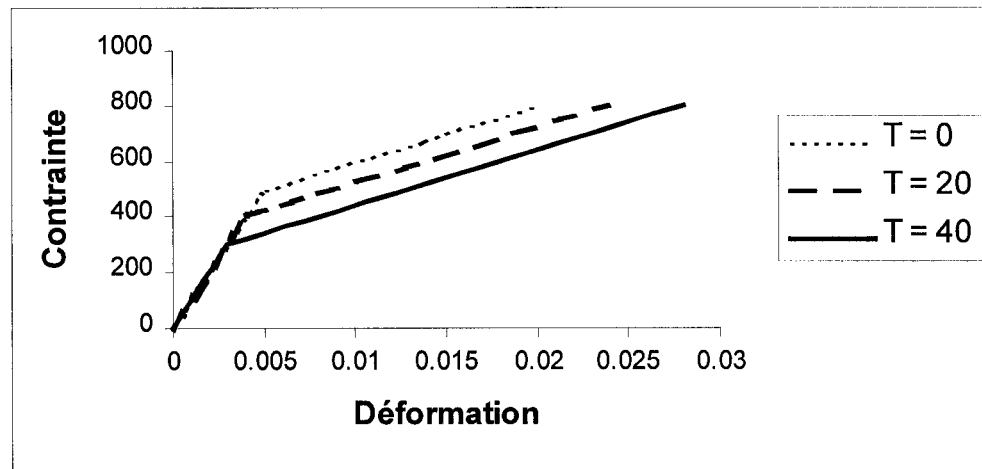


Figure A.3 Relation contrainte-déformation pour un matériau du type élastoplastique à différentes températures.

A.4 Bilineaire

Le fichier d'entrée doit avoir l'extension **bln** (ex. : bidon.bln). Les données sont organisées ainsi dans le fichier :

```
# Définition d'un matériau bilinéaire
Young    200000.00
SlopeH    50000.00
Epsilon_Mf 0.009
Sigma_Ms   600.00
Sigma_Af   200.00
Poisson    0.30
ThermalExp 0.000005
```

Le modèle bilinéaire est une simplification du comportement d'un AMF superélastique. La valeur de la pente du plateau de transformation de phase est donnée par *SlopeH*. Les termes suivants sont respectivement la déformation à la fin de la transformation martensitique (*Epsilon_Mf*), la contrainte au début de la transformation martensitique (*Sigma_Ms*) et la contrainte à la fin de la transformation austénitique (*Sigma_Af*). Le

terme *ThermalExp* désigne le coefficient de dilatation thermique.

La relation contrainte-déformation donne :

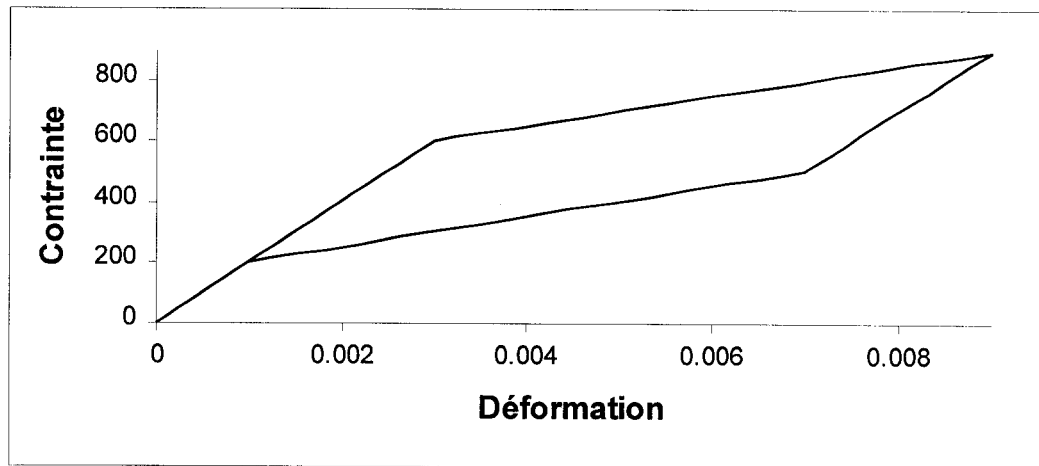


Figure A.4 Relation contrainte-déformation pour un matériau du type bilinéaire.

A.5 KrigAmf

Le fichier d'entrée doit avoir l'extension **kaf** (ex. : bidon.kaf). Les données sont organisées ainsi dans le fichier :

```
# Fichier d'un matériau KrigAmf
PoissonRatio 0.3
ThermalExpCoef 0.000005
AsymCoefB 0.75
NbCurves 3
LoadingCurve 1
Temperature 0.0
YoungModulus 50000.0
NbPoints 6
1 strain 0.000 stress 0.0
2 strain 0.003 stress 150.0
3 strain 0.007 stress 350.0
4 strain 0.015 stress 500.0
5 strain 0.030 stress 650.0
```

6 strain 0.060 stress 800.0
 LoadingCurve 2
 Temperature 20.0
 YoungModulus 50000.0
 NbPoints 5
 1 strain 0.000 stress 0.0
 2 strain 0.004 stress 200.0
 3 strain 0.012 stress 350.0
 4 strain 0.027 stress 500.0
 5 strain 0.057 stress 650.0
 LoadingCurve 3
 Temperature 40.0
 YoungModulus 50000.0
 NbPoints 6
 1 strain 0.000 stress 0.0
 2 strain 0.005 stress 150.0
 3 strain 0.015 stress 350.0
 4 strain 0.030 stress 500.0
 5 strain 0.060 stress 650.0
 6 strain 0.070 stress 700.0
 UnloadingCurve 1
 Temperature 0.0
 NbPoints 5
 1 strain 0.000 stress 0.0
 2 strain 0.030 stress 0.0
 3 strain 0.045 stress 250.0
 4 strain 0.056 stress 600.0
 5 strain 0.060 stress 800.0
 UnloadingCurve 2
 Temperature 20.0
 NbPoints 6
 1 strain 0.000 stress 0.0
 2 strain 0.009 stress 100.0
 3 strain 0.027 stress 200.0
 4 strain 0.042 stress 300.0
 5 strain 0.053 stress 450.0
 6 strain 0.057 stress 650.0
 UnloadingCurve 3
 Temperature 40.0
 NbPoints 7
 1 strain 0.000 stress 0.0
 2 strain 0.003 stress 50.0
 3 strain 0.012 stress 150.0

```

4 strain 0.030 stress 250.0
5 strain 0.045 stress 350.0
6 strain 0.056 stress 450.0
7 strain 0.070 stress 700.0

```

Ce fichier contient trois définitions de courbes : une courbe à 0°, une autre à 20° et une courbe à 40°. Il est à noter que chacune des courbes est divisée en deux, c'est-à-dire une partie pour le chargement (*Loading*) et l'autre partie pour le déchargement (*Unloading*). Également, le nombre de points définissant une courbe à une température donnée peut varier. Le mot clé *ThermalExpCoef* donne la valeur du coefficient de dilatation thermique.

La relation contrainte-déformation pour les trois températures donne :

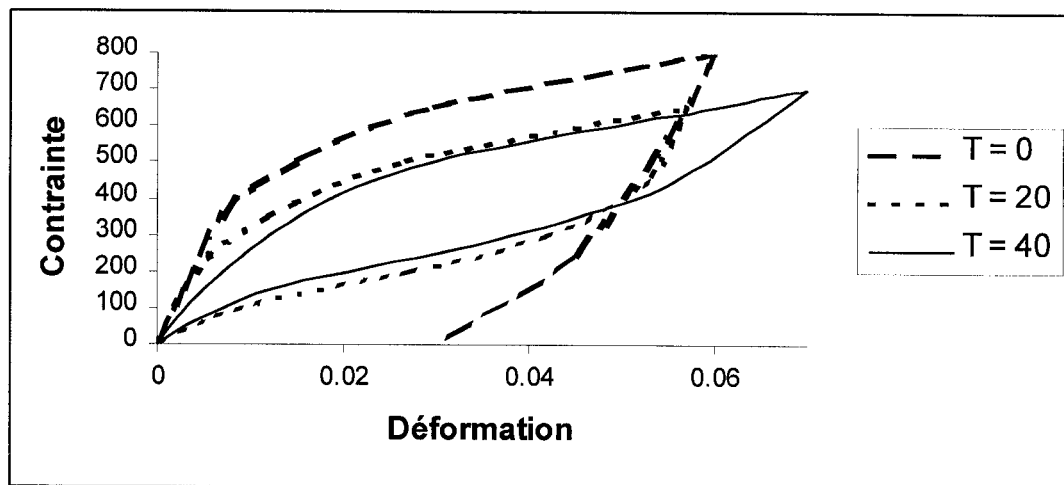


Figure A.5 Relation contrainte-déformation pour un matériau du type KrigAmf à différentes températures.