

INTRODUCTION GENERALE

Les alliages à mémoire de forme (AMF) sont des matériaux relativement connus depuis longtemps. Ils sont à l'origine d'un grand nombre d'applications industrielles (biomédical, lunetterie, agriculture, aérospatial,...), du à des propriétés thermomécaniques étonnantes telles que: effet mémoire, effet mémoire double sens, effet caoutchoutique, effet superélastique... Ces alliages doivent ces propriétés remarquables à une transformation de phase bien connue qui est la transformation martensitique.

L'objet de notre travail est d'étudier l'influence du cyclage thermomécanique sur l'effet superélastique de l'alliage Cu-Zn-Al. Cette caractéristique est bien connue des AMF, elle consiste en la production de la martensite sous l'effet d'une contrainte dans le domaine haute température de l'alliage. La flexion à quatre points est le mode de sollicitation choisi pour la caractérisation thermomécanique de notre alliage.

Après une revue des principaux aspects physiques de la transformation martensitique (chapitre I), nous exposons dans le second chapitre les propriétés remarquables des AMF ainsi que quelques applications intéressantes de ces alliages. Le troisième chapitre fera l'objet de la présentation de l'alliage étudié, des méthodes expérimentales utilisées ainsi que des dispositifs spécifiques aux AMF mis au point.

La dernière partie de ce travail sera consacrée à la présentation des résultats obtenus ainsi que de la discussion. Puis nous terminons par une conclusion générale.

CHAPITRE –I–

GENERALITES SUR LA TRANSFORMATION MARTENSITIQUE

CHAPITRE –I–

GENERALITES SUR LA TRANSFORMATION MARTENSITIQUE

I-1 INTRODUCTION

L'origine des propriétés des alliages à mémoire de forme (AMF) est due à une transformation de phase à l'état solide bien connue qui est la transformation martensitique. Aussi, il est intéressant de donner un aperçu sur cette transformation afin de bien cerner et comprendre le comportement des AMF.

Selon Buerger [1], les transformations de phases à l'état solide peuvent se diviser en deux grandes catégories: les transitions reconstructives et les transitions displacives.

** Les transitions reconstructives: dans cette classe, il y a rupture des liaisons de la phase mère et reconstruction de la nouvelle phase par diffusion des atomes. Le déplacement des atomes se fait sur une grande distance par rapport à la distance inter atomique et se distribuent d'une manière aléatoire dans le solide.

** Les transitions displacives: dans ce cas, le déplacement des atomes se fait d'une façon coordonnée sur une courte distance inférieure à la distance inter-atomique. Il se produit d'une manière coopérative et corrélée pour un très grand nombre d'ions. Ce réarrangement d'atomes se fait sans diffusion. La transition displacive peut donc exister à toute température et se fait très rapidement sans modification ni de la composition chimique ni du degré d'ordre.

I-2 DEFINITION

La transformation martensitique est une transition de phase à l'état solide qui appartient à cette dernière catégorie, c'est à dire la classe des transitions displacives. La transformation martensitique est connue depuis longtemps notamment dans le cas des aciers au carbone qui, trempés depuis la phase haute température, évoluent de l'état cubique à face centrée (C.F.C.) vers une structure quadratique ou cubique centré (C.C.).

Le terme martensite, du nom du métallurgiste allemand Adolf Martens, désignait à l'origine ce type de transformation dans les aciers. A présent, ce terme est généralisé à toutes les transitions que l'on obtient à partir d'une phase haute température (dite austénite) par des mécanismes similaires. Certains alliages métalliques et même certains matériaux non métalliques peuvent présenter une transformation martensitique.

La définition de la transformation martensitique couramment utilisée est la suivante [2]: **«c'est une transformation sans diffusion, du premier ordre, avec déformation homogène du réseau, constituée principalement par un cisaillement»**. Cette définition a été par la suite légèrement modifiée par Christian et al [3] pour donner: **«c'est une transformation de phase sans diffusion atomique, engendrée par nucléation et croissance, caractérisée par une déformation homogène du réseau constituée principalement par un cisaillement»**.

En 1995, Clapp [4] donne une autre définition de la transformation martensitique, plus simple et plus facile à vérifier expérimentalement. Il propose alors la définition suivante: **«une transformation martensitique entraîne un mouvement coopératif d'atomes à travers une interface en produisant un changement de forme et un son»**. Autrement dit, la transformation martensitique peut être détectée par une émission acoustique due au mouvement coopératif des atomes.

- Transformation displacive: le déplacement des atomes pendant la transformation s'effectue de manière corrélée pour un très grand nombre d'atomes sur une très courte distance, inférieure à la distance interatomique. La phase martensitique hérite de l'ensemble des caractères de la phase mère qui dépendent du phénomène de diffusion.

- La transformation martensitique est du 1^{er} ordre, d'où une discontinuité des grandeurs physiques reliées aux dérivées premières du potentiel thermodynamique. On a ainsi une discontinuité de la chaleur spécifique ou du module élastique. Elle implique la coexistence de deux phases séparés par une interface nette.

- La déformation homogène du réseau signifie que le champ de déformation est le même en chaque point du cristal. Cela se traduit en particulier par la transformation d'une droite en une droite et d'un plan en un plan.

La déformation homogène du réseau est principalement due à un cisaillement. Ce dernier peut s'accompagner d'un déplacement relatif des atomes à l'intérieur de la maille. Ces déplacements sont appelés shuffles [5] (figure I-1). Les transformations ne présentant que des shuffles existent, mais bien qu'elles ont un caractère displacif, elles ne sont pas à classer parmi les transformations martensitiques au vu des définitions proposées.

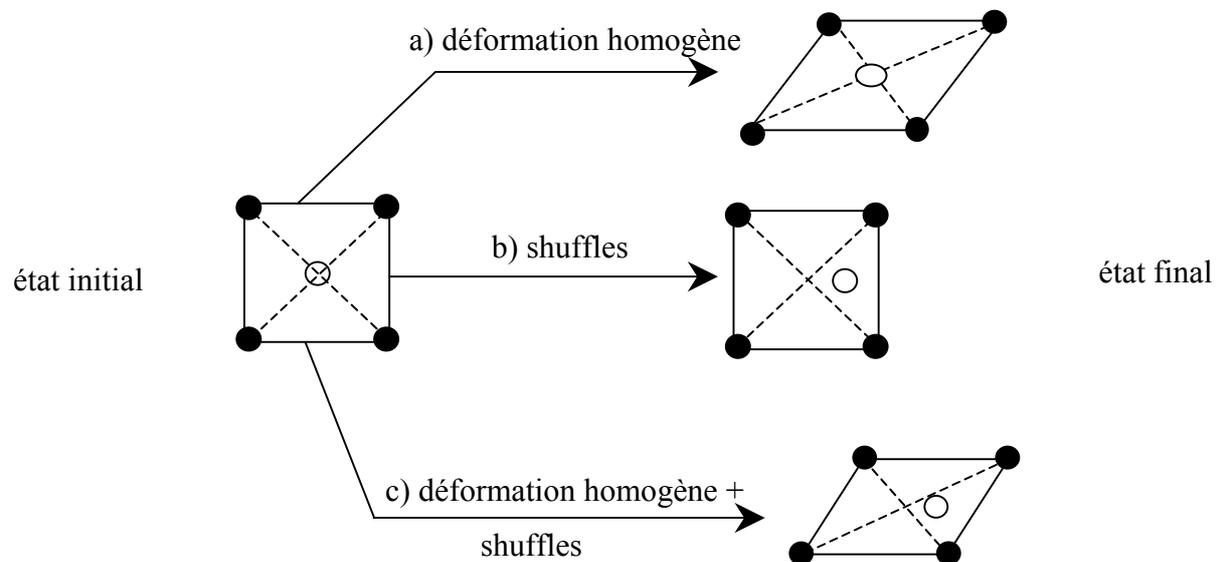


Figure I-1: Description schématique d'un shuffle

Le tableau I-1 ci-dessous donne quelques exemples de matériaux qui présentent une transformation martensitique:

Matériaux	Concentration	Transformation au refroidissement
Fe-Ni	27 – 34% Ni poids	C.F.C → C.C
Au-Cd	47,5 % atomique	C.C → H.C
Cu-Zn-Al	21% Zn et 6% Al	C.C → C.F.C
In-Tl	25–27% atomique	C.F.C → Q.F.C
Fe-Mn-Si	-	CFC → HC
Zr-O ₂	-	Tétragonal → monoclinique

Tableau I-1: Exemple de quelques matériaux et alliages présentant une transformation martensitique [6, 7, 8].

I-3 CARACTERISTIQUES MACROSCOPIQUES

Lors de la transformation martensitique, l'interface entre les deux phases (austénite–martensite) est un plan invariant nommé **plan d'habitat** ou plan d'accolement. A l'échelle du microscope optique, la transformation peut s'opérer par un cisaillement homogène parallèle au plan d'accolement (figure I-2). En fait, il existe un faible changement de volume ΔV , d'où la direction de cisaillement n'est pas exactement parallèle au plan d'habitat. La déformation macroscopique pendant la transformation peut alors se décomposer en deux termes: un cisaillement parallèle au plan d'habitat et une déformation perpendiculaire à ce même plan (figure I-3). La déformation homogène se décompose alors en un cisaillement C_s parallèle au plan d'habitat et une déformation ε_n normale au plan d'habitat. Lors de la transformation, les droites sont changées en droites et les plans en plans; la transformation est affine et peut être représentée par une matrice P_1 telle que:

$$Y = P_1 X \quad (1)$$

Où: X: vecteur colonne de la phase mère
 Y: vecteur correspondant après la transformation de la martensite.
 P_1 : représente la déformation affine (linéaire) au plan invariant

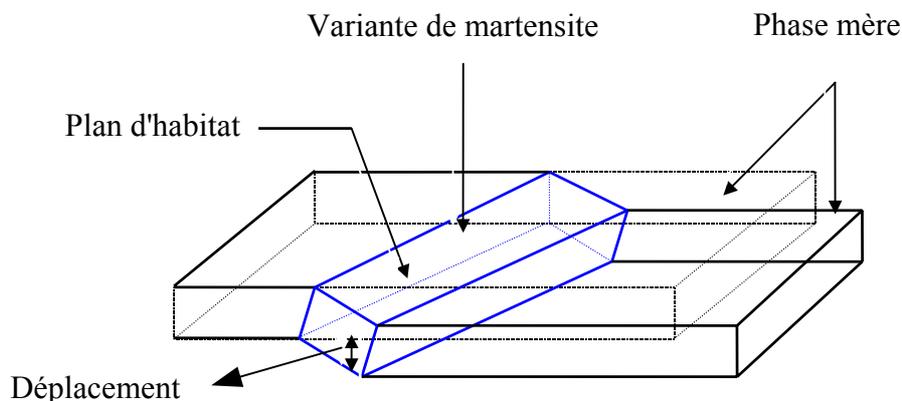


Figure I-2: Représentation schématique de la formation d'une plaquette de martensite

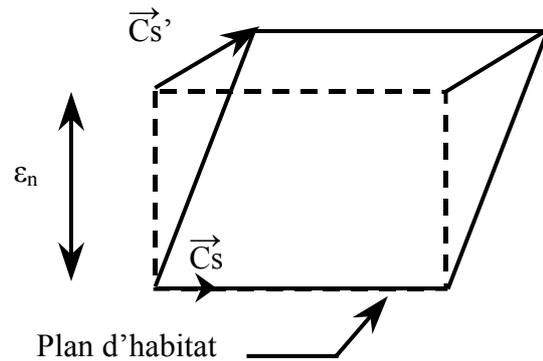


Figure I-3: Représentation de la déformation macroscopique pendant la transformation [9].

Pour un cristal donné, il existe plusieurs possibilités d'orientation des variantes de martensite (plan d'habitat et déformation). En général, un monocristal d'austénite, donne plusieurs variantes de martensite dites *auto-accommodantes* qui engendrent une transformation sans déformation macroscopique significative [10, 11, 12]. A titre d'exemple, dans un monocristal cubique, il existe 24 variantes de martensite possibles (figure I-4). Equiprobables, les variantes se forment de façon à accommoder leurs déformations respectives.

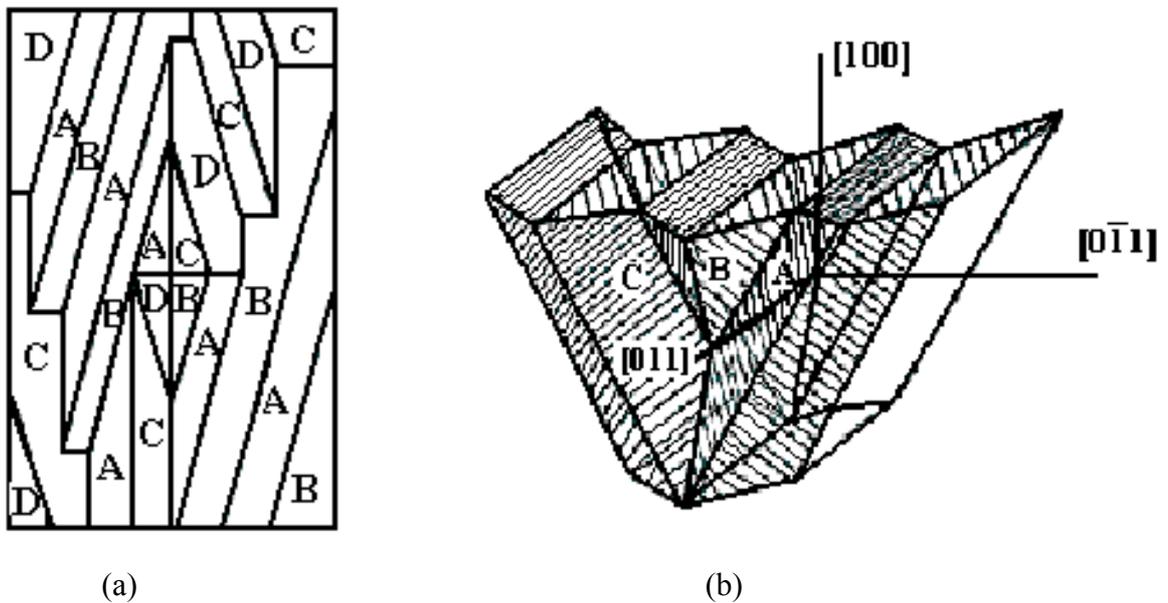


Figure I-4: Variantes *auto-accommodantes* [11].

(a): à deux dimensions.

(b): à trois dimensions.

I-5 RELATIONS ENTRE LES CARACTERISTIQUES MACROSCOPQUES ET MICROSCOPQUES

En général, la déformation homogène du réseau, représentée par la matrice [B], est différente de celle décrite par la déformation microscopique représentée par la matrice [P₁]. Il faut donc ajouter, en plus de [B], une déformation supplémentaire à réseau invariant qui est constituée soit par un maclage soit par un glissement. Cette nouvelle déformation est représentée par la matrice [P]. Le passage de [B] vers la matrice [P₁] peut nécessiter une rotation de corps rigide représentée par la matrice [R]. On obtient alors la relation suivante:

$$[P_1]=[R] [P] [B] \quad (2)$$

La déformation macroscopique de la transformation martensitique est schématisée sur la figure I-5. Il est à noter que ces étapes ne sont pas forcément physiquement dans cet ordre.

La légende de la figure I-5:

B: déformation homogène du réseau

Pg: déformation à réseau invariant par glissement

Pm: déformation à réseau invariant par maclage

R: rotation du corps rigide.

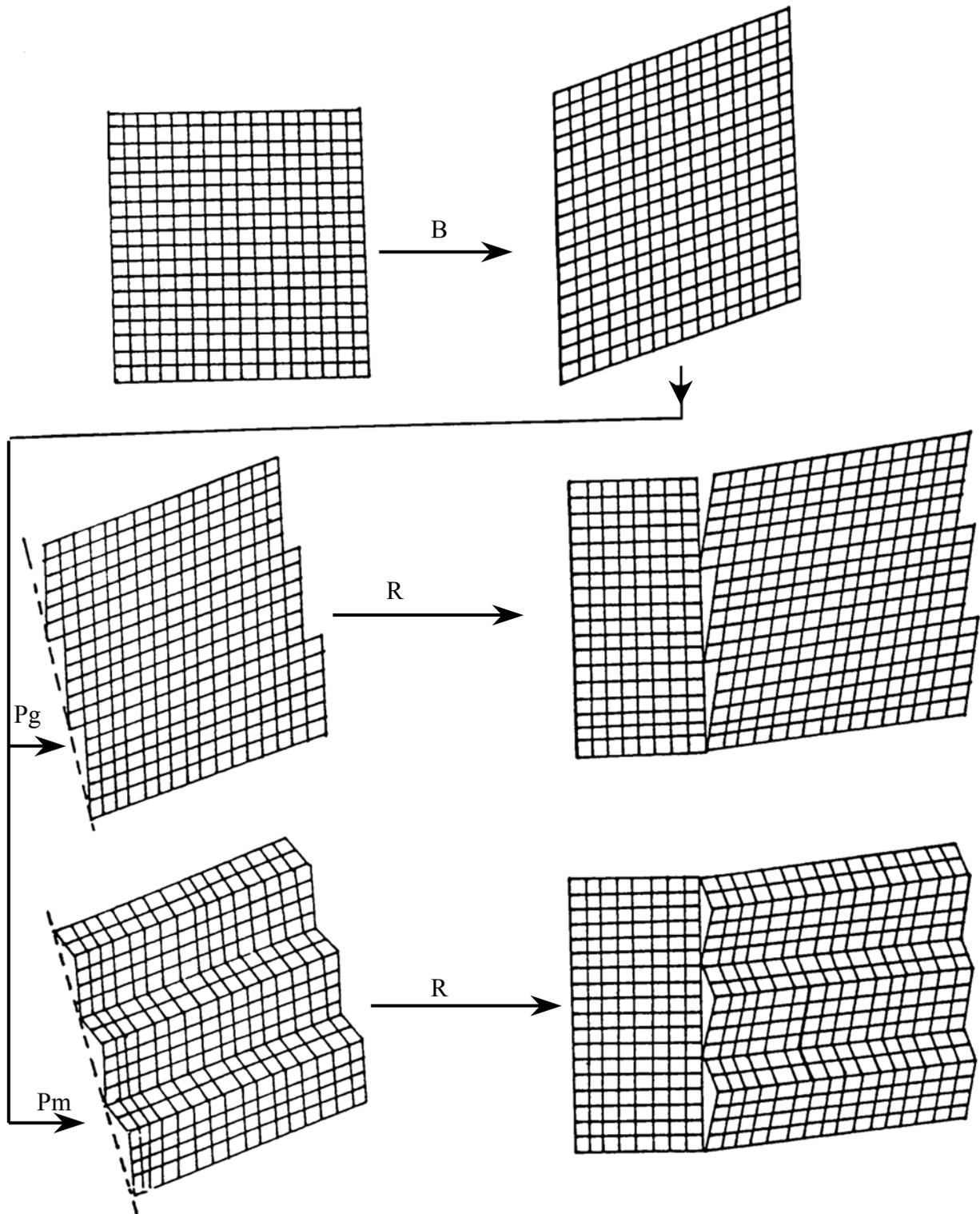


Figure I-5: Description schématique des étapes géométriques de la transformation martensitique.

I-6 POINTS DE TRANSFORMATION

La transformation martensitique peut être induite par un simple abaissement de la température de la phase mère comme on peut la provoquer par l'application d'une contrainte dans un certain domaine de température. Toutes les transformations martensitiques ont des températures caractéristiques qui définissent le début et la fin de la transformation. Ces températures sont en générales indépendantes des vitesses de refroidissement et de chauffage.

La transformation au refroidissement débutera à une température appelée M_s (martensite start) et s'achèvera à la température M_f (martensite finish).

Au chauffage, la transformation inverse commence à une température A_s (austénite start) et se termine à la température A_f (austénite finish)

Les températures caractéristiques de la transformation martensitique directe et inverse peuvent être déterminées en analysant tout phénomène physique sensible à un changement de structure comme la dilatométrie, l'analyse thermique, la thermogravimétrie, la résistivité électrique (RE), la calorimétrie différentielle à balayage (DSC), ... Ces températures de la transformation martensitique sont très sensibles à différents facteurs tels que le passé thermomécanique, la taille des grains [15], les teneurs en éléments constituant l'alliage [16]. Le tableau I-2 donne quelques exemples de relations empiriques pour différents systèmes. Les figures I-6 et I-7 représentent respectivement la variation de la résistivité en fonction de la température ainsi que celle de l'enthalpie de transformation [17]. Les figures I-8 et I-9 montrent les variations de M_s et M_f pour le Fe-C et Cu-Zn [18].

Alliages	Relations empiriques déterminant M_s	Référence
Aciers	$561-474(\%C)-33(\%Mn)-17(\%Cr)-17(\%Ni)-21(\%Mo)$	[19]
Cu-Zn-Al	$2758-66,91(1,33\%Al+\%Zn)$	[20]
Cu-Zn-Al-Ni	$2020-134(\%Al)-45(\%Ni)$	[20]
Cu-Al-Mn	$1710-127,4(\%Al)-43,6(\%Mn)$	[21]
Cu-Al-Be	$1245-71(\%Al)-893(\%Be)$	[22]

Tableau I-2: Relations empiriques donnant la température de transformation M_s de quelques alliages.

I-6.1 Hystérésis de la transformation

L'hystérésis de la transformation (H_T) est définie généralement par la différence entre les températures de transformation lors du chauffage et du refroidissement, pour un taux de transformation égal à 50% (figure I-6). Principalement, l'hystérésis de la transformation est due à l'énergie dissipée par friction. Elle est définie par les relations suivantes:

$$H_T = A_{S50} - M_{F50}$$

$$H_T = A_{F50} - M_{S50}$$

I-6.2 Etalement de la transformation

L'étalement de la transformation (ΔT) est défini comme étant la différence entre la température de début et de fin de transformation (figure I-6):

$$\Delta T = M_S - M_F$$

$$\Delta T = A_S - A_F$$

L'énergie élastique emmagasinée semble être responsable de l'étalement en température.

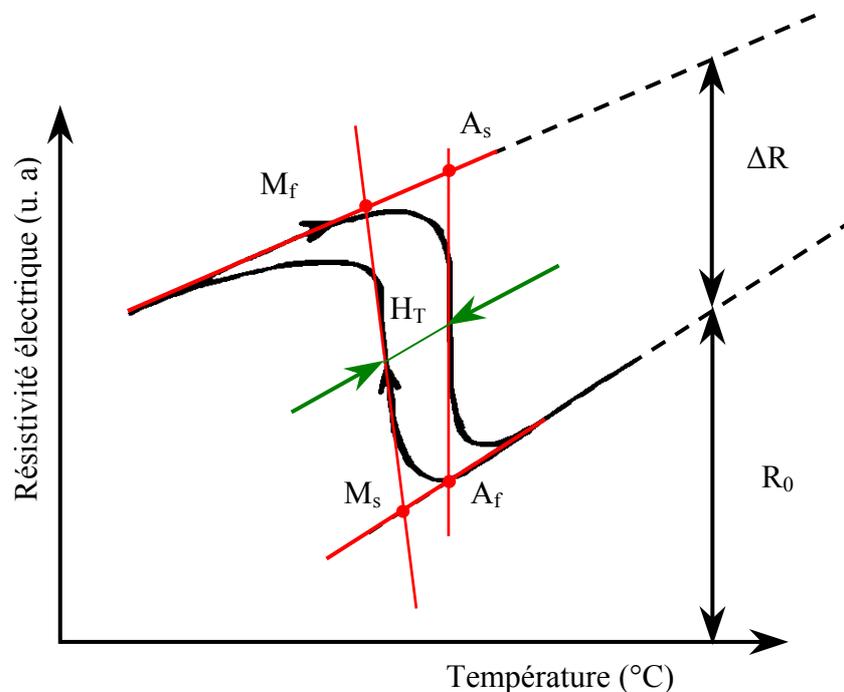


Figure I-6: Variation de la résistivité électrique en fonction de la température.

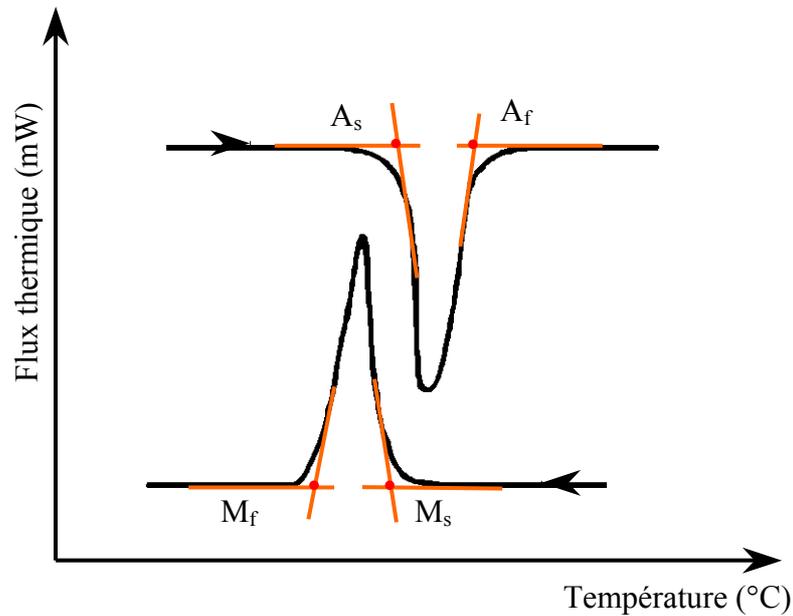


Figure I-7: Courbes des puissances dégagée et absorbée en fonction de la température (enthalpie de transformation) pour un cycle de transformation [17].

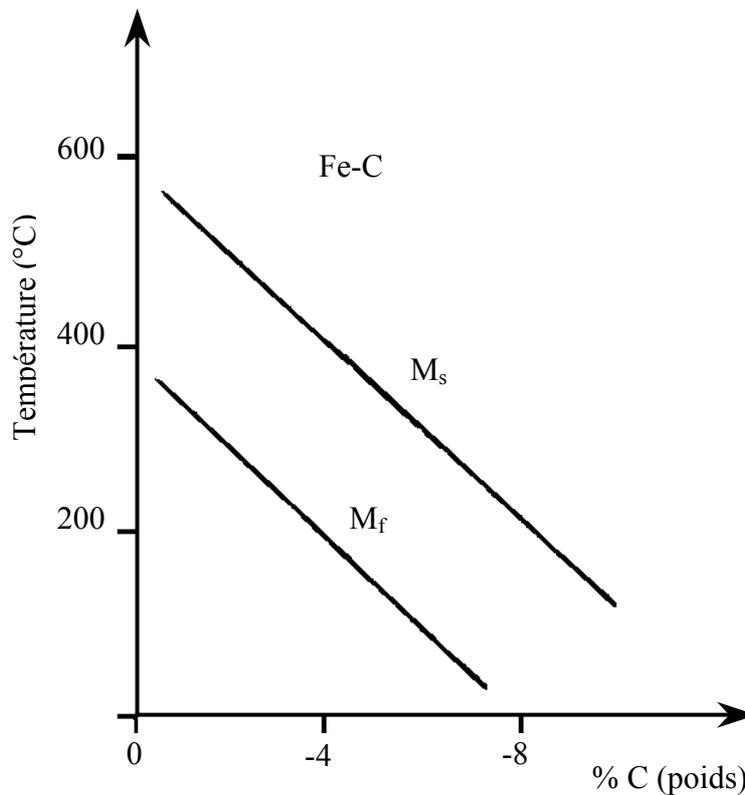


Figure I-8: Influence de la teneur en carbone sur les températures M_s et M_f dans les aciers au carbone [18].

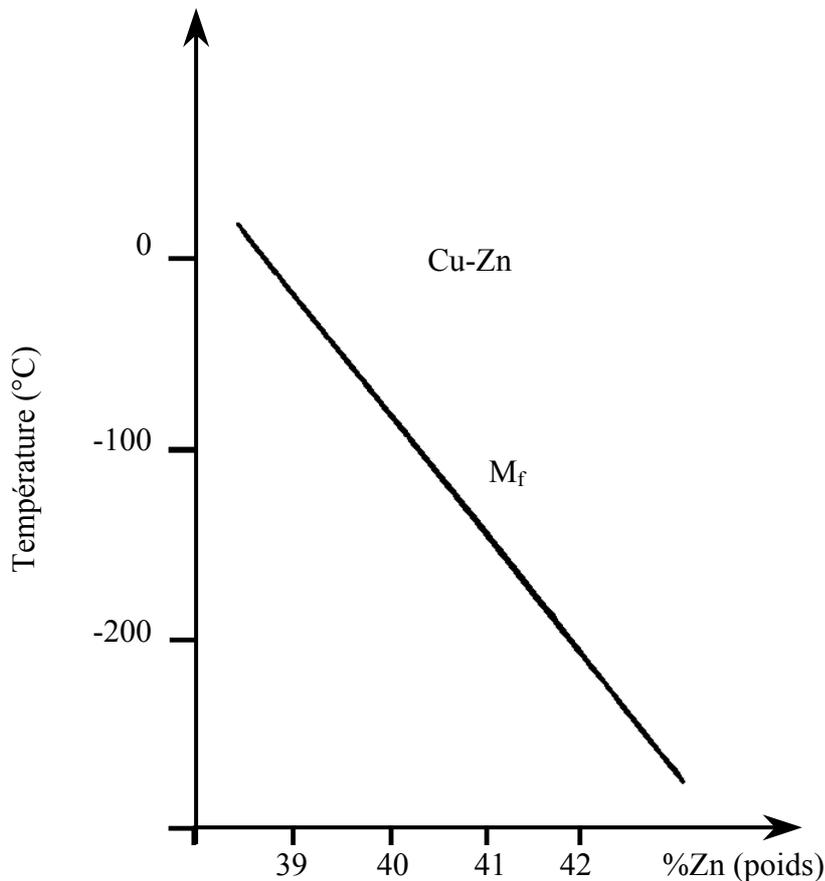


Figure I-9: Influence de la teneur en Zn sur la température M_f pour l'alliage Cu-Zn [18].

I-7 THERMODYNAMIQUE DE LA TRANSITION MARTENSITIQUE

La transformation martensitique est une transformation sans diffusion. Pendant la transition martensitique, il n'y a pas de changement de composition entre les deux phases. Cette absence de diffusion dans la solution solide ordonnée permet, du point de vue équilibre thermodynamique, de considérer la solution solide comme un système à un seul composant. La phase en équilibre est celle dont l'énergie libre est la plus basse et la température d'équilibre entre les deux phases est notée T_0 . On peut donc représenter schématiquement la variation d'énergie libre de la phase produite (martensitique) et de la phase mère (austénite) comme indiquée sur la figure I-10. Théoriquement, les deux phases sont totalement indépendantes et la transformation martensitique peut débuter à la température d'équilibre T_0 . Mais en réalité la transformation, s'effectuant par un processus de germination/croissance

d'une nouvelle phase et présentant une interface, ne débutera qu'à une température M_s inférieure à la température d'équilibre T_0 .

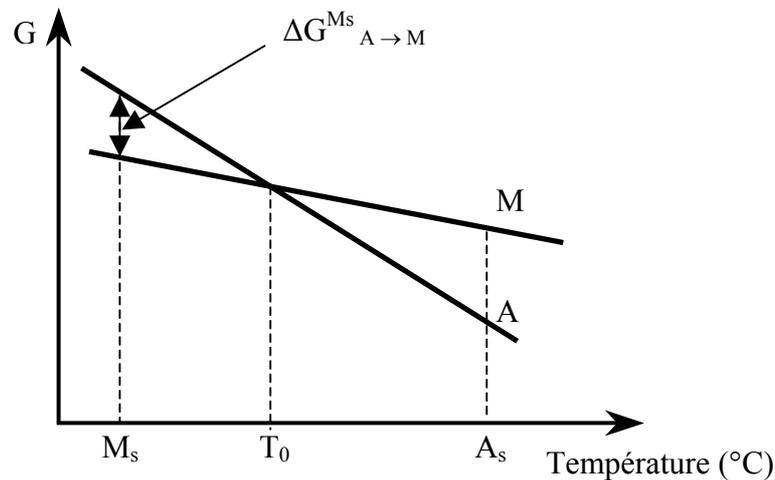


Figure I-10: Variation schématique de l'énergie libre en fonction de la température pour la phase mère (A) et la martensite (M).

En l'absence de contributions d'énergie de déformation et celle de surface, l'énergie libre (force motrice) peut s'exprimer par l'expression suivante:

$$\Delta G_{A \rightarrow M} = G_M - G_A \quad (3)$$

Cette quantité est positive quand l'austénite est la phase la plus stable et négative dans le cas opposé. La transformation austénite–martensite ne peut se produire que pour $\Delta G_{A \rightarrow M}$ négative. Cette transformation débutera à une température M_s inférieure à la température T_0 ($M_s < T_0$) pour laquelle la même quantité $\Delta G_{A \rightarrow M}$ est nulle. Il faut en effet une énergie disponible suffisante pour compenser la formation d'une interface et d'une déformation élastique voire plastique de la phase mère et éventuellement de la phase produite (martensite).

I-7.1 Détermination de T_0

A l'équilibre thermodynamique entre l'austénite et la martensite, il existe une température d'équilibre T_0 telle que $\Delta G_{a \rightarrow M} = 0$. Kaufman et Cohen [23] ont proposé une première évaluation de la température donnée par la relation suivante:

$$T_0 = \frac{1}{2} (M_s + A_s)$$

Cette détermination est basée sur les suppositions grossières que l'énergie libre et les énergies non chimiques (énergie inter-faciale et de déformation) sont les mêmes pour la transformation directe et inverse. Mais cette relation ne peut s'appliquer pour les transformations à faible hystérésis très étalée. En effet, lorsque le point A_s est inférieur à celui de début de transformation M_s , alors la température d'équilibre T_0 serait au dessous de la température M_s (figure I-11).

Pour les alliages qui présentent des transformations à faible hystérésis très étalées, Tong et Waymann [24] proposent la relation suivante:

$$T_0 = \frac{1}{2} (M_s + A_f)$$

I-8 CLASSIFICATION DES TRANSFORMATIONS MARTENSITIQUES

L'étude des positions relatives des points de transformations M_s , M_f , A_s , A_f et de l'hystérésis thermique H_T permet de distinguer deux grandes classes de transformation martensitique: la première est la transformation martensitique par «burst» et la seconde classe est la transformation martensitique thermoélastique (figures I-11 et I-12).

I-8.1 Transformation par burst

Dans ce type de transformation, la nucléation est un phénomène thermiquement activé, plus difficile que la croissance. Cette dernière s'effectue par un processus d'avalanches «burst», à une vitesse proche de celle du son [25], conduisant à des microstructures sévèrement déformées et largement irréversibles. Chaque volume élémentaire de martensite croit très vite à travers le grain d'austénite jusqu'à ce qu'il soit arrêté par un gros obstacle: joint de grain, gros précipité ou une autre plaquette de martensite déjà formée. La transformation inverse ne peut alors se produire que par la germination de la phase mère au

sein des plaquettes de martensite. Celle-ci ne retrouve pas généralement son orientation initiale [26]. On observe ce genre de transformation dans les alliages à fortes hystérésis qui présentent alors une déformation plastique importante de la phase mère ainsi qu'un changement de volume (figures I-11 a et I-12b).

I-8.2 Transformation martensitique thermoélastique

Dans ce type de transformation, la germination est plus facile et la croissance des plaquettes est contrôlée par la variation de la température c'est-à-dire que le mouvement des interfaces phase mère–produit s'effectue par une succession de positions d'équilibres, en fonction des forces motrices. A une température donnée, comprise entre M_s et M_f , l'interface phase mère–produit est immobile et une variation de la température dans un sens ou dans l'autre, entraîne le déplacement de l'interface d'une manière réversible dans un sens ou dans l'autre avec un faible hystérésis en température. La transformation martensitique thermoélastique présente une évolution beaucoup plus régulière et nécessite une faible énergie motrice autrement dit, la température M_s est proche de la température d'équilibre T_0 . On rencontre ce genre de transformation dans les alliages à faible hystérésis (figures I-11 b, c et figure I-12 a).

Les transformations martensitiques thermoélastiques sont anisothermes, c'est-à-dire à chaque température comprise entre M_s et M_f correspond un taux de martensite formé. Ce caractère anisotherme de la transformation n'est pas absolument général. En effet, il existe certains alliages dont la transformation isotherme obéit à un processus thermiquement activé qui limite l'avancement globale de la transformation [27].

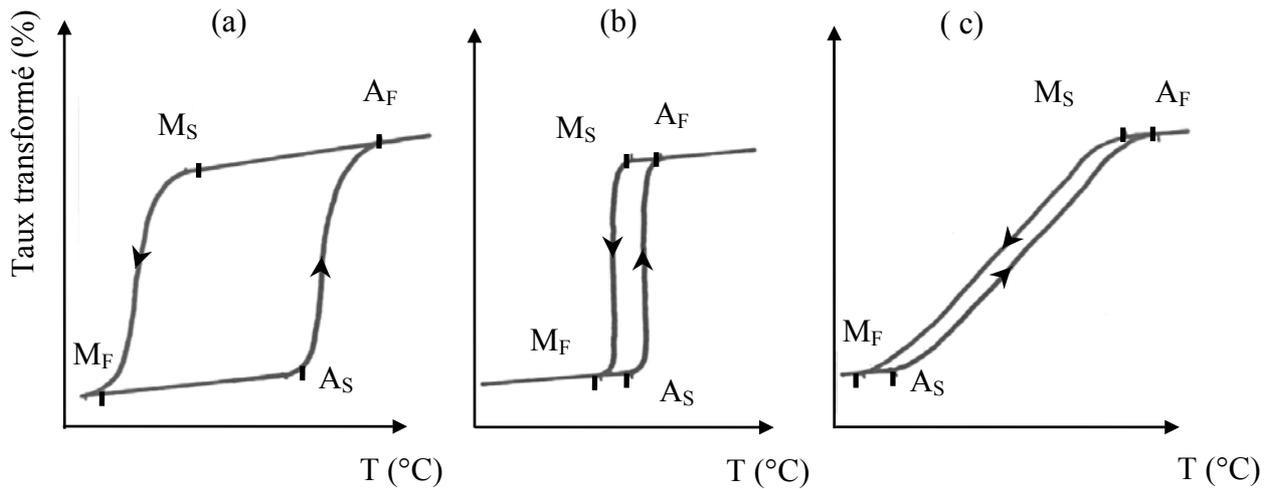


Figure I-11: Divers catégories de transformations martensitiques illustrées par les variations du taux transformé en fonction de la température.

- (a) transformation à forte hystérésis $M_F < M_S < A_S < A_F$ (ex: Fe-Ni 30%)
- (b) transformation à faible hystérésis peu étalée $M_F < M_S < A_S < A_F$ (ex: Au-Cd 47,5%)
- (c) transformation à faible hystérésis très étalée $M_F < A_S < M_S < A_F$ (ex: Fe-Pt)

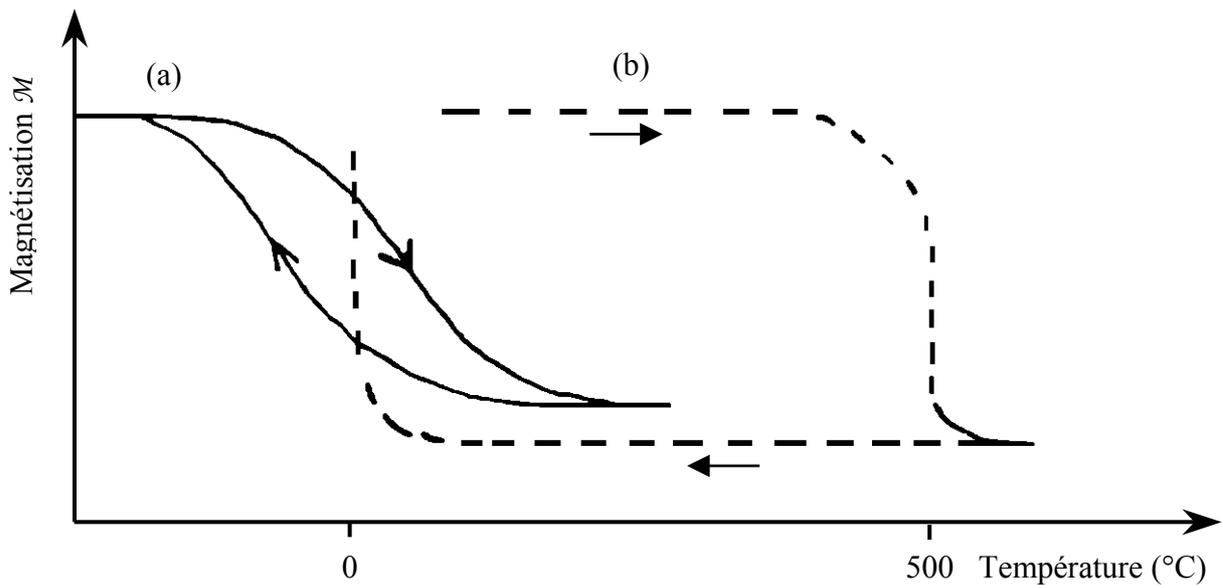


Figure I-12: Transformation martensitique suivie par la mesure de la magnétisation \mathcal{M} d'un alliage Fe 22,5% at Pt. [28].

- (a) Transformation martensitique thermoélastique à faible hystérésis pour un alliage ordonné.
- - - (b) Transformation martensitique non thermoélastique (irréversible) à forte hystérésis pour un alliage désordonné.

I-9 ASPECTS CINETIQUES

La cinétique de la transformation martensitique est gouvernée par deux phénomènes physiques différents: la germination et la croissance.

I-9.1 Germination

La germination est un ensemble de phénomènes qui conduisent à l'apparition du premier volume de martensite à partir de la phase mère. Cependant, la germination n'est pas encore bien connue et fait l'objet de plusieurs théories [29]. La théorie classique de la germination qui consiste à étudier la variation de l'énergie libre, due à la formation d'un petit volume de martensite en fonction de ses dimensions, s'est avérée inapplicable. D'autres théories traitant ce phénomène comme la théorie de Olson et Cohen [30], la théorie de Clapp [31] et celle de G. Guénin [2] furent alors avancées pour décrire ce processus.

I-9.2 Croissance

La croissance de la martensite est le processus de développement et de propagation de la martensite à partir du premier germe. Elle peut s'effectuer très rapidement (de l'ordre de grandeur de la vitesse du son) [25] et elle est indépendante de la vitesse de refroidissement. Cela indique que l'énergie d'activation du phénomène de croissance est pratiquement nulle et que la cinétique est essentiellement contrôlée par le processus de germination.

REFERENCE**[1] M. J. Buerger**

“Crystallographic aspect of phase transformation”

In Phase transformation in solids, J. Wiley New York, pp. 183–211, (1951).

[2] G. Guénin

“Contribution à l’étude de la nucléation des transformations martensitiques thermoélastiques cas de l’alliage ternaire Cu-Zn-Al”

Thèse de Doctorat, INSA (Lyon), 155 p., (1979).

[3] J. V. Christian, G. B. Olson, M. Morin

“Classification of displacive transformation: What is a martensitic transformation?”

In ICOMAT’95, (Lausanne, Suisse), Journal de Physique IV, supplément au journal de Physique III, Vol. 5, pp. 3–10, (1995).

[4] P. C. Clapp

“How would we recognize a martensitic transformation if it bumped into us on a dark and austynight ?”

In ICOMAT’95, (Lausanne, Suisse), Journal de Physique IV, supplément au journal de Physique III, Vol. 5, pp. 11–19, (1995).

[5] J. Van Humbeeck

“Studie en optimalizatie van de dempingscigenschappen van martensitieke koper-zinc aluminium legeringen”

Thèse: Sci: Leuven (Belgique), 308 p., (1983).

[6] G. Guénin, P. F. Gobin

“Les transformations de phases dans les solides minéraux”

Soc. Française Min. et Crist. 534 p., (1984).

[7] R. C. Gravie, S. K. Chan

“Application of a nonclassical nucleation theory to the monoclinic/tetragonal martensitic transformation of Zirconia”

In Proceedings of the 6th international conference, (Sydney, Australie) Materials Science Forum, Vol. 56–58, pp. 335–336, (1990).

[8] J. Van Humbeeck

“Aspects microstructuraux: relations entre la transformation martensitique et les propriétés thermomécaniques”

Technologie des alliages à mémoire de forme, Comportement mécanique et mise en œuvre, Paris: Hermes, pp. 89–100, (1994).

[9] H. Kribs

“Etude du vieillissement et de la stabilisation d’alliage à mémoire de forme: cas du CuAlMn”

Thèse de Doctorat, INSA (Lyon), 167 p., (1989).

[10] J. De Vos, L. Delaey, E. Aernoudt

“Theoretical analysis and physical transformation model for self-accommodating group of 9R martensitic variants”

Z. Metallkunde, Vol. 69, n°8, pp. 511–517, (1978).

[11] A. Amengual, F. C. Lovey, V. Torra

“The hysteretic behaviour of a single–interface martensitic transformation in Cu-Zn-Al Shape Memory Alloys”

Scripta Met., Vol. 24, pp. 2241–2246, (1978).

[12] M. Ahlers

“The stabilisation of martensite in Cu-Zn-Al alloys”

In ICOMAT’86, (Nara, Japon), pp. 786–793, (1986).

[13] J. Van Paemel, M. Cottam, L. Delaey

“The relation between displacive disorder, premartensitic instabilities and the martensite formation in β alloys”

Z. Metallkunde, Vol. 66, pp. 453–460, (1975).

[14] **J. Philibert, A. Vignes, Y. Bréchet, P. Combrade**

“Métallurgie du minerai au matériau”

2^{ème} édition, Dunod, 1177 p., (2002).

[15] **S. Sugimoto, H. Sakamoto, T. Hara, H. Tsuchiya**

“Effect of grain constraint, heat treatment and compositional change on the behaviour of martensitic transformation in alloys with composition near Cu-13Al-4Ni-1Zn (mass%)”

Journal de physique IV, colloque C8, Supplément au Journal de Physique III, Vol. 5, pp. 925–930, (1995).

[16] **P. Charbonnier**

“Influence des traitements thermiques sur la transformation martensitique d’un alliage à mémoire de forme Cu-Zn-Al-Ni. Phénomènes d’oxydation et de mise en ordre”

Thèse de Doctorat, INSA (Lyon), 156 p., (1992).

[17] **M. Mantel**

“Influence de l’ordre atomique et des défauts ponctuels sur la stabilisation de la phase martensitique dans un alliage à mémoire de forme Cu-Zn-Al”

Thèse de Doctorat, INSA (Lyon), 144 p., (1985).

[18] **G. Guénin, P. F. Gobin**

“Les alliages à mémoire de forme”

Matériaux et techniques, Vol. 10–11, 350 p., (1980).

[19] **Y. Adda, J. M. Dupouy, M. Balzer**

“Eléments de métallurgie physique”

Tome 4, Ed. INSTN-CEA, Paris, 398 p., (1990).

[20] **L. Contardo**

“Etude des traitements d’éducation, de la stabilité et de l’origine de l’effet mémoire de forme double sens dans un alliage Cu-Zn-Al”

Thèse de Doctorat, INSA (Lyon), 118 p., (1988).

[21] **C. Lopez Del Castillo, B. G. Mellor, M. L. Blazquez, G. Gomez**

“The influence of composition and grain size on the martensitic transformation temperature of Cu-Al-Mn shape memory alloys”

Scripta Metall, Vol. 21, pp. 1711–1716, (1987).

[22] **S. Belkahla**

“Elaboration et caractérisation de nouveaux alliages à mémoire de forme basse température type Cu-Al-Be”.

Thèse de Doctorat, INSA (Lyon), 132 p., (1990).

[23] **L. Kaufman, M. Cohen**

“The martensitic transformation in the iron nickel system”

Transf. Soc. Min. AIME, Vol. 206, pp. 1393–1401, (1956).

[24] **H. C. Tong, C. M. Wayman**

“Characteristic temperatures and other properties of thermoelastic martensitic”

Acta Metallurgica, Vol. 22, pp. 887–896, (1974).

[25] **M. Robin**

“Etude de la transformation martensitique en avalanche d’un alliage de fer à 32% nickel et de l’émission électrique associée”

Thèse de Doctorat, INSA (Lyon), 249 p., (1981).

[26] **J. Van Humbeeck**

“La transformation martensitique dans les alliages à mémoire de forme”.

Coordonnateurs: E. Patoor, M. Berveiller. Paris, Hermes, pp. 63–86, (1994).

[27] **M. Benchiheb**

“Contribution à l’étude du vieillissement sous contrainte d’un alliage ternaire à mémoire de forme Cu-Zn-Al”

Thèse de Magister, Université d’Annaba (Algérie), 107 p., (1993).

[28] **L. P. Kubin**

“Les alliages à mémoire de forme”

Ecole d’hiver de métallurgie physique sur l’ordre et le désordre dans les matériaux, Aussois, 17 p., (1984).

[29] **K. Kadau, P. Entel, T. C. Germann, P. S. Lomdahl, B. L. Holian**

“Large-scale molecular-dynamics study of the nucleation process of martensite in Fe–Ni alloys”

In ESOMAT’2000, Journal de Physique IV, Vo.11, pp. 17–22, (2001)

[30] **G. B. Olson, M. Cohen**

“A general mechanism of martensitic nucleation: Part. II. F.C.C → B.C.C and other martensitic transformations”

Met. Transf., Vol. 74, pp. 1905–1914, (1976).

[31] **P. C. Clapp**

“A localized soft mode theory for martensitic transformations”

Phys. Stat. Sol. (b), Vol. 57, pp. 333–341, (1976).