



HAL
open science

Développement d'outils de dimensionnement d'applications en alliages à mémoire de forme à base Fer : prise en compte du couplage transformation de phase - glissement plastique

Walid Khalil

► To cite this version:

Walid Khalil. Développement d'outils de dimensionnement d'applications en alliages à mémoire de forme à base Fer : prise en compte du couplage transformation de phase - glissement plastique. Autre [cond-mat.other]. Université de Lorraine, 2012. Français. NNT : 2012LORR0021 . tel-01749167

HAL Id: tel-01749167

<https://hal.univ-lorraine.fr/tel-01749167>

Submitted on 29 Mar 2018

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



AVERTISSEMENT

Ce document est le fruit d'un long travail approuvé par le jury de soutenance et mis à disposition de l'ensemble de la communauté universitaire élargie.

Il est soumis à la propriété intellectuelle de l'auteur. Ceci implique une obligation de citation et de référencement lors de l'utilisation de ce document.

D'autre part, toute contrefaçon, plagiat, reproduction illicite encourt une poursuite pénale.

Contact : ddoc-theses-contact@univ-lorraine.fr

LIENS

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 122. 4

Code de la Propriété Intellectuelle. articles L 335.2- L 335.10

http://www.cfcopies.com/V2/leg/leg_droi.php

<http://www.culture.gouv.fr/culture/infos-pratiques/droits/protection.htm>

Développement d'outils de dimensionnement
d'applications en alliages à mémoire de forme à base
Fer : prise en compte du couplage transformation de
phase - glissement plastique

THÈSE

présentée et soutenue publiquement le 16 - 05 - 2012

pour l'obtention du

Doctorat de l'Université de Lorraine

(spécialité Mécanique et Énergétique)

par

Walid Khalil

Composition du jury

Rapporteurs : Tarak Bouraoui, Professeur, École Nationale d'Ingénieurs de Monastir
Djimédo Kondo, Professeur, Université Pierre et Marie Curie

Examineurs : Shabnam Arbab Chirani, Professeur, École Nationale d'Ingénieurs de Brest
Christoph Odenbreit, Professeur, Université du Luxembourg
Etienne Patoor, Professeur, Arts et Métiers ParisTech de Metz
Céline Bouby, Maître de Conférences, Université de Lorraine, Co-directrice
Alain Mikolajczak, Maître de Conférences, Université de Lorraine, Co-encadrant
Tarak Ben Zineb, Professeur, Université de Lorraine, Directeur

Mis en page avec la classe thloria.

Remerciements

Ce travail de thèse a été réalisé au sein du Laboratoire d'Énergétique et de Mécanique Théorique et Appliquée (LEMTA) sous la direction de Mr. Tarak Ben Zineb, Professeur à l'Université de Lorraine, Mme Céline Bouby, Maître de conférence à l'Université de Lorraine et Mr. Alain Mikolajczak, Maître de conférence à l'Université de Lorraine.

Je tiens à remercier Mr. Etienne Patoor de m'avoir fait l'honneur de présider le jury de ma soutenance, ainsi que les deux rapporteurs Mr. Tarak Bouraoui et Mr. Djimédo Kondo pour avoir accepté de rapporter ce travail. Merci à Mme Shabnam Arbab Chirani et Mr Christoph Odenbreit d'avoir participé à ce jury en tant qu'examineurs.

J'exprime ma sincère gratitude à mes directeurs de thèse Tarak, Céline et Alain qui, durant la période de cette thèse, ont su diriger ces travaux avec patience, compétences et qualités humaines, sans qui ce travail n'aurait pas pu voir le jour.

Je suis très reconnaissant à Mme Shabnam Arbab Chirani et Mr. Luc Saint-Sulpice pour m'avoir accueilli dans le laboratoire LBMS à l'ENIB, et m'aider à réaliser mes essais expérimentaux et à analyser les résultats obtenus.

Je tiens à remercier tous le personnel de l'ESSTIN (École Supérieure des Sciences et Technologie de l'Ingénieur de Nancy), plus particulièrement l'équipe du département technique pour l'accueil et l'aide qu'ils m'ont apporté.

Merci aux anciens thésards de l'équipe de Mécanique du solide, Wajdi, Boris, Tarak, Slimen, Loïc et Arnaud pour les moments d'amitié et de plaisir qu'on a partagé ensemble.

Je voudrais exprimer ma profonde gratitude à toute ma famille : mon père Mohamed, ma mère Saida, mon frère Ahmed, ma chère épouse "Sameh" et ma fille "Aya", pour leurs sacrifices, leurs soutiens et leur grand amour. Mes remerciements s'adressent également à tous mes amis.

*A l'âme de mon très cher frère "Ali"
Qu'Allah lui fasse miséricorde et lui accorde le paradis*

A la Tunisie et l'Égypte mes deux chers pays :)

*A tous ceux qui me sont chers :
Mon père "Mohamed" (Elmasry)
Ma mère "Saida" (Saidoda)
Mon frère "Ahmed" (Balhook)
Ma chère épouse "Sameh" (Semo)
Ma fille "Aya" (Youta Elghalya)
Mes amis et ma grande famille*

Table des matières

Introduction générale ix

Liste des tableaux xvii

Chapitre 1

Alliages à mémoire de forme à base fer : état de l'art 1

1.1	Alliages à mémoire de forme à base fer	2
1.2	Transformation martensitique dans les AMF à base fer	4
1.2.1	Généralités	4
1.2.2	Effet mémoire de forme simple sens	9
1.2.3	Effet mémoire de forme double sens	11
1.2.4	Phénomène de pseudo-élasticité dans les AMF à base fer	12
1.3	Effets de la composition chimique et du traitement thermomécanique	13
1.3.1	Effets de la composition chimique des AMF à base fer	13
1.3.2	Traitements de conditionnement dans les AMF à base fer	14
1.3.3	Corrosion des AMF à base fer	15
1.4	Modélisation du comportement des AMF à base fer	15
1.4.1	Modèles unidimensionnels	17
1.4.2	Modèles tridimensionnels	17
1.5	Applications industrielles des AMF à base fer	28
1.6	Conclusion	29

Chapitre 2

Analyse expérimentale du comportement thermomécanique d'un AMF à base fer 31

2.1	Introduction	32
2.2	Présentation du dispositif expérimental	32
2.2.1	Composition chimique de l'AMF à base fer étudié et détermination des températures de transformation de phase	32

2.2.2	Dispositif expérimental pour les essais thermomécaniques	34
2.3	Essais thermomécaniques réalisés	36
2.3.1	Courbes contraintes - déformations	36
2.3.2	Évolution des déformations de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale	41
2.3.3	Construction du pseudo-diagramme de phase	42
2.4	Effet d'une pré-déformation plastique par laminage	46
2.4.1	Courbes contraintes - déformations	46
2.4.2	Évolution des déformations de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale	48
2.4.3	Construction du pseudo-diagramme de phase	50
2.5	Conclusion	51

Chapitre 3

Modélisation du comportement thermomécanique des AMF à base fer 53

3.1	Introduction	54
3.2	Spécificités du comportement des AMF à base fer	54
3.3	Mécanismes de déformation et choix des variables internes	56
3.4	Potentiel thermodynamique	59
3.4.1	Énergie élastique	59
3.4.2	Expressions des énergies internes	61
3.5	Expressions des forces motrices thermodynamiques	64
3.6	Expression de la dissipation	65
3.7	Conditions d'activation et lois d'évolution	67
3.8	Récapitulatif des équations constitutives et paramètres du modèle	67
3.9	Conclusion	68

Chapitre 4

Intégration numérique de la loi de comportement développée 71

4.1	Introduction	72
4.2	Procédure d'intégration numérique	72
4.2.1	Sélection du (des) comportement(s) actif(s) et système d'équations associé	72
4.2.2	Algorithme de résolution	74
4.2.3	Détection de l'activation des mécanismes de déformation	75
4.2.4	Intégration implicite	76
4.3	Validation du modèle de comportement développé	78
4.3.1	Étude de convergence de l'intégration	78

4.3.2	Classification des paramètres du modèle	79
4.3.3	Identification des paramètres du modèle	80
4.3.4	Étude de la sensibilité aux paramètres	82
4.3.5	Validation du modèle de comportement sur des chargements homogènes	90
4.4	Conclusion	100
Chapitre 5		
Application au calcul de structures en AMF à base fer		103
5.1	Introduction	104
5.2	Implémentation du modèle dans le code éléments finis Abaqus	104
5.2.1	Introduction	104
5.2.2	Calcul des modules tangents thermomécaniques	104
5.3	Validation sur des cas de chargements hétérogènes	106
5.3.1	Étude du comportement d'une plaque trouée en AMF à base fer	106
5.3.2	Étude d'un système de serrage par bagues en AMF à base fer	110
5.3.3	Étude d'une éclisse en AMF à base fer pour jonction de rails	117
5.4	Conclusion	126
Conclusion générale		127
Bibliographie		129

Introduction générale

Pendant les dernières décennies, les matériaux dits intelligents ont été de plus en plus demandés dans divers secteurs industriels, tel que l'aéronautique, le ferroviaire, les télécommunications, la biomécanique... Parmi ces matériaux on peut citer les céramiques piézo-électriques, les matériaux magnétostrictifs et les alliages à mémoire de forme. De nombreux chercheurs se sont alors intéressés à leurs propriétés fonctionnelles, pour le développement d'applications innovantes de type capteurs ou actionneurs. Parmi les alliages à mémoire de forme (AMF), les familles à base de NiTi et de Cuivre ont connu un développement important scientifiquement, au niveau modélisation et caractérisation expérimentale de leurs comportements spécifiques. Ceci a permis de mieux maîtriser ces alliages et de fournir des lois de comportement répondant aux idées novatrices des ingénieurs et chercheurs. Par contre, la famille des AMF à base fer présente des difficultés particulières, qui résident principalement dans le couplage entre deux mécanismes induisant un comportement fortement non linéaire : la transformation de phase et la plasticité. Ce couplage transformation de phase-plasticité, et la faible résistance à la corrosion de ces alliages, ont limité leur développement, mais des applications marginales commencent à émerger. Actuellement, il n'y a pratiquement pas de production industrielle de ces AMF malgré leur fort potentiel. S'agissant des alliages à base fer, leur bas coût de production est un atout majeur par rapport aux AMF à base NiTi ou de Cuivre. De plus, ces AMF présentent une bonne usinabilité, une capacité à développer un travail mécanique important et une large hystérésis thermique. Tous ces atouts positionnent les AMF à base fer en bonne position pour le développement d'applications de grandes dimensions. Cet objectif nécessite la maîtrise des mécanismes physiques à l'origine des différents comportements observés, et l'élaboration d'un modèle de comportement permettant le dimensionnement de ces applications.

Bien que d'importants travaux de recherche aient été réalisés sur la caractérisation expérimentale du comportement thermomécanique des AMF à base fer, l'aspect modélisation de ces alliages est encore en phase d'émergence. L'objectif de ces travaux de thèse est d'apporter une contribution à la modélisation du comportement des AMF à base fer. La modélisation proposée permet de tenir compte du couplage entre la plasticité et la transformation de phase, de la non linéarité de ces comportements, d'une meilleure description des interactions inter et intra-granulaires et de l'évolution des contraintes critiques avec la température. Elle est basée sur les résultats d'essais de chargements thermomécaniques effectués dans le cadre d'une campagne expérimentale visant à caractériser un AMF à base fer. Cette campagne expérimentale a été réalisée au LBMS à Brest en collaboration avec le Pr. Shabnam Arbab-Chirani et le Dr. Luc St-Sulpice.

Nous avons adopté la structure suivante du mémoire de la thèse :

Afin de présenter l'état de l'art des AMF à base fer, une synthèse bibliographique sur les comportements observés, leurs effets ainsi que les modèles existants, est présenté dans le premier chapitre. Les stratégies d'intégration de la plasticité avec la transformation de phase sont ana-

lysées. Les différentes spécificités de comportement comme l'effet mémoire de forme simple et double sens, la transformation inverse, les digrammes de transformation de phases sont détaillés. À travers cette synthèse, on peut identifier les mécanismes de déformation au niveau microscopique et choisir la meilleure procédure pour les modéliser de manière réaliste.

L'objectif du deuxième chapitre est la caractérisation expérimentale d'un AMF à base fer. Des essais cycliques de traction à chargement incremental à différentes températures initiales constantes, suivis d'un chauffage, ont été réalisés. L'idée est de mettre en évidence le couplage entre la transformation de phase et la plasticité, et d'étudier l'effet de chaque mécanisme sur l'autre. Ces essais pourront compléter les diagrammes contraintes critiques-températures par les zones de hauts niveaux de chargement mécanique et hautes températures.

Dans le troisième chapitre, un modèle macroscopique du comportement des AMF à base fer est proposé. Il est basé sur la formulation de l'énergie libre de Gibbs à l'échelle macroscopique en s'inspirant de considérations micromécaniques. Ainsi les effets des hétérogénéités inter et intra-granulaires sont pris en compte. Ils sont la conséquence de l'incompatibilité des déformations entre grains, entre variantes de martensite, entre systèmes de glissements et entre un système de glissement et une variante de martensite. Les expressions des différentes énergies d'interactions sont donc proposées. De cette expression de l'énergie libre, sont dérivées les forces motrices associées aux deux variables internes correspondant à la fraction volumique de martensite et la quantité de plasticité accumulée. Finalement, à partir des considérations liées au second principe de la thermodynamique, une expression de la dissipation est proposée permettant de décrire les cinétiques de transformation de phase et de glissement plastique.

Le quatrième chapitre est consacré à la résolution numérique des équations non linéaires, qui sont résolues en deux temps. D'abord, une prédiction élastique est effectuée permettant de détecter le ou les mécanismes activés. Par la suite, les équations correspondantes aux mécanismes activés sont linéarisées afin de les résoudre de manière itérative par la méthode de Newton-Raphson. La comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux des essais de traction uniaxiaux, permet d'identifier les paramètres du modèle et de valider l'intégration numérique.

Dans le cinquième chapitre, l'implémentation dans le code de calcul par éléments finis Abaqus de la loi de comportement développée est effectuée pour aboutir à un outil de dimensionnement de structures en AMF à base fer. Afin de tester la capacité et la robustesse du modèle à prédire les réponses de structures de géométries complexes sous des chargements thermo-mécaniques, deux applications industrielles sont simulées. Ces applications consistent en un système de serrage de tubes de transport de pétrole et une éclisse de jonction des rails de chemins de fer. L'outil numérique donne de bons résultats comparés qualitativement avec les données expérimentales.

Table des figures

1.1	Diagramme de l'évolution de contraintes critiques induisant une déformation inélastique en fonction de la température, d'après [12]	3
1.2	Courbes de traction/chauffage à différentes températures initiales, d'après [34] . .	4
1.3	Apparition d'une variante de martensite dans la phase mère d'austénite, d'après [27]	5
1.4	Observation au microscope de l'apparition de variantes de martensite dans la matrice austénitique, d'après [13]	5
1.5	Exemple de directions d'apparition de variantes de martensite, d'après [22]	6
1.6	Apparition de variantes de martensite lors d'un chargement mécanique, d'après [42]	6
1.7	Observation au microscope d'un AMF à base fer à l'état austénitique montrant les dislocations et les défauts d'empilement, d'après [39]	7
1.8	Évolution de l'énergie libre en fonction de la température : mécanismes activés .	7
1.9	Variation des températures de transformation de phase avec le niveau de chargement pour le cas de la traction et de la compression, d'après [60]	8
1.10	Évolution des températures A_s , A_f et M_s dans l'espace (σ, τ, T) , d'après [59] . .	8
1.11	Différence entre martensite induite mécaniquement et thermiquement, d'après [7]	9
1.12	Transformation inverse	10
1.13	Disparition de variantes de martensite au cours du chauffage, d'après [36]	10
1.14	Traitement de conditionnement et effet mémoire de forme double sens, d'après [33]	11
1.15	Stabilisation de l'effet mémoire de forme avec le traitement cyclique de conditionnement, d'après [55]	12
1.16	Phénomène de pseudo-élasticité, d'après [52]	12
1.17	Augmentation de la pseudo-élasticité avec la température d'essai, d'après [3] . . .	13
1.18	Évolution des déformations inélastiques au cours du chargement cyclique, d'après [55]	18
1.19	Comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux de l'effet mémoire de forme double sens assisté, d'après [45]	20
1.20	Comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux, d'après [45]	20
1.21	Comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux, d'après [87]	21
1.22	Courbes du chargement cyclique au 1 ^{er} et au 50 ^{ème} cycle, à la température 46°C, d'après [43]	22
1.23	Comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux, d'après [45]	23
1.24	Comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux d'un essai de traction à différentes températures initiales, d'après [29]	24
1.25	Comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux d'un essai de flexion 3 points, d'après [29]	24

1.26	Comparaison entre les résultats numériques (courbe pointillée) et expérimentaux d'un essai de traction à 40°C (à gauche) et à température ambiante (à droite), d'après [83]	25
1.27	Comparaison entre les résultats numériques (courbe continue) et expérimentaux du chargement cyclique, d'après [83]	26
1.28	Comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux d'un essai de traction, d'après [34]	28
1.29	Application industrielle de la bague de serrage en AMF à base fer, d'après [1]	29
1.30	Application industrielle de l'éclisse de jonction des rails, d'après [1]	29
2.1	Dispositif d'essais (machine de traction et enceinte thermique)	33
2.2	Éprouvette en AMF à base fer avant et après rupture	33
2.3	Identification des températures de transformation martensitique directe	34
2.4	Identification des températures de transformation inverse	35
2.5	Géométrie et dimensions (en mm) de l'éprouvette de traction	35
2.6	Cycle de charge - décharge - chauffage - refroidissement	36
2.7	Courbe contrainte - déformation : cycles de charge - décharge - chauffage (T = 20°C)	37
2.8	Courbe contrainte - déformation : cycles de charge - décharge - chauffage (T = 50°C)	38
2.9	Courbe contrainte - déformation : cycles de charge - décharge - chauffage (T = 80°C)	38
2.10	Courbe contrainte - déformation : cycles de charge - décharge - chauffage (T = 130°C)	39
2.11	Courbe contrainte - déformation : cycles de charge - décharge - chauffage (T = 152°C)	40
2.12	Courbe contrainte - déformation : cycles de charge - décharge - chauffage (T = 191°C)	40
2.13	Variation de la non linéarité entre la transformation de phase à 20°C et la plasticité à 191°C	41
2.14	Évolution de la déformation de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale (T = 20°C)	42
2.15	Évolution de la déformation de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale (T = 50°C)	43
2.16	Évolution de la déformation de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale (T = 80°C)	43
2.17	Évolution de la déformation de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale (T = 130°C)	44
2.18	Évolution de la déformation de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale (T = 152°C)	44
2.19	Évolution de la déformation de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale (T = 191°C)	45
2.20	Diagramme contrainte critique / température (A=austénite, M=martensite)	46
2.21	Courbe contrainte - déformation : cycles de charge - décharge - chauffage (T = 20°C)	47
2.22	Courbe contrainte - déformation : cycles de charge - décharge - chauffage (T = 84°C)	47

2.23	Courbe contrainte - déformation : cycles de charge - décharge - chauffage (T = 137°C)	48
2.24	Évolution de la déformation de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale (T = 20°C)	49
2.25	Évolution de la déformation de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale (T = 84°C)	49
2.26	Évolution de la déformation de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale (T = 137°C)	50
2.27	Effet d'une pré-déformation plastique sur le comportement thermomécanique des AMF à base fer	51
3.1	Évolution de la contrainte critique produisant une déformation inélastique en fonction de la température	55
3.2	Comportement thermomécanique des AMF à base fer	55
3.3	Volume élémentaire représentatif d'un AMF à base fer polycristallin	56
3.4	Décomposition de la contrainte locale, d'après [33]	61
3.5	Énergies internes dans un VER d'AMF à base fer, d'après [33]	62
3.6	Exemple de réponse non linéaire des AMF à base fer	63
3.7	Variation du seuil d'activation de la transformation inverse avec le niveau de chargement	66
4.1	Détection de l'activation d'un mécanisme de déformation.	75
4.2	Calcul des coefficients dans le cas de l'activation de deux mécanismes de déformation.	76
4.3	Schéma de Newton Raphson	78
4.4	Effet de la taille d'incrément (transformation seule à 22°C)	79
4.5	Effet de la taille d'incrément (couplage transformation de phase et plasticité à 60°C)	79
4.6	Influence du paramètre H_g (MPa) sur le comportement à 20°C (AMFe-2)	83
4.7	Influence du paramètre H_g (MPa) sur le comportement à 50°C (AMFe-2)	83
4.8	Effet de H_g (MPa) sur les deux mécanismes inélastique à 50°C (AMFe-2)	84
4.9	Influence du paramètre H_g (MPa) sur le comportement à 130°C (AMFe-2)	84
4.10	Influence du paramètre n_g sur le comportement induit par la transformation seule à 20°C (AMFe-2)	85
4.11	Influence du paramètre n_g sur le comportement induit par la plasticité seule à 130°C (AMFe-2)	85
4.12	Influence du paramètre σ_y^f (MPa) sur le comportement à 20°C (AMFe-2)	86
4.13	Influence du paramètre H_v (MPa) sur le comportement à 20°C (AMFe-2)	86
4.14	Évolution de la fraction f avec H_v (MPa) à 20°C (AMFe-2)	87
4.15	Influence du paramètre n_v sur le comportement à 20°C (AMFe-2)	87
4.16	Influence du paramètre H_s (MPa) sur le comportement à 130°C (AMFe-2)	88
4.17	Influence du paramètre n_s sur le comportement à 130°C (AMFe-2)	88
4.18	Effet de H_{sv} (MPa) sur le comportement à 50°C (AMFe-2)	89
4.19	Effet de H_{sv} (MPa) sur les deux mécanismes inélastique à 50°C (AMFe-2)	89
4.20	Effet de n_{sv} sur les deux mécanismes inélastique à 50°C (AMFe-2)	90
4.21	Effet de n_{sv} sur le comportement de traction à 50°C (AMFe-2)	90
4.22	Chargement et conditions de la simulation de l'essai de traction.	91
4.23	Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 20°C (matériau AMFe-1)	91

4.24	Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 50°C (matériau AMFe-1)	92
4.25	Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 80°C (matériau AMFe-1)	92
4.26	Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 152°C (matériau AMFe-1)	93
4.27	Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 20°C - 3 cycles (matériau AMFe-1)	93
4.28	Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 50°C - 3 cycles (matériau AMFe-1)	94
4.29	Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 80°C - 3 cycles (matériau AMFe-1)	94
4.30	Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 152°C - 3 cycles (matériau AMFe-1)	95
4.31	Comparaison des évolutions numérique et expérimentale des déformations de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale (20°C) (matériau AMFe-1)	95
4.32	Comparaison des évolutions numérique et expérimentale des déformations de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale (50°C) (matériau AMFe-1)	96
4.33	Comparaison des évolutions numérique et expérimentale des déformations de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale (80°C) (matériau AMFe-1)	96
4.34	Comparaison des évolutions numérique et expérimentale des déformations de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale (152°C)(matériau AMFe-1)	97
4.35	Comparaison entre les diagrammes numérique et expérimental de contraintes critiques	97
4.36	Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 20°C (AMFe-2) .	98
4.37	Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 50°C (AMFe-2) .	98
4.38	Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 130°C (AMFe-2) .	99
4.39	Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 22°C (AMFe-3) .	99
4.40	Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 60°C (AMFe-3) .	100
4.41	Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 100°C (AMFe-3) .	100
5.1	Principe de la résolution par EF (d'après [22]).	105
5.2	Modèle géométrique, maillage, conditions aux limites et chargement	107
5.3	Températures initiales des simulations	107
5.4	Distribution de la contraintes de von Mises et la déformation totale à 20°C	108
5.5	Fraction volumique de martensite f et taux de plasticité γ avant et après chauffage pour les trois températures initiales d'essai (20, 50 et 130°C)	108
5.6	Déformation totale équivalente de von Mises avant et après chauffage (à 50°C) . .	109
5.7	Distribution de la fraction martensitique f et de la plasticité γ sur le segment [AB] (figure 5.6 (a))	109
5.8	Évolution de la fraction de martensite f et de la plasticité γ au point A (figure 5.6 (a)) en fonction de la déformation totale équivalente de von Mises	110
5.9	Système de serrage	111
5.10	Assemblage et chauffage	111

5.11	Modèle géométrique, maillage, conditions aux limites et chargement	112
5.12	Différentes étapes de la simulation	113
5.13	État de contraintes équivalentes de von Mises lors de différentes étapes de la simulation	114
5.14	Recouvrement de la déformation de transformation par chauffage	114
5.15	f et γ avant et après chauffage (T initiale = 20°C)	115
5.16	f et γ avant et après chauffage (T initiale = 50°C)	115
5.17	f et γ avant et après chauffage (T initiale = 130°C)	116
5.18	Évolution de f/f_{max} et γ/γ_{max} lors de différentes étapes de chargement (T initiale = 50°C)	116
5.19	Évolution de la pression de serrage avec la température pour les AMF à base fer	117
5.20	Comparaison des hystérésis thermiques des AMF à base fer et à base de NiTi	118
5.21	Évolution de la pression de serrage avec la température pour les AMF à base de NiTi	118
5.22	Système assemblé, d'après [1]	119
5.23	Éclisses pour assembler les rails, d'après [51]	119
5.24	Cycle de fonctionnement, d'après [51]	120
5.25	Dimensions réelles (mm), d'après [51]	121
5.26	Système de serrage	121
5.27	Maillage et conditions aux limites	121
5.28	Distribution de la contrainte équivalente de von Mises avant chauffage	122
5.29	Distribution de la contrainte équivalente de von Mises après chauffage	122
5.30	Allongement de la plaque après chargement mécanique (mm)	123
5.31	Distribution de la fraction volumique de martensite dans la plaque avant chauffage	123
5.32	Distribution de la fraction volumique de martensite dans la plaque après chauffage	123
5.33	Évolution de la fraction de martensite en fonction de la température	124
5.34	Répartition de la pression de contact au niveau de la section du rail	124
5.35	Évolution de la pression de contact en fonction de la température au point A (figure 5.34)	125
5.36	Effet du jeu initial sur la pression de contact (résultats numériques)	125
5.37	Effet du jeu initial sur la pression de contact (résultats expérimentaux), d'après [51]	126

Liste des tableaux

1.1	Propriétés des AMF d'après [27] et [1]	2
2.1	Composition chimique du matériau étudié (en % de masse)	34
2.2	Températures de transformation de phase pour l'AMF étudié	35
2.3	Récapitulatif des contraintes critiques d'activation de deux mécanismes en fonction de la température pour le matériau étudié	45
2.4	Comparaison des contraintes maximales appliquées sur les deux matériaux pour atteindre la même déformation	48
2.5	Récapitulatif des contraintes critiques d'activation de deux mécanismes en fonction de la température pour les éprouvettes laminées	51
3.1	Équations constitutives du modèle de comportement des AMF à base fer	68
3.2	Paramètres matériau du modèle	68
4.1	Paramètres matériau du modèle	81
4.2	Valeurs des paramètres matériau utilisées (matériau AMFe-1)	81
4.3	Composition chimique du matériau AMFe-2 (en masse %)	82
4.4	Valeurs des paramètres matériau utilisées (matériau AMFe-2)	82
4.5	Composition chimique du matériau AMFe-3 (en masse %)	82
4.6	Valeurs des paramètres matériau utilisées (matériau AMFe-3)	82
5.1	Propriétés matériau de la bague élastique	112
5.2	Propriétés matériau des rails	121

Chapitre 1

Alliages à mémoire de forme à base fer : état de l'art

Sommaire

1.1	Alliages à mémoire de forme à base fer	2
1.2	Transformation martensitique dans les AMF à base fer	4
1.2.1	Généralités	4
1.2.2	Effet mémoire de forme simple sens	9
1.2.3	Effet mémoire de forme double sens	11
1.2.4	Phénomène de pseudo-élasticité dans les AMF à base fer	12
1.3	Effets de la composition chimique et du traitement thermomécanique	13
1.3.1	Effets de la composition chimique des AMF à base fer	13
1.3.2	Traitements de conditionnement dans les AMF à base fer	14
1.3.3	Corrosion des AMF à base fer	15
1.4	Modélisation du comportement des AMF à base fer	15
1.4.1	Modèles unidimensionnels	17
1.4.2	Modèles tridimensionnels	17
1.5	Applications industrielles des AMF à base fer	28
1.6	Conclusion	29

Résumé

Une synthèse bibliographique des travaux expérimentaux sur les alliages à mémoire de forme à base fer est donnée. Les principaux aspects de comportement de ce type d'alliage sont présentés, notamment : le mécanisme de transformation de phase, le couplage transformation de phase-plasticité, l'effet mémoire de forme, les problèmes liés à la corrosion et sur l'amélioration de l'effet mémoire de forme. Par la suite, une analyse des modèles de comportements des AMF existants, est présentée. Ces modèles tiennent plus ou moins compte du comportement plastique couplé à la transformation de phase des AMF à base fer.

1.1 Alliages à mémoire de forme à base fer

Généralement, on dénombre trois familles majeures d'Alliages à Mémoire de Forme (AMF), les AMF à base de Nickel-Titane (NiTi), à base de Cuivre (Cu) et à base fer. Elles se distinguent par leurs compositions chimiques, leurs propriétés mécaniques et physiques, leurs comportements thermomécaniques, et leurs applications industrielles. Le tableau suivant synthétise brièvement, les propriétés de chacune de ces famille.

TABLE 1.1 – Propriétés des AMF d'après [27] et [1]

Propriété	à base NiTi	à base Cuivre	à base fer
Masse volumique (kg/m^3)	6500	7500	7200 - 7800
Conductivité thermique (W/mk)	10	75 - 120	8.34
Module d'Young (GPa)	90	70	170 - 210
M_s ($^{\circ}\text{C}$)	-200 à 100	-200 à 200	-200 à 150
Hystérésis thermique $A_f - M_s$ ($^{\circ}\text{C}$)	20 à 40	20 à 25	150 à 210
Déformation maximale recouvrée (%)	8	4 à 6	2.5 à 4.5
Limite à la rupture (MPa)	800 à 1000	300 à 700	680 à 1000
Biocompatibilité	excellente	mauvaise	mauvaise mais peut être améliorée

Notre étude porte sur la famille des alliages ferreux, qui présente des avantages par rapport aux autres familles, particulièrement son faible coût. Ces alliages sont actuellement faiblement exploités industriellement notamment pour des applications de connectique dans le domaine pétrolier, dans le secteur ferroviaire ou encore comme des amortisseurs en génie civil. Dans cette famille d'alliages ferreux, la composition chimique Fe-Mn-Si est couramment utilisée du fait de son faible coût et de son effet mémoire de forme relativement bon. De plus, les alliages de cette famille ont une bonne usinabilité, une bonne soudabilité ([37]) et une bonne ductilité ([73]), mais leur effet mémoire de forme (3 à 4%) reste inférieur à la famille des NiTi (8%), et sa résistance à la corrosion est faible.

Le comportement général des AMF à base fer est décrit à l'aide du diagramme de l'évolution de contraintes critiques, donnant une déformation inélastique, en fonction de la température ([1], [3], [10], [33]). Sur ce diagramme, deux domaines sont différenciés comme le montre la figure 1.1 ([12]). Si la température du matériau est inférieure à la température M_s^{σ} , la contrainte induisant la formation de la martensite est inférieure au seuil d'activation de la plasticité dans l'austénite, alors la déformation inélastique est induite par transformation de phase de l'austénite en martensite. A cette même température d'essai, pour des niveaux de chargement plus élevés, le glissement plastique peut être activé avec la transformation martensitique. Par ailleurs, si la température de l'essai est supérieure à M_s^{σ} , c'est le comportement plastique qui s'active le premier, puisque la contrainte seuil d'activation de la plasticité dans l'austénite est inférieure à la contrainte critique de transformation de la martensite. D'autre part, les lignes de transformation et de plasticité montrent, dans ce diagramme, une évolution linéaire des contraintes critiques avec la température. Plus précisément, la contrainte critique de transformation martensitique augmente avec la température tandis que la contrainte critique de plasticité diminue.

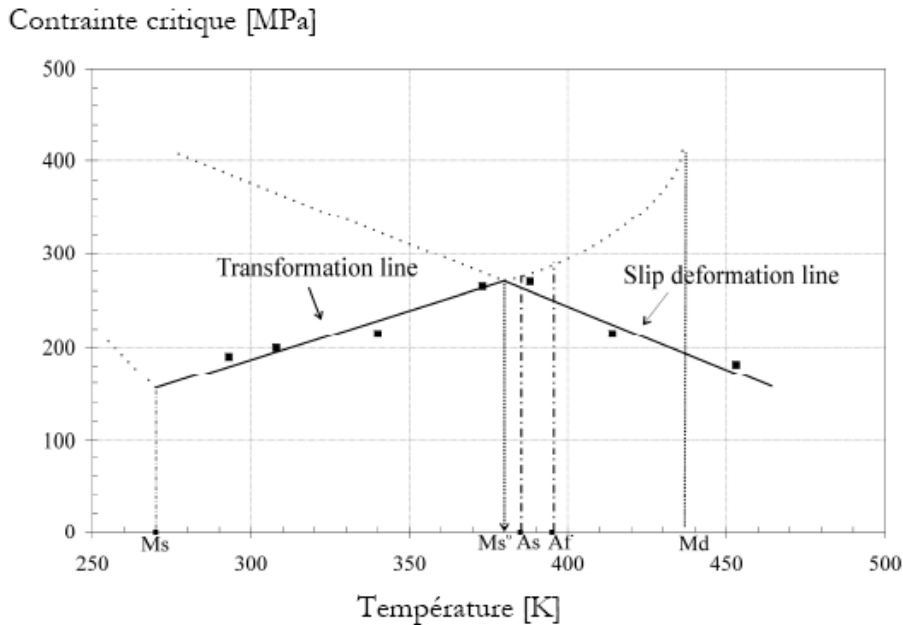
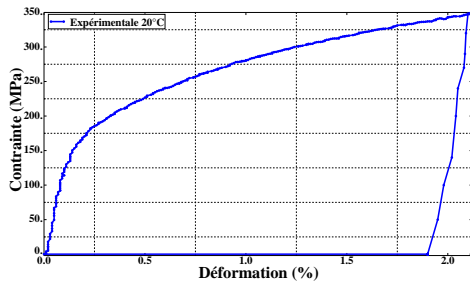


FIGURE 1.1 – Diagramme de l'évolution de contraintes critiques induisant une déformation inélastique en fonction de la température, d'après [12]

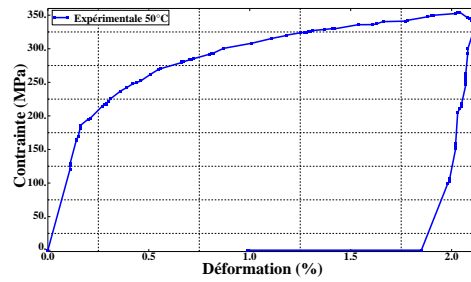
Dans les travaux de Jemal et al. [34], Sade et al. [68], Motomichi et al. [53], il a été montré que la nature de la déformation inélastique lors d'un essai de traction dépend de la température de l'essai. Les figures 1.2 montrent les résultats d'essais de traction respectivement à 20°C, 50°C et 130°C, suivis d'un chauffage, qui permet de différencier la déformation de transformation réversible et la déformation plastique irréversible. La transformation de phase inverse est activée par chauffage lorsque la température atteint la température A_s de début de transformation de martensite en austénite. Il en résulte alors, une déformation inélastique induite uniquement par transformation de phase à 20°C, uniquement par plasticité à 130°C, et par les deux mécanismes à 50°C.

Le comportement plastique constaté dans les AMF à base fer est similaire à celui classiquement observé et étudié dans les aciers par exemple. La déformation plastique macroscopique (irréversible) est le résultat de l'activation des systèmes de glissement les mieux orientés par rapport à la direction du chargement mécanique. Les défauts cristallins, comme les dislocations, les précipités et les joints de grains jouent également un rôle très important en contribuant au développement de la plasticité. Le glissement des dislocations débute lorsque la contrainte appliquée atteint une valeur critique caractérisant le matériau étudié. Les interactions entre ces dislocations accroissent significativement le taux d'écroutissage.

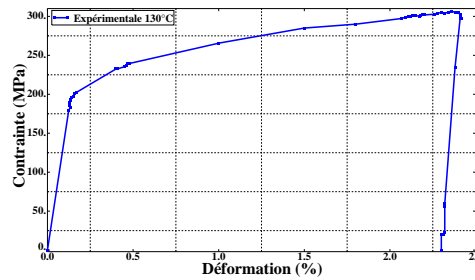
La forte hystérésis thermique constatée par exemple dans [24], et les différents comportements décrits par le diagramme d'évolution de la contrainte critique en fonction de la température caractérisant les AMF à base fer, sont à l'origine de leur transformation martensitique semi-thermo-élastique. En effet, la transformation martensitique est thermo-élastique, totalement réversible, jusqu'à l'activation du glissement plastique. A partir d'un certain niveau de déformation totale, il n'est alors plus possible d'assurer l'accommodation de la déformation de



(a) Courbe de traction/chauffage à 20°C



(b) Courbe de traction/chauffage à 50°C



(c) Courbe de traction/chauffage à 130°C

FIGURE 1.2 – Courbes de traction/chauffage à différentes températures initiales, d'après [34]

transformation uniquement par l'élasticité. Par rapport aux AMF à base NiTi, les seuls comportements thermomécaniques possibles sont les effets mémoire de forme simple et double sens. Il est très difficile de réorienter la martensite créée, de part la nécessité de fournir une énergie de réorientation très élevée liée à la forte incompatibilité des variantes de martensite. Par conséquent, la limite d'écoulement plastique de l'austénite est atteinte avant d'activer la réorientation des variantes de martensite. De plus, à cause de la large hystérésis, il n'est pas possible d'activer la transformation inverse lors de la décharge. Une sollicitation thermique (chauffage) permet de retrouver l'état austénitique.

1.2 Transformation martensitique dans les AMF à base fer

1.2.1 Généralités

Le comportement thermomécanique des AMF est induit par l'activation d'une transformation de phase solide, la transformation martensitique. Ce terme constitue une généralisation de la transformation martensitique observée dans les aciers après une trempe, pour décrire les transformations ayant lieu dans d'autres alliages. C'est un phénomène de transition entre deux phases à l'état solide. Dans [27], G. Guénin a défini cette transformation comme "*une transition structurale displacive du premier ordre présentant une déformation homogène du réseau cristallographique, constituée essentiellement par cisaillement*" (figure 1.3). Le terme "*displacive du premier ordre*" signifie que la transformation met en jeu des déplacements atomiques faibles mais finis et parfaitement corrélés pour un très grand nombre d'atomes. Il n'existe donc aucune diffusion d'atomes lors de la transition qui peut ainsi se produire à toute température et très rapidement sans changer ni l'ordre atomique ni la composition chimique. Les deux phases ont alors la même composition chimique ainsi que le même ordre d'atomes.

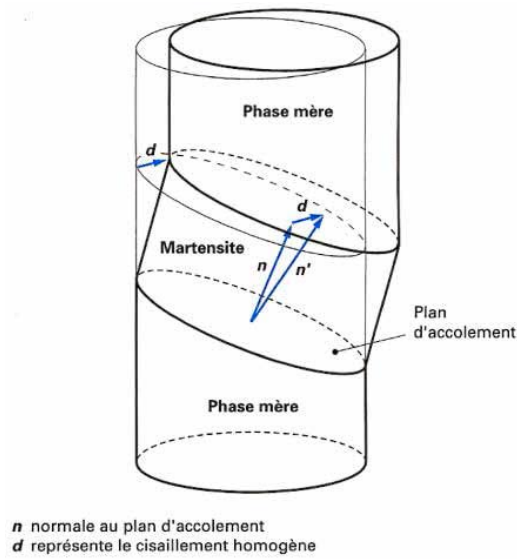


FIGURE 1.3 – Apparition d’une variante de martensite dans la phase mère d’austénite, d’après [27]

C’est une transformation d’une phase mère de maille cubique face centrée (cfc) appelée Austénite (notée γ), en une phase fille de maille hexagonale compact (hc) quadratique ou rhomboédrique appelée Martensite (notée ε). L’austénite est une phase stable à haute température alors que la martensite est métastable à basse température. La martensite apparaît sous forme de variantes ou plaquettes dans les grains d’austénite (figure 1.4, d’après [13]), pouvant être orientées suivant plusieurs directions (figure 1.5).

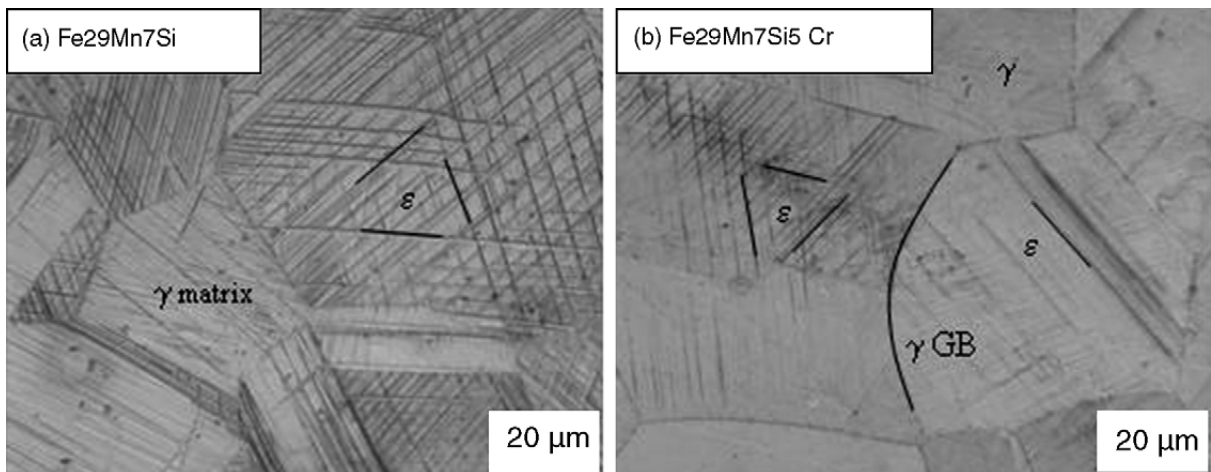


FIGURE 1.4 – Observation au microscope de l’apparition de variantes de martensite dans la matrice austénitique, d’après [13]

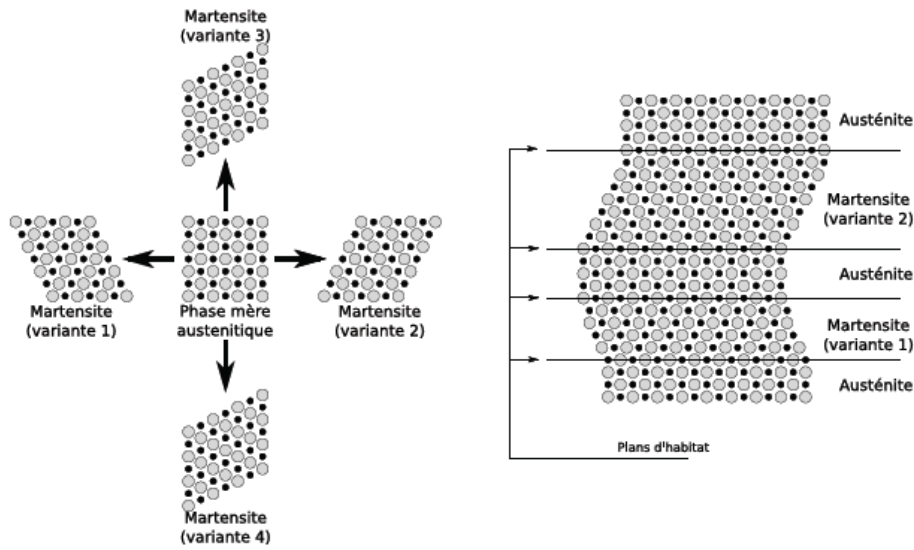


FIGURE 1.5 – Exemple de directions d'apparition de variantes de martensite, d'après [22]

Les variantes germent et croissent dans la matrice austénitique au fur et à mesure de l'augmentation de l'état de contrainte et/ou de la décroissance de la température (figure 1.6, d'après [42]). Cette matrice contient un nombre important de défauts d'empilement et de dislocations, à l'origine de la germination de nouvelles variantes de martensite (figure 1.7, d'après [39]). La croissance des variantes de martensite dans un grain est donnée par l'augmentation de la largeur de la plaquette. Bergeon et al. [7] ont montré que cette augmentation est le résultat de l'association (rapprochement) de plusieurs plaquettes très fines.

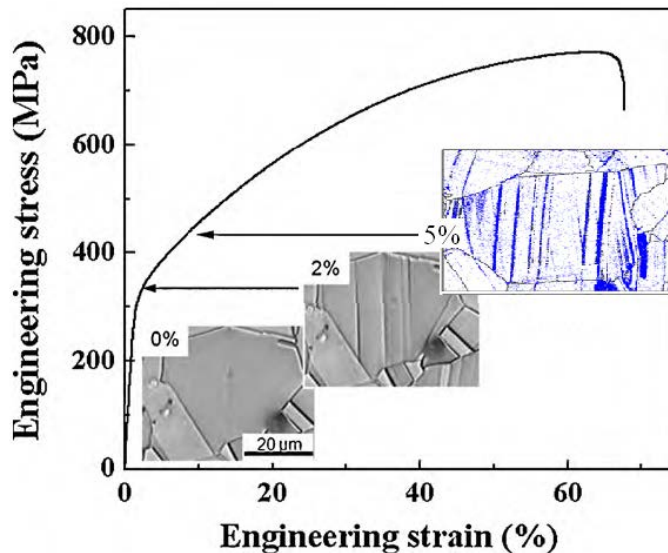


FIGURE 1.6 – Apparition de variantes de martensite lors d'un chargement mécanique, d'après [42]

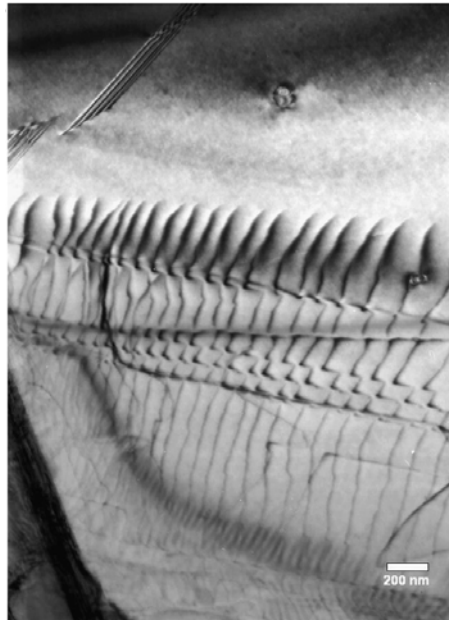


FIGURE 1.7 – Observation au microscope d’un AMF à base fer à l’état austénitique montrant les dislocations et les défauts d’empilement, d’après [39]

Thermodynamiquement, l’apparition d’une nouvelle phase est conditionnée par la minimisation de l’énergie libre de Gibbs notée G du système. La figure 1.8 montre le diagramme de l’évolution de l’énergie libre en fonction de la température. Ainsi, à contrainte constante, si la température est inférieure à la température d’équilibre T_0 (équivalente à la température M_s^0 sur la figure 1.1), c’est l’apparition de martensite qui minimise l’énergie G et donc la transformation martensitique peut avoir lieu. Avec le même raisonnement, c’est la plasticité qui est activée en premier à haute température ($T > T_0$).

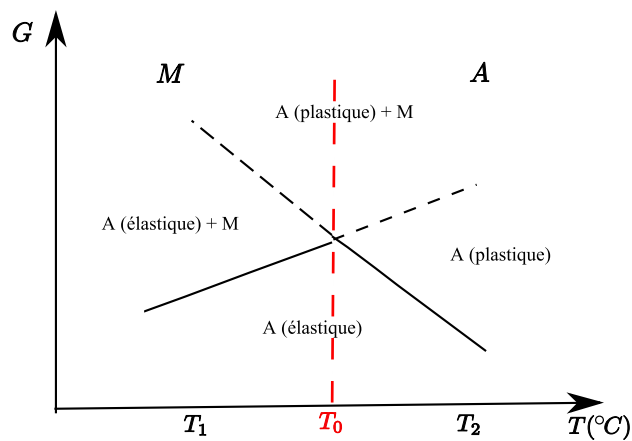


FIGURE 1.8 – Évolution de l’énergie libre en fonction de la température : mécanismes activés

La transformation a lieu sous des conditions thermomécaniques spécifiques. La figure 1.1 résume toutes les conditions d’apparition de la martensite sous un chargement mécanique. Thermiquement, à contrainte nulle la transformation commence à une température notée M_s (Mar-

tensite start), et se termine à la température M_f (Martensite finish). Il en est de même pour la transformation inverse, elle commence à la température A_s (Austénite start), et se termine à la température A_f (Austénite finish). Les travaux de Nishimura et al. ([55] - [58], et [60]) ont montré, par des essais thermomécaniques, que les températures de début et de fin de transformations directe et inverse dépendent linéairement du niveau de chargement, de la décharge totale ou partielle, du type de chargement (traction, compression, cisaillement), de la température d'essai et des traitements thermiques et mécaniques qu'a subi le matériau avant la sollicitation (figure 1.9). Ces évolutions ont été schématisées dans l'espace (contrainte axiale, contrainte de cisaillement, température) par Nishimura et al. [59] (figure 1.10).

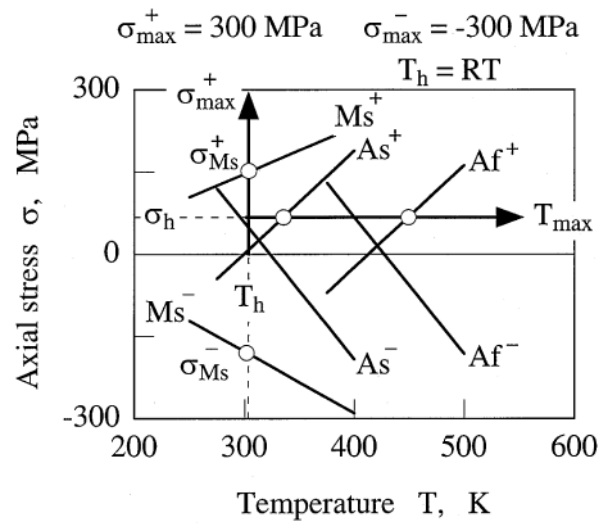
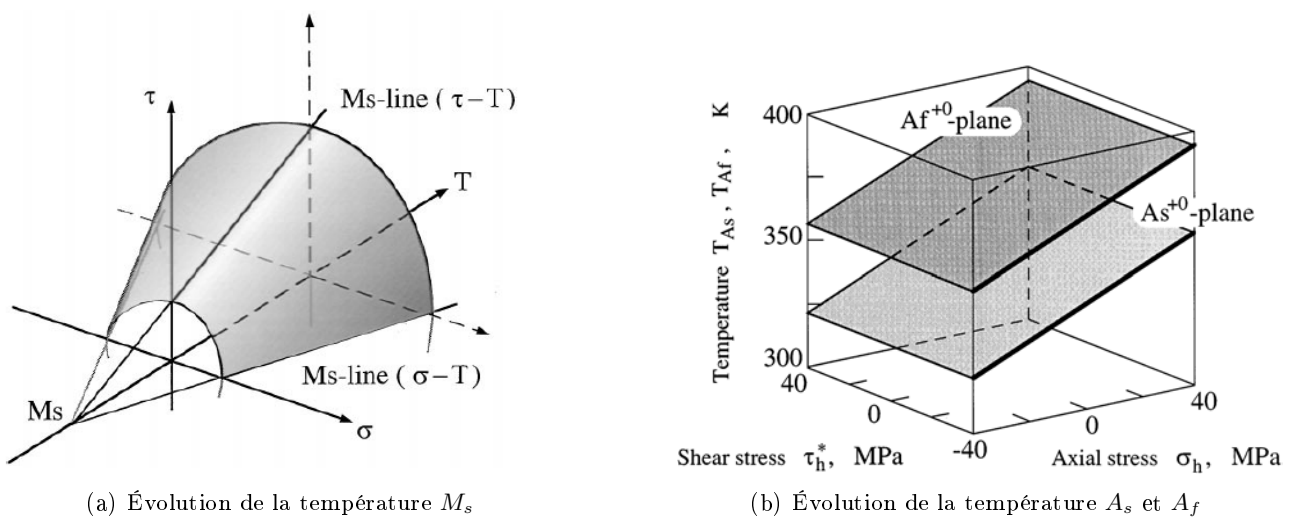


FIGURE 1.9 – Variation des températures de transformation de phase avec le niveau de chargement pour le cas de la traction et de la compression, d'après [60]



(a) Évolution de la température M_s

(b) Évolution de la température A_s et A_f

FIGURE 1.10 – Évolution des températures A_s , A_f et M_s dans l'espace (σ, τ, T) , d'après [59]

1.2.2 Effet mémoire de forme simple sens

Dans les AMF à base fer, l'apparition de la martensite est possible par chargement mécanique, dite martensite induite sous contrainte (martensite orientée), ou dans certaines conditions particulières, par chargement thermique pour obtenir de la martensite dite thermique (martensite auto-accommodée) ([7], [8], [10]). La figure 1.11 montre que les variantes de martensite orientées sont plus fines et de forme lamellaire par rapport aux variantes induites thermiquement, plus larges.

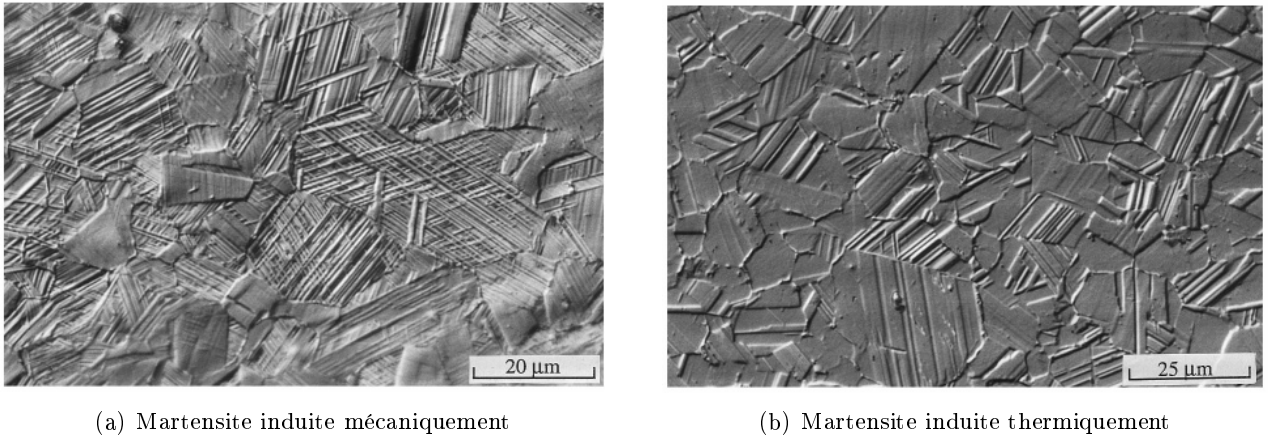


FIGURE 1.11 – Différence entre martensite induite mécaniquement et thermiquement, d'après [7]

Mécaniquement, la sollicitation d'un grain à l'état austénitique par une contrainte de cisaillement supérieure à la contrainte critique, engendre la formation de variantes de martensite orientées par le champ de contraintes. Il en résulte alors une déformation inélastique macroscopique. Le chauffage permet le retour au réseau originel et donc à la forme initiale, c'est la transformation inverse (figure 1.12, d'après [61]). La définition de la transformation inverse suivant G. Guénin [28] est : "*the transformation on heating occurs reversibly like a movie projected in reverse way*" (la transformation inverse lors du chauffage est comme la projection à l'envers d'un film décrivant la transformation directe). D'après Nishimura et al. [58], lors de la transformation martensitique, l'austénite qui entoure les variantes de martensite génère des contraintes de compression sur les variantes. Ces contraintes vont aider l'activation de la transformation inverse lors du chauffage, par germination de l'austénite à l'intérieur de la martensite. Cette hypothèse est également adoptée dans [9] par Bergeon et al., qui ont montré que le contact entre les extrémités des bandes de martensite et les joints de grains est à l'origine de la création des zones de concentrations de contraintes, qui à son tour induit des "back-stresses" (contraintes internes) favorables au mouvement inverse des dislocations et donc à la disparition de la martensite au sein de l'austénite. La figure 1.13 montre par des observations au microscope la disparition des variantes de martensite avec l'augmentation de la température ([35], [36]).

Par ailleurs, les travaux de T. Bouraoui [10] ont montré la possibilité de former de la martensite uniquement par variation de la température après un cycle de conditionnement. Le cycle étudié consiste en un maintien d'une heure à une température supérieure à 827°C, suivi par une trempe. La martensite apparaît après 48 h de vieillissement à la température ambiante. Ceci est expliqué par l'apparition de contraintes internes induites par la trempe, favorables à l'activation

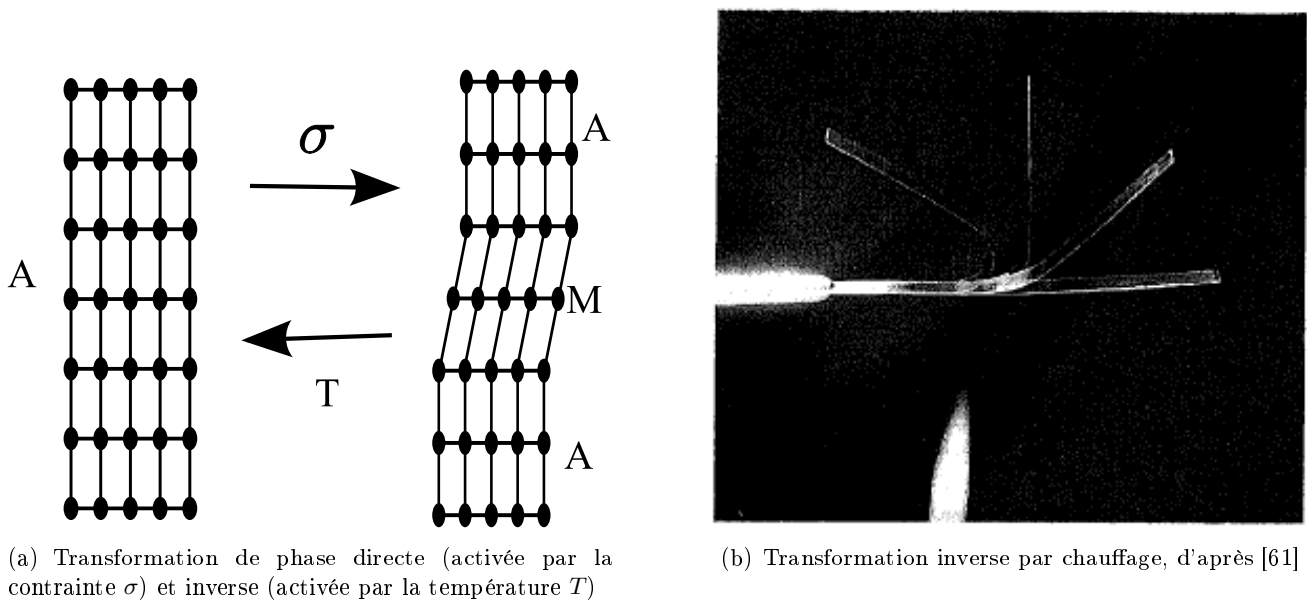


FIGURE 1.12 – Transformation inverse

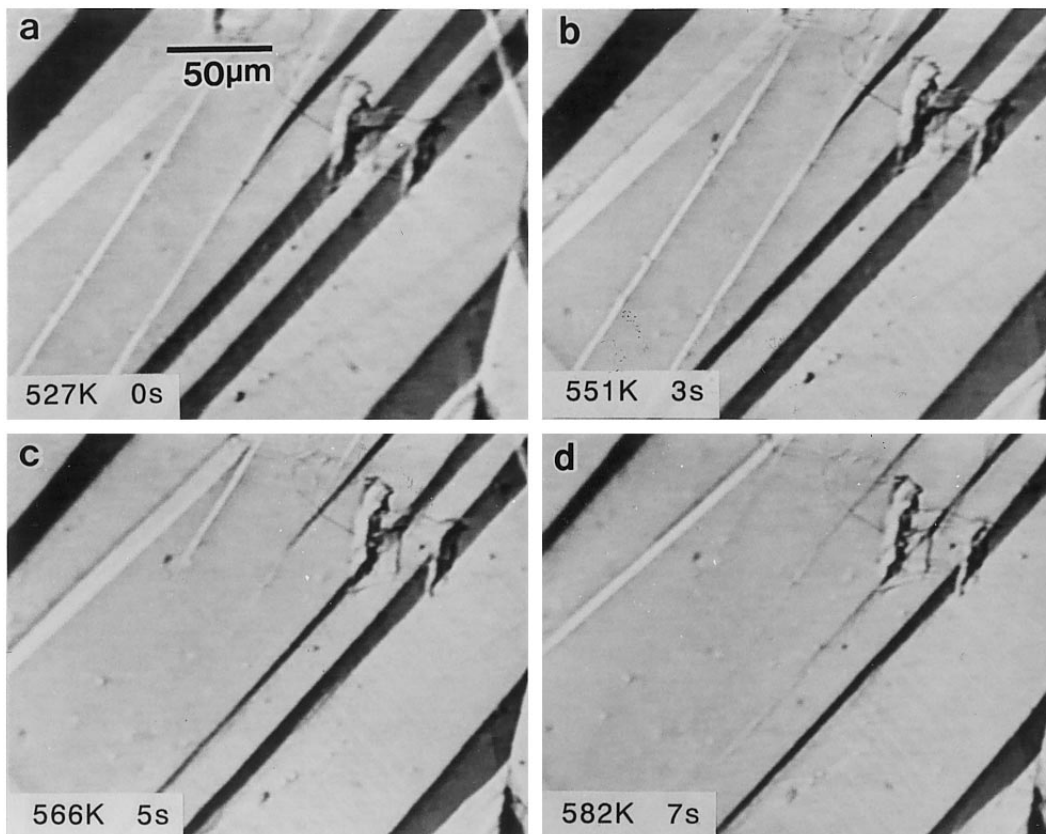


FIGURE 1.13 – Disparition de variantes de martensite au cours du chauffage, d'après [36]

de la transformation martensitique. Bergeon et al. [7] ont montré qu'après un traitement thermomécanique (580°C, 15 minutes + 7 % pré-déformation + 700°C, 30 minutes), la martensite

thermique (auto-accommodée) apparaît après refroidissement à la température M_s ou à la température d'essai si elle est inférieure à M_s . Toutefois, ce type de martensite ne génère pas de déformation macroscopique, puisqu'elle se forme de manière auto-accommodée. Dans les travaux de Chung et al. [19], il a été mis en évidence que le volume de la martensite thermique est très faible, il est 10 fois moins important que le volume de la martensite induite mécaniquement, et peut devenir 18 fois inférieur après un traitement de conditionnement.

Finalement, T. Bouraoui [10] et Gu et al. [26] ont proposé les conditions optimales suivantes pour avoir un bon effet mémoire de forme :

- Un état de départ austénitique,
- Une déformation imposée autour de 4 % à 25°C,
- Un traitement thermique (600°C pendant 10 min),
- Une composition chimique optimisant l'effet mémoire de forme,
- Une contrainte d'activation du glissement plastique élevée,

1.2.3 Effet mémoire de forme double sens

Par définition, c'est la transition réversible par chauffage, entre une forme stable à haute température, obtenue après un chargement mécanique de conditionnement, et une autre métastable à basse température, sans qu'aucune contrainte ne soit appliquée (figure 1.14). C'est un comportement généralement observé dans les AMF à base NiTi, mais ceux à base fer peuvent, sous des conditions particulières, présenter un effet proche de l'effet mémoire de forme double sens.

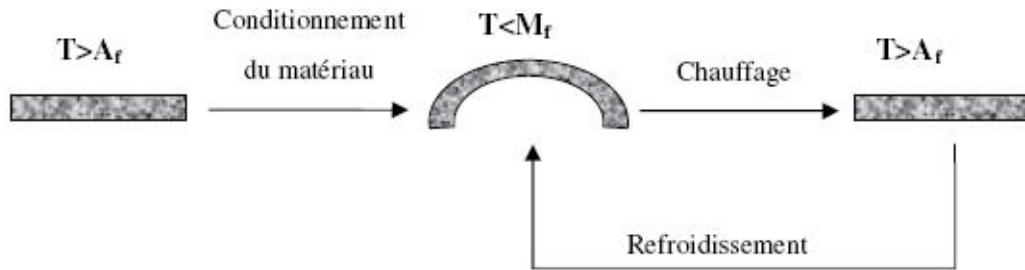


FIGURE 1.14 – Traitement de conditionnement et effet mémoire de forme double sens, d'après [33]

Dans le cadre des travaux de T. Bouraoui [10], l'apparition d'un effet proche de l'effet mémoire de forme double sens a été confirmé. Un échantillon préalablement déformé à 25°C en traction et chauffé jusqu'à 300°C montre une contraction. Ce comportement est conditionné par la température de recuit atteinte lors du traitement thermique appliqué sur l'échantillon avant l'essai, et par la présence de la martensite thermique (auto-accommodée). Nishimura et al. [55] ont montré le rôle de la martensite thermique (auto-accommodée) qui se transforme totalement en austénite lors du chauffage, et des cycles de conditionnement qui jouent un rôle essentiel dans le réarrangement des dislocations déjà existantes. La figure 1.15 montre l'effet double sens obtenu après un cycle de chargement thermique entre $T_{min} = -263^\circ\text{C}$ et $T_{max} = 247^\circ\text{C}$, et le rôle des N cycles de conditionnement. Y. Tomota et K. Yamaguchi [78] ont attribué ce comportement au phénomène de relaxation des contraintes, lors du chauffage, qui ont été générées autour des

variantes de martensite créées. Shiming et al. [71] ont expliqué cet effet par le mouvement réversible des interfaces austénite/martensite. Dans les travaux de Tomota et al. [77] et C. Zhao [85], cet effet a été observé après un traitement de conditionnement qui a pour objectif l'amélioration de l'effet mémoire de forme simple sens.

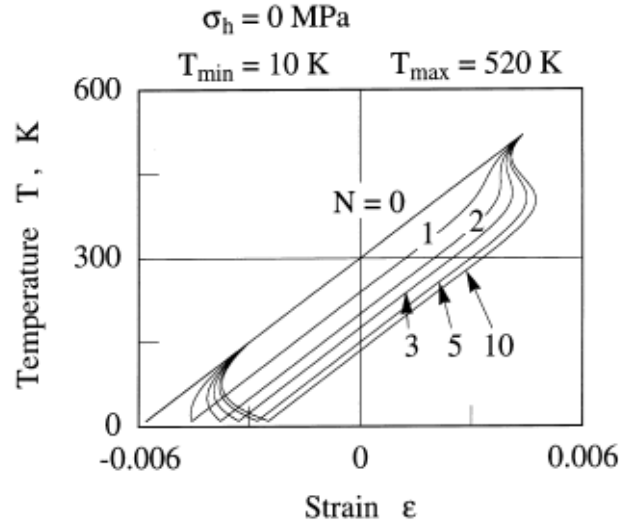


FIGURE 1.15 – Stabilisation de l'effet mémoire de forme avec le traitement cyclique de conditionnement, d'après [55]

1.2.4 Phénomène de pseudo-élasticité dans les AMF à base fer

Le comportement en traction des AMF à base fer présente une décharge élastique non linéaire. Une différence de comportement lors de la charge et de la décharge est constatée. La figure 1.16 montre ce phénomène appelé "pseudo-élasticité", sur une courbe de traction, après décharge. C'est un comportement caractérisant les matériaux d'élasticité non linéaire.

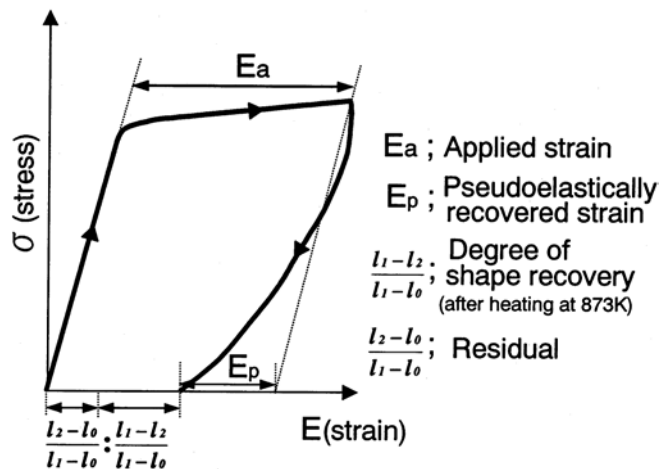


FIGURE 1.16 – Phénomène de pseudo-élasticité, d'après [52]

Dans [10], T. Bouraoui a mis en évidence la dépendance de la pseudo-élasticité à la contrainte appliquée. Elle augmente avec le chargement mécanique. Il a été indiqué dans les travaux de Baruj et al. [3] qu'elle peut également dépendre de la température d'essai. Pour certaines compositions, elle pourra atteindre 80 % de la déformation maximale si la température est de l'ordre de 100°C (figure 1.17). L'origine de ce phénomène est peut être le traitement de conditionnement que l'éprouvette a subi avant l'essai ([3]), la présence de macles d'austénite déformées et non transformées en martensite, ou un effet caoutchoutique partiel dû aux mouvements des interfaces entre les variantes de martensite formées au cours de la déformation en traction [10]. D'après Matsuura et al. [52], le procédé de laminage à chaud pourrait aussi induire de la pseudo-élasticité.

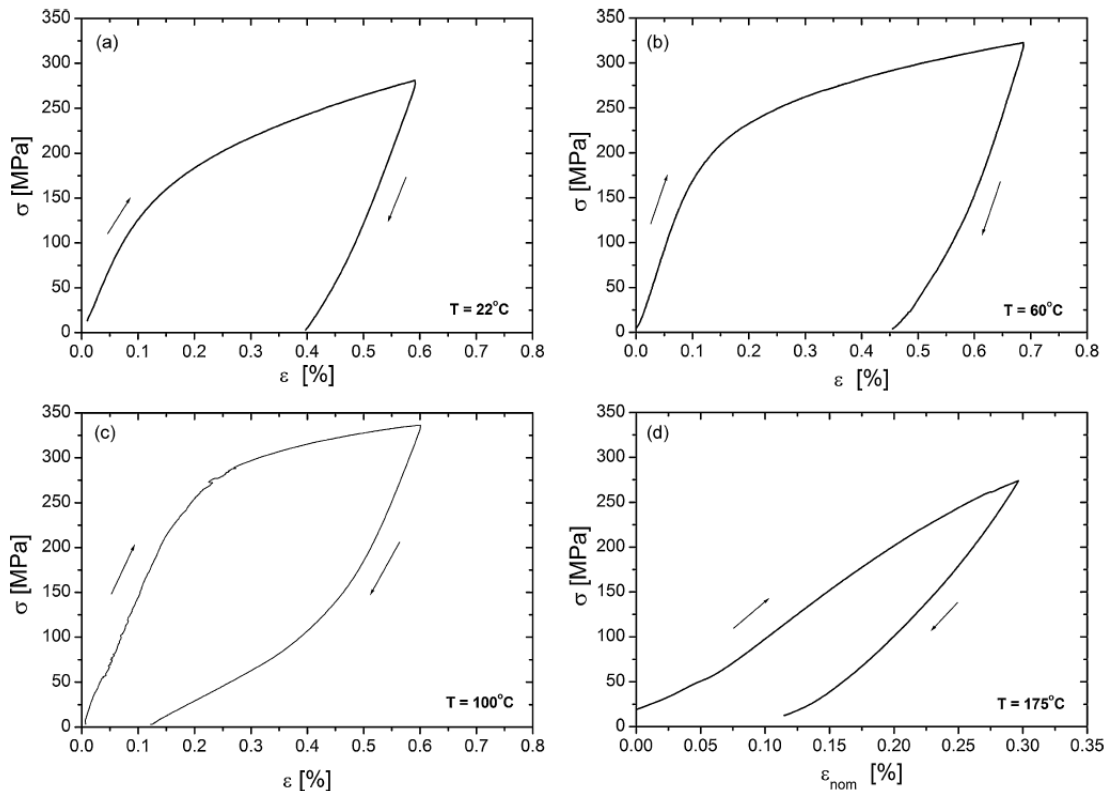


FIGURE 1.17 – Augmentation de la pseudo-élasticité avec la température d'essai, d'après [3]

1.3 Effets de la composition chimique et du traitement thermomécanique

1.3.1 Effets de la composition chimique des AMF à base fer

Ces alliages, comme leur nom l'indique, sont à base de fer et d'autres éléments chimiques d'addition comme le Mn, Si, Cr. On peut dénombrer alors différentes compositions chimiques obtenues par variation des éléments d'addition, ou des pourcentages massiques de ces éléments. Parmi ces nuances on peut citer : Fe-Pt, Fe-Pd, Fe-Ni-Co-Ti, Fe-Mn-Si, Fe-Mn-Si-Cr...

Dans l'objectif d'améliorer l'effet mémoire de forme, il est primordial de trouver une combinaison optimale entre les traitements thermomécaniques et la composition chimique. Certains auteurs

ont étudié l'effet des éléments chimiques sur les comportements thermomécaniques des AMF à base fer. L'analyse des travaux de Gu et al. [26], Mostafa et al. [38], Marinelli et al. [50], N. Stanford et D.P. Dunne [75], Wang et al. [79], Sade et al. [68], Tomota et al. [77] et Koyama et al. [41] nous ont permis d'extraire les effets suivants des différents composants :

- **Mn** : aide à la formation de l'austénite, dans la limite de 20 % (pourcentage massique)
- **Si** : augmente la contrainte d'activation du glissement plastique, améliore la résistance à la corrosion, facilite le mouvement réversible des dislocations et améliore l'effet mémoire de forme, dans la limite de 6.5 % (pourcentage massique)
- **Cr** : améliore la résistance à la corrosion et augmente la contrainte d'activation du glissement plastique, dans la limite de 11 % (ou 20 %) (pourcentage massique)
- **Cu** : aide à la formation de l'austénite et améliore la résistance à la corrosion, dans la limite de 3 % (pourcentage massique)
- **N** : améliore la résistance à la corrosion et augmente la contrainte d'activation du glissement plastique, dans la limite de 0.4 % (pourcentage massique)
- **C** : diminue la formation de la martensite
- **Co** : diminue la température M_s .

Il est avéré que le Manganèse (Mn) et le Silicium (Si) sont les deux éléments les plus importants en raison de leurs effets positifs sur l'effet mémoire de forme et la tenue à la corrosion. C'est pourquoi les compositions types les plus utilisées comportent souvent ces deux éléments. On cite les principales compositions : Fe-28Mn-6Si-5Cr, Fe-20Mn-5Si-8Cr-5Ni, Fe-16Mn-5Si-12Cr-5Ni...

1.3.2 Traitements de conditionnement dans les AMF à base fer

Parmi les points faibles des AMF à base fer, on peut citer son effet mémoire de forme relativement faible, par rapport aux NiTi par exemple. Certains auteurs ont étudié les conditions nécessaires pour aboutir à un bon effet mémoire de forme dans ces alliages. Les travaux de S. Kajiwara [35], Druker et al. [21] et Gu et al. [26] permettent de résumer ces conditions comme suit :

- l'existence d'un grand nombre de défauts d'empilement distribués uniformément dans la phase austénitique. Ces défauts présentent des sites de germination des variantes de martensite très fines et parallèles, sous un chargement mécanique. Par conséquent, la transformation inverse, activée par chauffage, s'effectue par les mouvements inverses des dislocations partielles de Shockley dans les interfaces Austénite/Martensite.
- la contrainte critique de transformation martensitique doit être très inférieure à la contrainte d'activation du glissement plastique.

C'est pourquoi l'amélioration de l'effet mémoire de forme s'obtient par des traitements thermiques, thermomécaniques ou par l'ajout d'éléments chimiques, dans l'objectif d'assurer une meilleure densité des défauts d'empilement. Baruj et al. ([2] et [5]) proposent l'ajout de précipités de Nb et C, en plus d'un laminage à chaud à 600°C. Le rôle du laminage à chaud est de créer un grand nombre de défauts d'empilement. Baruj et Troiani [6] ont adopté le même traitement

en ajoutant un recuit à 800°C pendant 10 minutes. Ceci permet d'améliorer sensiblement l'effet mémoire de forme. Stanford et al. [76] ont montré que l'effet du traitement thermomécanique est plus important que celui des précipités NbC. Kajiwara et al. [37] ont prouvé le rôle important des précipités de Nb et C pour améliorer l'effet mémoire de forme. Ils présentent des sites de germination des variantes de martensite lors du chargement mécanique et vont générer des contraintes facilitant la transformation inverse. D'autre part, Baruj et al. [4] ont étudié l'effet d'un traitement thermique (cyclage entre une température maximale et minimale) sur les températures de transformation de phase. Ils ont montré qu'alors M_s diminue et A_s augmente après ce traitement, et donc l'hystérésis thermique devient plus large. Il est également possible d'améliorer l'effet mémoire de forme de 30 % par un laminage à froid jusqu'à 15 % de déformation, suivi d'un recuit à 800°C pendant 15 minutes [74]. Le traitement proposé par Yang et al. [80] est un laminage à froid jusqu'à 10 % de déformation suivi par un recuit pendant 1 heure à une température entre 550°C et 650°C.

Gu et al. [26] et Huijun et al. [47] ont montré que la répétition d'un traitement de conditionnement, qui consiste à imposer une déformation de 2 % (ou 3%) et un recuit à 600°C, permet de diminuer la contrainte critique de transformation martensitique et d'augmenter la contrainte d'activation du glissement plastique. D'autres auteurs comme Zhang et al. [84] ont proposé un traitement similaire avec un maintien d'une heure à 900°C, suivi d'une trempe à l'air libre. Par la suite, une déformation de 2.5 % est appliquée à température ambiante, suivie par un chauffage à 600°C maintenu pendant 60 s. Finalement, le matériau est refroidi jusqu'à la température ambiante. Après trois cycles, ils ont observé une diminution de la contrainte critique de transformation martensitique, et une augmentation de la densité des défauts d'empilement.

1.3.3 Corrosion des AMF à base fer

La corrosion est le problème majeur de cette famille d'AMF. Elle est à l'origine des limitations de leurs utilisations industrielles, voire même inenvisageables comme c'est le cas en biomécanique. Néanmoins, la résistance à la corrosion peut être améliorée par un traitement surfacique ([14]), ou par l'ajout d'éléments d'addition comme le Ni et le Cr ([27], [73]). En effet, Charfi et al. [14] ont montré qu'un revêtement électrolytique de zinc suivi d'un traitement de chromatation permet d'augmenter la résistance à la corrosion, sans influencer d'une manière significative l'effet mémoire de forme qui diminue de 2.5 % à 2.26 %. D'autre part, Soderberg et al. [73] ont étudié l'effet des éléments d'addition sur la résistance à la corrosion et ont constaté que l'augmentation du Mn avec la diminution du Cr affecte négativement la résistance à la corrosion. Au contraire, les éléments Ni, N et V ont un effet anti-corrosif. Ils ont montré aussi qu'un traitement de conditionnement par laminage à froid a un effet négatif sur la corrosion.

1.4 Modélisation du comportement des AMF à base fer

Des nombreux chercheurs se sont intéressés à la modélisation du comportement des Alliages à Mémoire de Forme (AMF). Il existe donc une longue liste de modèles qui peuvent être classés en deux grandes familles : les modèles phénoménologiques et les modèles micromécaniques. Les modèles phénoménologiques sont destinés généralement à l'implémentation numérique dans des codes de calcul par éléments finis, et sont exploités pour l'analyse des structures en AMF. Ces modèles macroscopiques sont basés sur une relation directe entre les variables internes et la réponse macroscopique du matériau. Ils adoptent en général un faible nombre de variables internes, comme par exemple la fraction volumique de martensite et le taux de plasticité sur le volume

global du polycristal dans le cas des AMF à base fer. Par contre, ces modèles sont moins représentatifs des phénomènes locaux. Parmi ces derniers, on peut citer de manière non exhaustive : Bo et Lagoudas [86], Leclercq et LExcellent [46], Zaki et al. [83], Lagoudas et Entchev [43], Peultier et al. [67], St-Sulpice et al. [69], Chemisky et al. [16] et Jemal et al. [34]. Ceux-ci décrivent les différents comportements des AMF comme l'effet mémoire de forme, la super-élasticité, la réorientation des variantes pour différents chargements thermomécaniques monotones ou complexes induisant un comportement saturé ou en boucle interne ([22]). D'autres modèles, micromécaniques, permettent de prédire la réponse précise des AMF grâce à une description fine à l'échelle de chaque grain puis à une transition d'échelle aboutissant au comportement macroscopique. Pour cela, il faut introduire un grand nombre de variables internes et définir leurs évolutions et leurs interactions. Dans le cas de la transformation martensitique, les variables internes dans une maille cubique centrée sont les 24 variantes de martensite (nombre maximal des variantes qui pourraient être créées dans un grain d'Austénite) dans chaque grain. Il faudrait tenir compte également de l'activation des systèmes de glissement dans le cas du couplage entre les deux mécanismes. Une méthode de transition d'échelle est ensuite utilisée pour en déduire le comportement d'un volume élémentaire représentatif (VER). Ceci permet de prédire avec précision le comportement, mais cette démarche est très coûteuse lors de la simulation numérique en temps de calcul et en mémoire nécessaire. Ce type de modèles est donc plutôt destiné à la compréhension des mécanismes physiques à l'échelle locale. Ils permettent également de décrire la dissymétrie traction/compression, les trajets de chargements non-proportionnels... Nous citons de manière non exhaustive les modèles de Manchiraju et Anderson [49], Huang et al. [32], Patoor et al. [63], Cherkaoui et al. [18], Entemeyer et al. [23].

Pour plus de détails, sur l'historique des modèles du comportement des AMF, nous recommandons au lecteur la revue bibliographique assez riche et assez complète de Patoor et al. [64] et Lagoudas et al. [44]. Les modèles traités dans celle-ci considèrent uniquement le mécanisme de transformation de phase et sont plutôt adaptés aux AMF en NiTi ou à base Cuivre.

Quel que soit le type de modèle, il y a deux manières de le construire, soit par une analyse thermodynamique ou par une analyse phénoménologique. La première consiste à définir toutes les énergies qui règnent dans le milieu et qui sont en équilibre. Les surfaces de charge sont alors déduites à partir de cet équilibre. Quant à elle, l'analyse phénoménologique est basée généralement sur des observations expérimentales dans le cas uniaxial, généralisées au cas tridimensionnel, pour définir les surfaces de charge. Cette analyse est destinée principalement aux modèles macroscopiques.

Encore très peu de modèles sont dédiés aux AMF possédant un couplage entre la transformation de phase et la plasticité. Parmi eux on distingue les modèles unidimensionnels, comme dans Nishimura et Tanaka [55], Nishimura et al. [57], Goliboroda et al. [31], des modèles tridimensionnels comme Paiva et al. [62], Feng et Sun [25], Lagoudas et Entchev [43], Zaki et al. [83], Jemal et al. [34]. La plupart de ces modèles sont destinés aux AMF à base de NiTi ou de Cuivre, seul le dernier est un modèle tridimensionnel dédié spécifiquement aux AMF à base fer.

Dans ce qui suit, une analyse d'un échantillon représentatif de modèles de comportement pour les alliages à mémoire de forme, intégrant le couplage transformation de phase-plasticité, est présentée. Ceci dans l'objectif de proposer un état de l'art sur la modélisation des AMF à base fer. Ces modèles ont été choisis pour illustrer les différentes formulations du couplage transformation-plasticité dans les lois de comportement thermomécaniques.

1.4.1 Modèles unidimensionnels

Il s'agit d'une modélisation unidimensionnelle proposée par Nishimura et al. [55], qui est destinée à la simulation du comportement des alliages à mémoire de forme à base fer lors d'un chargement cyclique de conditionnement. Un cycle de chargement consiste en une charge/décharge mécanique à température constante, suivie par un chauffage à contrainte constante.

L'augmentation de la fraction volumique de martensite ξ dépend de l'augmentation de la contrainte appliquée σ et de la température T , et est définie par l'expression suivante :

$$\xi = 1 - \frac{1}{1 + \exp[b_M c_M (M_s - T) + b_M \sigma - \ln(99)]} \quad (1.1)$$

et la diminution de la fraction lors de la transformation inverse, dépendant également de la contrainte, et elle est donnée par l'équation suivante :

$$\xi = \xi_{M0} \frac{1}{1 + \exp[b_A c_A (A_s - T) + b_A \sigma - \ln(99)]} \quad (1.2)$$

avec ξ_{M0} est un paramètre matériau, c_M et c_A qui désignent les pentes des lignes de la transformation de phase, b_M et b_A qui désignent la largeur de la zone de transformation, et σ est la contrainte appliquée.

L'évolution de le contrainte σ se met sous la forme suivante :

$$\dot{\sigma} = D\dot{\varepsilon} + \Theta\dot{T} + \Omega^+\dot{\xi}^+ + \Omega^-\dot{\xi}^- \quad (1.3)$$

où D est le module élastique, supposé le même pour les deux phases, Θ une constante thermoélastique, $\frac{\Omega^+}{D}$ et $\frac{\Omega^-}{D}$ sont respectivement les déformations maximales de transformation de traction et de compression. Le terme ε_{ir} est ensuite introduit pour modéliser la déformation irréversible liée à la quantité de martensite piégée, et est pris proportionnel à la déformation plastique qui augmente d'un cycle de conditionnement à l'autre, à cause de l'augmentation de la quantité de dislocations, jusqu'à stabilisation (figure 1.18). Le but du chargement cyclique est la stabilisation de la réponse. L'évolution de la contrainte s'écrit alors :

$$\dot{\sigma} = D(\dot{\varepsilon} - \dot{\varepsilon}_{ir}) + \Theta\dot{T} + \Omega^+\dot{\xi}^+ + \Omega^-\dot{\xi}^- \quad (1.4)$$

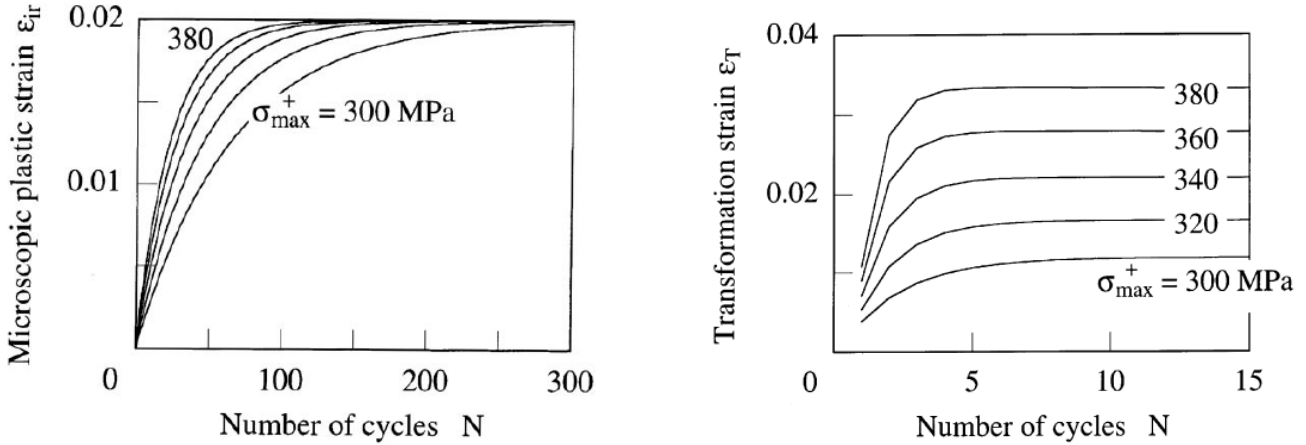
Cette formulation unidimensionnelle est limitée à la prédiction de la réponse d'un chargement uniaxial répété en vue d'une stabilisation du comportement de l'AMF. Il n'est pas possible d'envisager des cas de chargements multiaxiaux. La déformation plastique étant induite par la transformation de phase. Le modèle ne permet pas de prédire le couplage entre la transformation de phase et la plasticité.

1.4.2 Modèles tridimensionnels

1.4.2.a Modèles de Lagoudas et al.

La première version du modèle est construite par Bo et Lagoudas et présentée dans [86]. Elle a été bâtie dans le cadre d'une analyse micromécanique et basée sur une décomposition d'un volume élémentaire représentatif en 3 entités : la phase mère austénite A, les systèmes de glissement plastique et la fraction volumique de martensite ξ .

Les hypothèses suivantes sont adoptées :



(a) Stabilisation de la déformation plastique

(b) Stabilisation de la déformation de transformation

FIGURE 1.18 – Évolution des déformations inélastiques au cours du chargement cyclique, d'après [55]

- le cadre des petites déformations puisque la déformation de transformation est $< 10, \%$
- les modules d'élasticité et les coefficients de dilatation thermique sont différents dans les deux phases (austénite et martensite),
- une déformation élastique linéaire pour les deux phases (austénite et martensite).

La plasticité est induite par l'incompatibilité des interfaces entre la martensite et l'austénite lors de la transformation martensitique. Un chargement cyclique de conditionnement (training) est appliqué pour stabiliser la réponse du matériau, afin de l'exploiter comme actionneur. Au cours du conditionnement, la déformation plastique, supposée constante au cours du même cycle, augmente d'un cycle à l'autre.

La déformation macroscopique totale est décomposée additivement en une déformation élastique \mathbf{E}^{el} , une déformation de transformation \mathbf{E}^m , une déformation thermique \mathbf{E}^θ et une déformation plastique \mathbf{E}^p :

$$\mathbf{E} = \mathbf{E}^{el} + \mathbf{E}^m + \mathbf{E}^\theta + \mathbf{E}^p \quad (1.5)$$

avec

$$\mathbf{E}^\theta = \mathbf{E}^{\theta 0} + \xi(\bar{\alpha}^M - \bar{\alpha}^A)(T - T_0) \quad (1.6)$$

où $\mathbf{E}^{\theta 0}$, $\bar{\alpha}^M$, $\bar{\alpha}^A$ et T_0 sont respectivement la déformation macroscopique thermique moyenne de l'austénite, les coefficients de dilatation thermique moyens des phases martensitique et austénitique et la température de référence. L'énergie libre de Gibbs s'écrit alors :

$$G = -\frac{1}{2\rho} \boldsymbol{\Sigma} : \mathbb{S}(\xi) : \boldsymbol{\Sigma} - \frac{1}{\rho} \boldsymbol{\Sigma} : [\mathbf{E}^\theta(\xi) + \mathbf{E}^p + \mathbf{E}^m(\xi)] - \frac{1}{\rho} \int_0^\xi [\boldsymbol{\alpha} : \frac{\partial \mathbf{E}^m}{\partial \xi} + \eta] d\xi \quad (1.7)$$

$$+ c[(T - T_0) - T \ln(\frac{T}{T_0})] - s_0(T - T_0) + G_0^{ch} + \bar{G}^p$$

où \mathbb{S} est le tenseur de souplesse, ρ est la masse volumique, c , s_0 et T_0 sont respectivement : la chaleur spécifique, l'entropie et une température de référence, G_0^{ch} et \bar{G}^p sont respectivement l'énergie chimique de Gibbs moyenne par unité de surface sur le VER et l'énergie d'interaction induite par la déformation plastique de l'austénite.

Les variables internes choisies sont la fraction volumique de martensite ξ , les déformations \mathbf{E}^m , \mathbf{E}^p , les contraintes internes de recouvrement $\boldsymbol{\alpha}$, et η qui représente l'énergie élastique d'interaction induite par la formation de la martensite auto-accommodée. Les variables \mathbf{E}^m , \mathbf{E}^p , $\boldsymbol{\alpha}$ et η dépendent de ξ et du trajet de chargement. Elles ont pour expressions :

$$\boldsymbol{\alpha} = -D_3 \frac{\mathbf{E}^m}{\bar{\mathbf{E}}^m} \left[-\ln\left(1 - \frac{H^{cur}}{H} \xi\right) \right]^{\frac{1}{m_1}} + D_2 \boldsymbol{\Lambda} \xi + \mathbf{D}_1 \quad (1.8)$$

$$\eta = -D_5 \left[-\ln(1 - \xi) \right]^{\frac{1}{m_2}} + D_4 \xi + D_0 \quad (1.9)$$

où D_0 , \mathbf{D}_1 , D_2 et D_4 sont des paramètres matériaux décrivant respectivement, l'accumulation des énergies élastiques lors de la transformation, l'effet mémoire de forme double sens, la forme des variantes de martensite et l'auto-accommodation, tandis que D_3 et D_5 sont des fonctions qui dépendent des trajets de chargement. Les termes H^{cur} et H désignent respectivement la déformation de transformation maximale et celle actuelle, $\bar{\mathbf{E}}^m$ est la déformation de transformation effective, et m_1 et m_2 sont des paramètres matériau.

Les lois d'évolution des variables internes sont définies comme suit :

$$\dot{\xi} = \dot{\lambda} \frac{\partial \Phi}{\partial \pi} \quad (1.10)$$

où Φ est le potentiel de dissipation introduit pour traduire l'évolution de la variable interne ξ , et π la force thermodynamique associée à la transformation martensitique. Elle s'écrit, d'après la condition de dissipation interne $\pi \dot{\xi} \geq 0$:

$$\pi = \boldsymbol{\Sigma}^{eff} : \frac{\partial \mathbf{E}^m}{\partial \xi} + \frac{1}{2} \boldsymbol{\Sigma} : \frac{\partial \mathcal{S}}{\partial \xi} : \boldsymbol{\Sigma} + \boldsymbol{\Sigma} : \frac{\partial \mathbf{E}^p}{\partial \xi} + \eta - \rho \Delta c [(T - T_0) - T \ln(\frac{T}{T_0})] + \rho \Delta s_0 (T - T_0) - \rho \Delta G_0^{ch} \quad (1.11)$$

et

$$\boldsymbol{\Sigma}^{eff} = \boldsymbol{\Sigma} + \boldsymbol{\alpha} \quad (1.12)$$

où $\boldsymbol{\Sigma}^{eff}$ est le tenseur de contraintes effectives. c et s_0 sont la chaleur spécifique et l'entropie. L'évolution de la déformation de transformation dans les trois cas (transformation induite sous contrainte à température uniforme, transformation induite thermiquement à contrainte constante, et transformation induite par contrainte et température), est alors donnée par l'expression suivante :

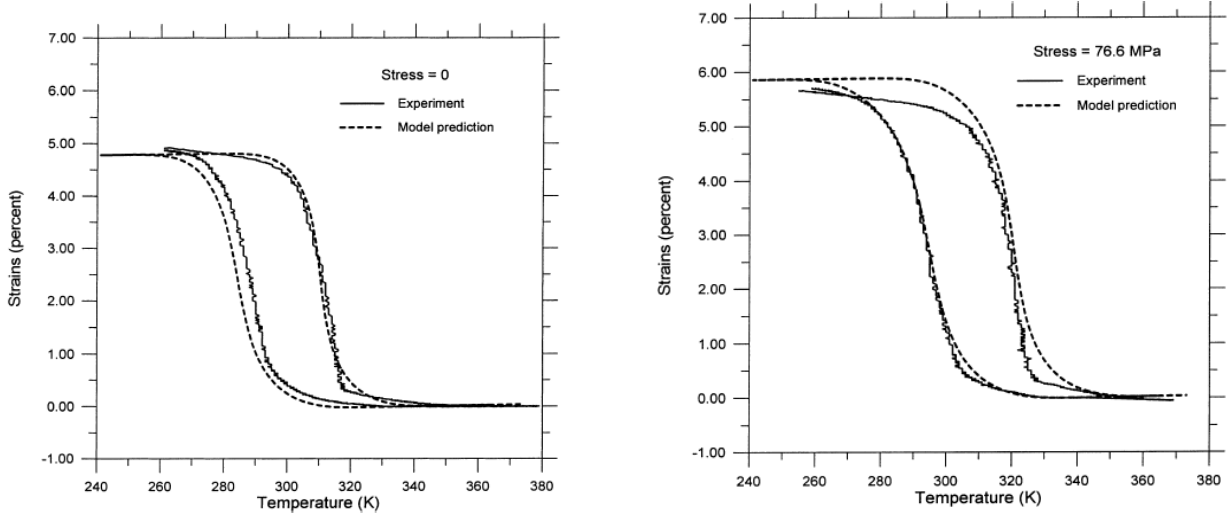
$$\dot{\mathbf{E}}^m = \boldsymbol{\Lambda} \dot{\xi} \quad (1.13)$$

$$\boldsymbol{\Lambda} = \begin{cases} \frac{3}{2} H^{cur}(\bar{\boldsymbol{\Sigma}}) \frac{\boldsymbol{\Sigma}^{eff}}{\bar{\boldsymbol{\Sigma}}^{eff}} & \text{si } \dot{\xi} > 0 \\ \frac{\mathbf{E}^{m-max}}{\xi^{max}} & \text{si } \dot{\xi} < 0 \end{cases} \quad (1.14)$$

où $\bar{\boldsymbol{\Sigma}}^{eff}$ et $\bar{\boldsymbol{\Sigma}}$ sont la contrainte effective équivalente et la contrainte équivalente au sens de von Mises. ξ^{max} et \mathbf{E}^{m-max} sont la fraction volumique maximale de martensite et déformation de transformation correspondante.

Le cas particulier unidimensionnel du modèle est étudié dans la deuxième partie de la référence [45] pour simuler le comportement en traction de fils en NiTi. Certains paramètres matériau ont été mesurés expérimentalement, tandis que les autres sont identifiés à l'aide de courbes expérimentales. Les comparaisons entre les résultats expérimentaux et numériques, pour des cyclages

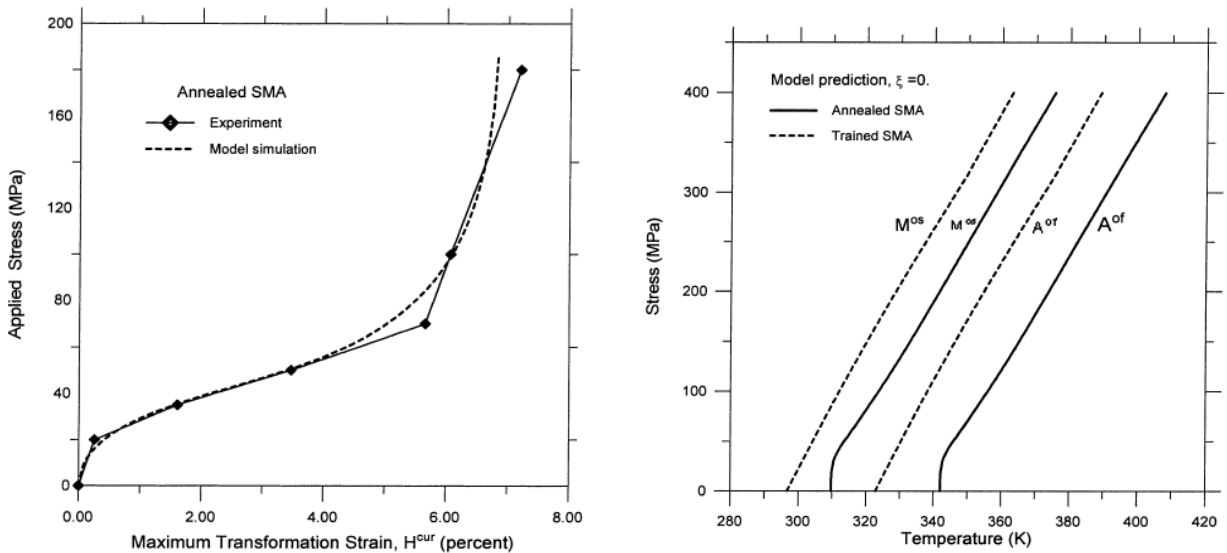
thermiques à différents niveaux de contraintes maximales constantes (0 et 76.6 MPa), sont montrées sur la figure 1.19. La comparaison des courbes de traction obtenues numériquement et expérimentalement et la prédiction numérique des diagrammes des contraintes critiques en fonction de la température pour un AMF à base de NiTi, à l'état de réception et après un traitement de conditionnement, est donnée sur la figure 1.20.



(a) Résultats à contrainte constante = 0 MPa après conditionnement

(b) Résultats à contrainte constante = 76.6 MPa après conditionnement

FIGURE 1.19 – Comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux de l'effet mémoire de forme double sens assisté, d'après [45]



(a) Comparaison entre les courbes de traction obtenues numériquement et expérimentalement

(b) Diagramme de contrainte critique en fonction de la température obtenu numériquement

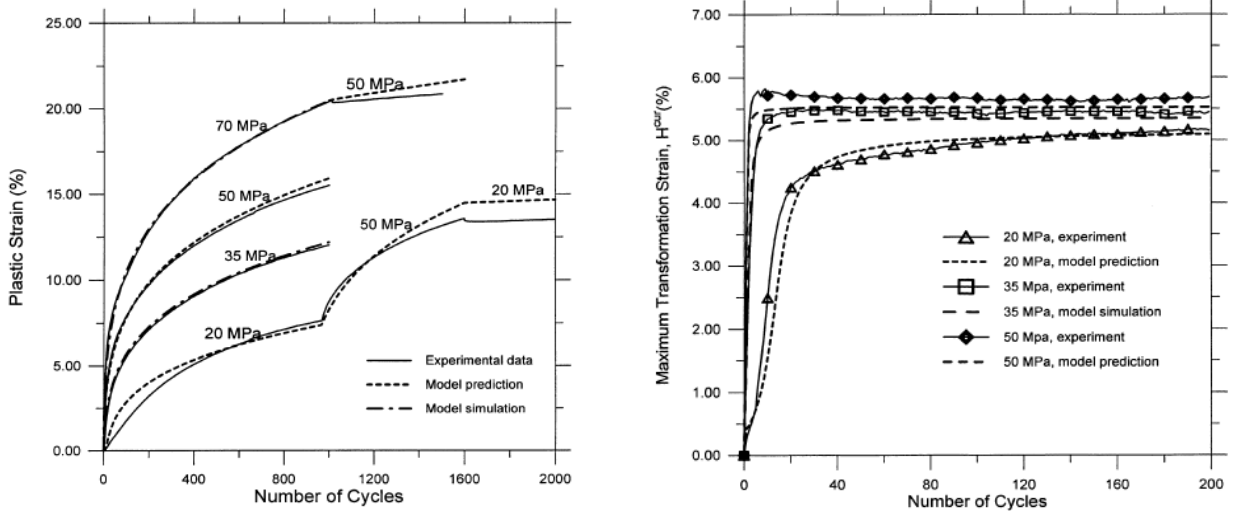
FIGURE 1.20 – Comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux, d'après [45]

D'après des observations expérimentales, la déformation plastique et l'effet mémoire de forme double sens évoluent avec les cycles de traitement thermique de conditionnement. La stabilisation de la plasticité est atteinte après au moins 2000 cycles. L'effet mémoire de forme double sens se stabilise après 100 à 300 cycles ([87]). L'évolution de la déformation plastique est introduite dans la version unidimensionnelle du modèle par les équations suivantes :

$$\dot{\mathbf{E}}^p = \dot{\lambda} \frac{\boldsymbol{\Sigma}}{|\boldsymbol{\Sigma}|} = \frac{\boldsymbol{\Sigma}}{|\boldsymbol{\Sigma}|} D^p(\xi, \text{sign}(\dot{\xi})) \left(\frac{|\boldsymbol{\Sigma}|}{Z} \right)^{r_1} \zeta^d \quad (1.15)$$

$$\zeta^d = \int_0^t \frac{H^{cur}}{H} |\dot{\xi}| dt \quad (1.16)$$

où $|\boldsymbol{\Sigma}|$ est la magnitude du tenseur $\boldsymbol{\Sigma}$, $\dot{\lambda}$ est le multiplicateur plastique, D^p et r_1 sont deux paramètres matériau liés à la plasticité, Z est une fonction d'écrouissage. Les évolutions de la déformation plastique et de la déformation de transformation au cours du cyclage thermique, obtenues numériquement et expérimentalement sont données sur les figures 1.21.



(a) Évolution de la déformation plastique avec la contrainte maximale appliquée et le nombre des cycles (b) Évolution de la déformation de transformation avec la contrainte maximale appliquée et le nombre des cycles

FIGURE 1.21 – Comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux, d'après [87]

La comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques montre une bonne concordance. En effet, le modèle est capable de prédire le comportement des AMF en NiTi sous un chargement uniaxial et en particulier la transformation martensitique induite thermiquement, l'effet mémoire de forme double sens. De plus, il permet de retrouver l'évolution de la déformation plastique avec les cycles de conditionnement. Les aspects de chargement non-proportionnel sont également introduits dans le modèle. Cependant, la formulation thermodynamique du modèle est destinée principalement aux AMF à base NiTi en vue de la prédiction de l'évolution de la déformation martensitique activée par chargement thermique. La déformation plastique est supposée constante et n'évolue pas au cours d'un cycle de chargement. Elle est introduite uniquement pour stabiliser la réponse après un certain nombre des cycles et elle ne dépend pas du chargement. Cette formulation ne permet pas de gérer les mécanismes complexes d'interaction

entre la transformation et la plasticité présents au niveau des AMF à base fer.

Le modèle précédent a été généralisé en 3D par Lagoudas et Entchev(2003) dans [43], pour simuler le comportement des AMF à base NiTi poreux. Les équations fondamentales sont alors les mêmes. La déformation plastique est développée avec la transformation martensitique, elle est le résultat de l'accommodation des variantes de martensite et de l'incompatibilité entre les variantes de martensite et l'austénite d'une part et entre les grains d'autre part.

Ce modèle a été implémenté dans le code de calcul par éléments finis Abaqus, pour simuler le comportement de fils en NiTi sous un chargement uniaxial. La figure 1.22 montre une comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux sous chargement cyclique mécanique entre une contrainte maximale de 550 MPa et une contrainte minimale nulle, au 1^{er} et au 50^{ème} cycle. La figure 1.23(a) présente l'évolution de la déformation plastique en fonction des cycles de chargement. La figure 1.23(a) montre les résultats numériques et expérimentaux du chargement cyclique à déformation maximale imposée à haute température (80°C), au 1^{er} et au 20^{ème} cycle.

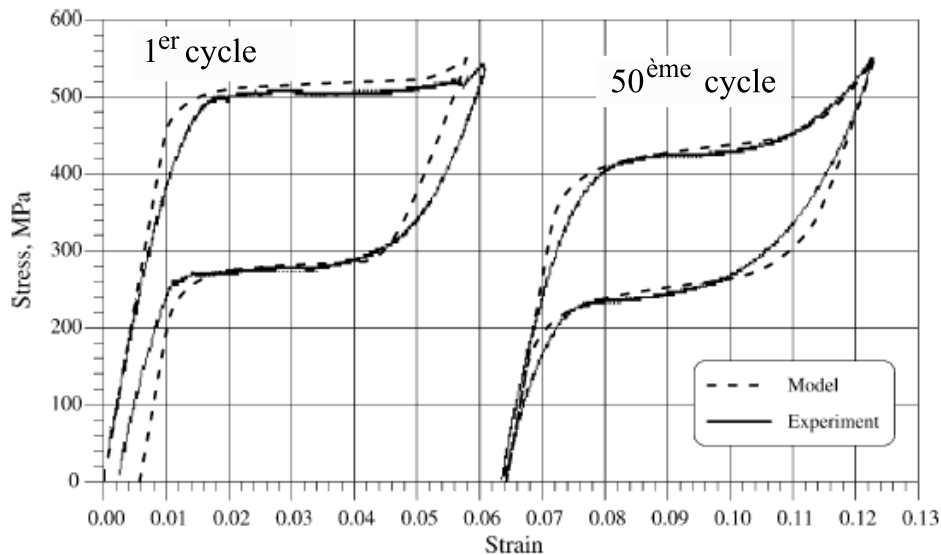


FIGURE 1.22 – Courbes du chargement cyclique au 1^{er} et au 50^{ème} cycle, à la température 46°C, d'après [43]

La comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux montre une bonne concordance sauf à haute température où un écart important entre les deux courbes est constaté en particulier au 20^{ème} cycle. Ce modèle généralise le modèle précédent ([86]). Il prédit la transformation induite par contrainte, l'évolution de la déformation plastique d'un cycle à l'autre jusqu'à stabilisation ; mais la déformation plastique demeure constante au cours d'un cycle de chargement monotone, et elle est induite par la transformation martensitique. Son évolution dépend de la fraction de martensite orientée.

La dernière version du modèle est proposée par Hartl et Lagoudas dans [29]. Elle permet de prédire différents effets et comportements des AMF à base NiTi à haute température, notamment, l'effet mémoire de forme, la pseudo-élasticité, la transformation inverse activée par chargement

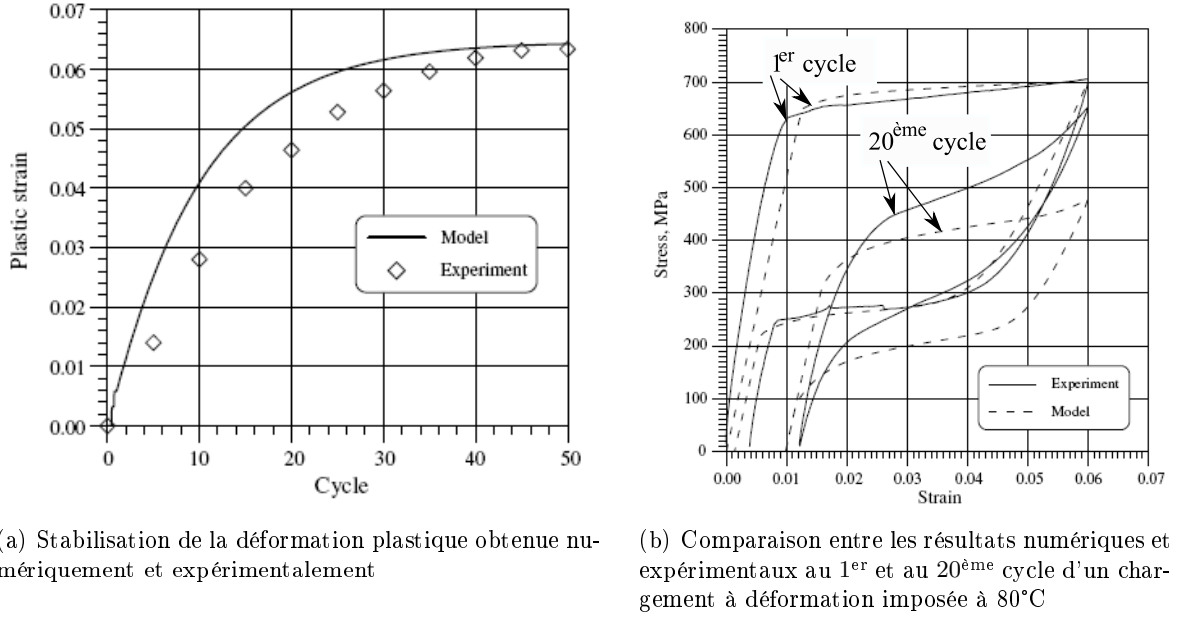


FIGURE 1.23 – Comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux, d'après [45]

thermique en plus de l'écoulement plastique. Les hypothèses suivantes y ont été adoptées :

- les propriétés matériau sont différentes entre les deux phases austénite et martensite
- la transformation inverse diminue avec l'accumulation de la plasticité

Les variables internes choisies sont la déformation de transformation réversible ε^t , la fraction volumique de martensite ξ , l'énergie d'écrouissage de transformation de phase g^t , la déformation plastique ε^p , l'énergie d'écrouissage plastique g_A^p et la contrainte interne de recouvrement β . L'énergie libre de Gibbs G est décomposée en une énergie pour la phase austénitique G^A , une autre pour la phase martensitique G^M , ainsi qu'une énergie de couplage G^{mix} , et s'écrit alors :

$$G(\sigma, T, \varepsilon^t, \xi, g^t, \varepsilon^p, g_A^p, g_M^p, \beta) = (1 - \xi)G^A(\sigma, T, \varepsilon^p, g_A^p, \beta) + \xi G^M(\sigma, T, \varepsilon^p, g_A^p, \beta) + G^{mix}(\sigma, \varepsilon^t, g^t) \quad (1.17)$$

Par rapport à la version précédente, la déformation plastique ne dépend pas de la fraction volumique de martensite, mais du chargement mécanique appliqué. Ce modèle a été testé pour simuler la réponse à un essai de traction à différentes températures de manière à activer les différents types de comportements que sont : la transformation de phase, le glissement plastique ou les deux phénomènes simultanément. Les résultats expérimentaux et numériques d'un essai de traction uniaxiale sont présentés sur la figure 1.24 pour la température 80°C où la transformation de phase est activée en premier suivie par l'activation de la plasticité, et les températures 110°C, 145°C et 160°C où la plasticité de l'austénite est activée suivie par une transformation induite sous contrainte. La déformation inélastique induite par la transformation de phase est linéaire (caractéristique des NiTi). L'implantation numérique de la loi de comportement, dans le code de calcul par éléments finis Abaqus, a permis la simulation de l'essai de flexion trois points. La comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques de l'essai de flexion 3 points à haute température (133°C), est illustrée par la figure 1.25. Cette comparaison montre une bonne concordance entre les deux résultats.

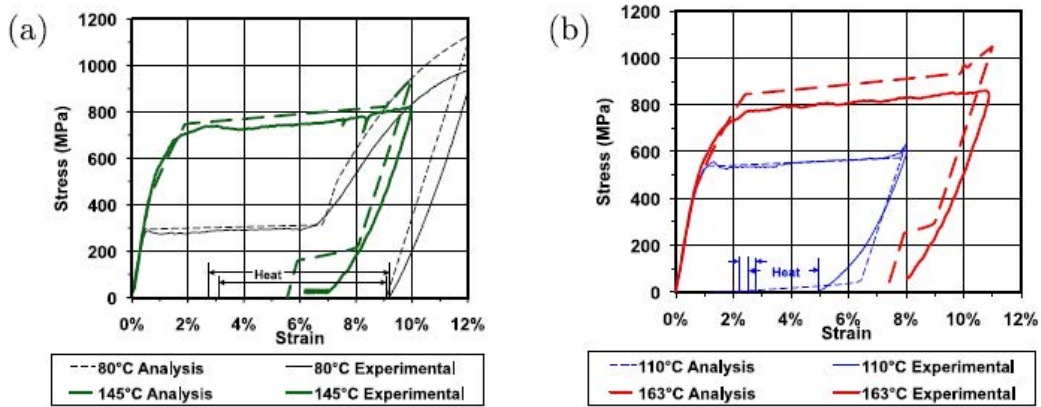


FIGURE 1.24 – Comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux d'un essai de traction à différentes températures initiales, d'après [29]

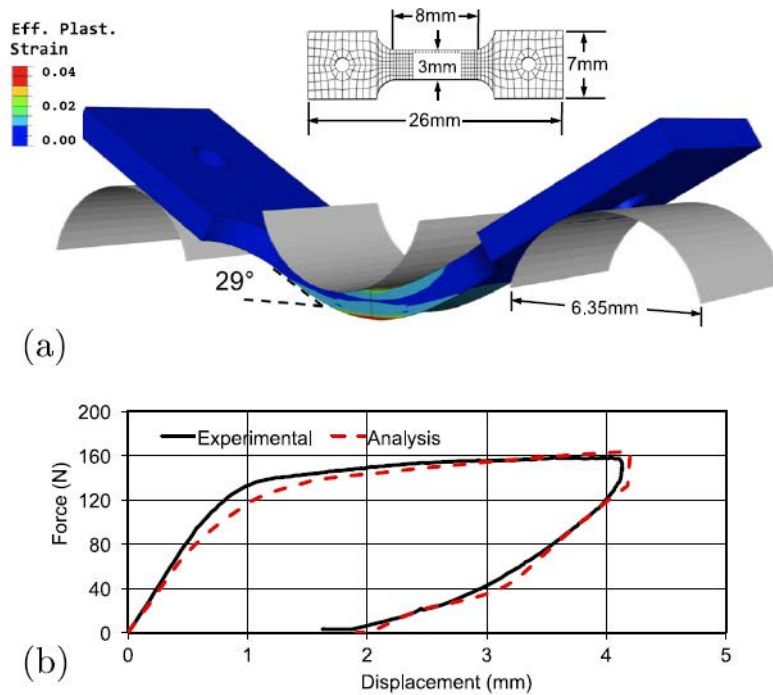


FIGURE 1.25 – Comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux d'un essai de flexion 3 points, d'après [29]

1.4.2.b Modèle de Zaki et al. (2010), [83]

Ce modèle est basé sur l'extension de deux modèles phénoménologiques proposés par Zaki et Moumni [81] - [82], afin de tenir compte de la déformation plastique susceptible d'être activée sous certaines conditions de chargement, pour les AMF à base de NiTi.

Les hypothèses adoptées sont les suivantes :

- une formulation en petites déformations,
- une dilatation thermique négligeable,
- des tenseurs d'élasticité différents dans les deux phases austénite et martensite.

Les variables d'état utilisées pour décrire les phénomènes dissipatifs sont la fraction volumique de martensite Z , la déformation d'orientation ε_{ori} , la déformation plastique ε_p , la déformation résiduelle ε_r , la contrainte interne \mathbf{B} et la fraction de martensite cumulée lors du chargement cyclique de conditionnement Z_e . Pour la fraction volumique de martensite et la déformation d'orientation, les limitations physiques suivantes sont introduites :

$$1 \geq Z \geq 0 \text{ et } \varepsilon_{ori} < \gamma \quad (1.18)$$

où γ est la déformation d'orientation maximale.

La prise en compte de ces limitations physiques dans l'expression de l'énergie libre conduit à l'introduction du Lagrangien suivant :

$$\begin{aligned} L = & (1 - Z) \left[\frac{1}{2} (\varepsilon_a - \varepsilon_p - \varepsilon_r) : \mathbb{K}_a : (\varepsilon_a - \varepsilon_p - \varepsilon_r) \right] + Z \left[\frac{1}{2} (\varepsilon_m - \varepsilon_{ori} - \varepsilon_p - \varepsilon_r) : \mathbb{K}_m : (\varepsilon_m - \varepsilon_{ori} \right. \\ & \left. - \varepsilon_p - \varepsilon_r) + C(T, Z_e) \right] + G \frac{Z^2}{2} + \frac{Z}{2} [\alpha Z + \beta(1 - Z)] \left(\frac{2}{3} \varepsilon_{ori} : \varepsilon_{ori} \right) - \frac{2}{3} Z \mathbf{B} : \varepsilon_{ori} + \frac{H}{2} \left(\frac{2}{3} \varepsilon_p : \varepsilon_p \right) \\ & - \boldsymbol{\lambda} : [(1 - Z)\varepsilon_a + Z\varepsilon_m - \boldsymbol{\varepsilon}] - \mu(\gamma - \varepsilon_{ori}^{eq}) - \nu_1 Z - \nu_2(1 - Z) \end{aligned} \quad (1.19)$$

où ε_a , ε_m , \mathbb{K}_a et \mathbb{K}_m sont respectivement, les déformations locales et les tenseurs élastiques de l'austénite et de la martensite, et $\boldsymbol{\varepsilon}$ est la déformation macroscopique. $C(T, Z_e)$ est la densité de flux de chaleur. G , α et β sont les pentes des courbes contraintes - déformation lors du changement de phase et de l'orientation de la martensite. H est le module d'écroutissage et ε_{ori}^{eq} est la déformation équivalente d'orientation. $\boldsymbol{\lambda}$, μ , ν_1 et ν_2 désignent des multiplicateurs de Lagrange.

En dérivant l'expression du Lagrangien par rapport aux variables internes Z , ε_{ori} et ε_p , les forces motrices de la transformation de phase, d'orientation et de plasticité sont obtenues. Par la suite, elles sont comparées aux forces critiques afin de détecter le comportement activé. Les figures 1.26 montrent une comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux d'un essai de traction sur un fil en NiTi à température ambiante et à 40°C. La figure 1.27 présente une comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux lors d'un chargement cyclique.

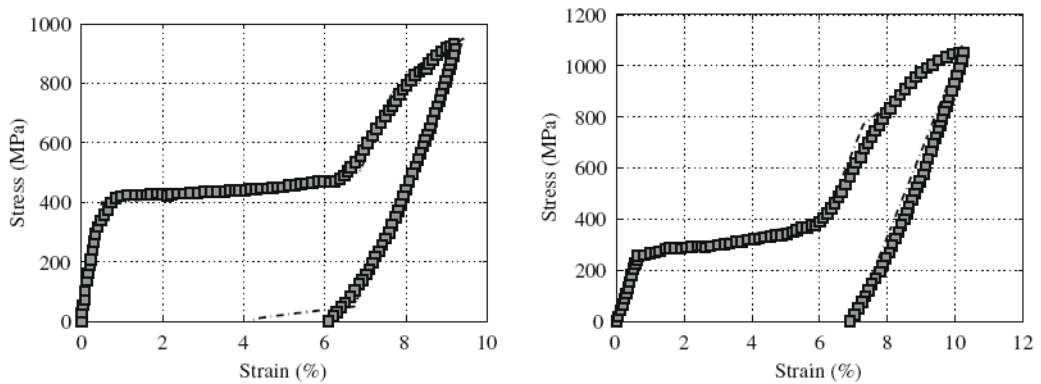


FIGURE 1.26 – Comparaison entre les résultats numériques (courbe pointillée) et expérimentaux d'un essai de traction à 40°C (à gauche) et à température ambiante (à droite), d'après [83]

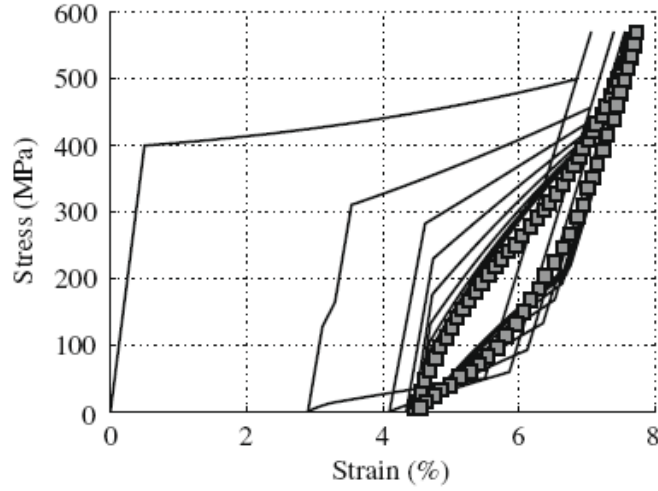


FIGURE 1.27 – Comparaison entre les résultats numériques (courbe continue) et expérimentaux du chargement cyclique, d'après [83]

Cette formulation est une généralisation des modèles phénoménologiques tridimensionnels de Zaki et Moumni [81] - [82] pour intégrer l'effet de la déformation plastique de la martensite activée à haut niveau de chargement mécanique. La comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux montre une bonne concordance. Le modèle est capable de prédire la réponse des fils en NiTi sous un chargement de traction monotone et cyclique. Mais il n'a pas été testé pour simuler le comportement de structures ou géométries complexes sous chargements multiaxiaux. De plus, ce modèle ne prend pas en compte les effets des différentes interactions inter et intra-granulaires.

1.4.2.c Modèle de Jemal et al. (2009), [34]

A notre connaissance, c'est l'unique modèle tridimensionnel dans la littérature destiné aux AMF à base fer. Il est basé sur une description moyenne et macroscopique du comportement d'un VER contenant les systèmes de glissement et les variantes de martensite dans les grains en austénite. L'activation de la plasticité est gouvernée par le niveau de chargement mécanique et aussi par la température du matériau. Une approche énergétique thermodynamique est utilisée pour construire ce modèle.

Les variables internes sont la fraction volumique de la martensite f et le glissement plastique γ . Les déformations inélastiques de transformation \mathbf{E}^{tr} et de plasticité \mathbf{E}^p sont orientées par la direction du tenseur déviateur $\boldsymbol{\eta}$ du champ de contraintes appliquées.

Les déformations inélastiques sont définies par les expressions suivantes :

$$\dot{\mathbf{E}}^{tr} = f \dot{\bar{\epsilon}}_{max} \boldsymbol{\eta} \quad (1.20)$$

$$\dot{\mathbf{E}}^p = \dot{\gamma} \boldsymbol{\eta} \quad (1.21)$$

avec

$$\boldsymbol{\eta} = \frac{3}{2} \frac{\boldsymbol{\Sigma}^d}{\boldsymbol{\Sigma}_{eq}} \quad (1.22)$$

où $\bar{\varepsilon}_{max}^{tr}$ est la déformation de transformation maximale, Σ^d est le tenseur déviateur de contraintes, et Σ_{eq} est la contrainte équivalente de Von Mises :

$$\Sigma^d = \Sigma - \frac{1}{3}tr(\Sigma)$$

$$\Sigma_{eq} = \sqrt{(3/2)\Sigma^d : \Sigma^d}$$

Le bilan énergétique sur le VER comporte l'énergie potentielle, l'énergie chimique et l'énergie élastique. Cette dernière est décomposée à son tour en une énergie macroscopique, une énergie inter-granulaire et une énergie intra-granulaire. L'interaction entre les grains est représentée par le terme $-\frac{1}{2}H_g\mathbf{E}^{ine} : \mathbf{E}^{ine}$. Les interactions qui règnent à l'intérieur d'un grain sont décomposées en : une interaction entre les variantes de martensite représentée par le terme $\frac{1}{2}f^2H_v$, une interaction entre les systèmes de glissement représentée par le terme $\frac{1}{2}(1-f)\gamma^2H_s$, et une interaction entre les systèmes de glissement et les variantes de martensite représentée par le terme $-\frac{1}{2}f\gamma H_{sv}$. L'énergie libre de Gibbs s'écrit alors :

$$\Psi = \frac{1}{2}\Sigma : \mathbb{S} : \Sigma + \Sigma : \mathbf{E}^{ine} - B(T - T_0)f - \frac{1}{2}H_g\mathbf{E}^{ine} : \mathbf{E}^{ine} - \frac{1}{2}(f^2H_v + (1-f)\gamma^2H_s - f\gamma H_{sv}) \quad (1.23)$$

où \mathbb{S} est le tenseur de souplesse, et les termes B et T_0 sont des paramètres matériau. H_g , H_s , H_v et H_{sv} sont les paramètres d'interaction.

Un Lagrangien L est construit à partir de l'énergie libre Ψ et des limitations physiques sur f introduites par les multiplicateurs de Lagrange λ_0 et λ_1 . Les forces thermodynamiques de transformation F_m^f et de plasticité F_m^γ sont calculées à partir de l'expression de ce Lagrangien.

$$F_m^f = -fH_v + \frac{1}{2}\gamma^2H_s + \frac{1}{2}\gamma H_{sv} - B(T - T_0) + (\Sigma - H_g\mathbf{E}^{ine}) : (\bar{\varepsilon}_{max}^{tr}\boldsymbol{\eta} - \mathbf{E}^p) - \lambda_0 + \lambda_1 \quad (1.24)$$

$$F_m^\gamma = \frac{1}{2}fH_{sv} - (1-f)\gamma H_s + (\Sigma - H_g\mathbf{E}^{ine}) : \boldsymbol{\eta}(1-f) \quad (1.25)$$

Par la suite, ces forces motrices sont comparées à des forces critiques afin de détecter les mécanismes activés en fonction du chargement thermomécanique appliqué. Les figures 1.28 montrent la comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux d'un essai de traction à trois températures d'essais différentes, suivi par un chauffage après décharge. Les comportements activés sont uniquement la transformation de phase à 20°C, le couplage entre la transformation de phase et la plasticité à 50°C et la plasticité seule à 130°C.

La comparaison montre que le modèle prédit les différents types de comportement des AMF à base fer. L'évolution de la contrainte durant la transformation de phase est supposée linéaire, ainsi que les interactions entre les deux mécanismes de déformation inélastique (la transformation et la plasticité). Le critère de transformation inverse activé lors du chauffage n'a pas été introduit dans la formulation proposée. De plus, l'implémentation numérique dans un code de calcul par éléments finis n'a pas été effectuée, par conséquent nous ne pouvons pas juger la capacité de la loi de comportement à prédire la réponse des structures de géométries complexes sous chargement thermomécanique.

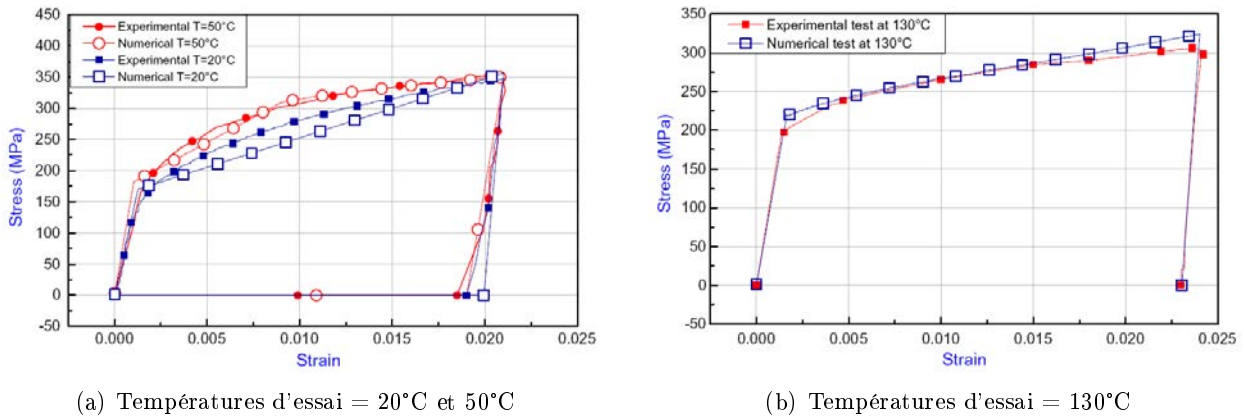


FIGURE 1.28 – Comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux d'un essai de traction, d'après [34]

Cet état de l'art nous montre que la plupart des modèles proposés dans la littérature sont plus adaptés aux AMF à base NiTi ou Cuivre, pour lesquels la déformation inélastique est induite uniquement par transformation de phase. Les rares modèles intégrant également l'effet de la plasticité et de son couplage avec la transformation de phase sur le comportement sont incomplets et ne couvrent pas toutes les spécificités du comportement des AMF à base fer. Nous proposons donc de contribuer à l'amélioration de la modélisation du comportement des AMF à base fer en proposant une description la plus physique possible du comportement thermomécanique des ces AMF.

1.5 Applications industrielles des AMF à base fer

L'effet mémoire de forme constaté, combiné à un faible coût font que les AMF à base fer sont de bons candidats dans l'industrie de grand tonnage et grande série. Au Japon, deux applications industrielles ont été développées par la société AWAJI. La première est une bague de serrage et la deuxième une éclisse de jonction des rails. En effet, dans le secteur pétrolier, le transport du pétrole sur de longues distances est assuré par des tubes en acier de grands diamètres ([35]) connectés entre eux par soudage. L'idée est d'éliminer l'opération de soudage de manière à limiter le problème de corrosion. La solution consiste alors à remplacer le soudage par des bagues de serrage en AMF à base fer (figure 1.29). Le diamètre intérieur de la bague en AMF doit être inférieur au diamètre extérieur des tubes. Une pression est appliquée à l'intérieur de la bague pour augmenter son diamètre et insérer les tubes. Après insertion, la bague sera chauffée par induction pour activer la transformation inverse. En essayant de retrouver son diamètre initial, une pression de serrage est générée sur les deux tubes. La large hystérésis thermique des AMF à base fer permet d'éviter la réactivation de la transformation martensitique lors du refroidissement comme c'est le cas des bagues en NiTi ([66]). En revanche, le problème de corrosion ne sera pas un handicap, puisque les recherches scientifiques ont permis d'y remédier ([14]).

Une deuxième application a été développée au sein de la même société japonaise. Il s'agit d'éclisses pour jonction de rails pour ponts roulants (figure 1.30). Ce sont des plaques en AMF à base fer de 10 kg ([51]). L'ancienne méthode consiste à connecter chaque couple de rails par des plaques en acier et des boulons. Avec celle-ci, les conditions agressives du fonctionnement

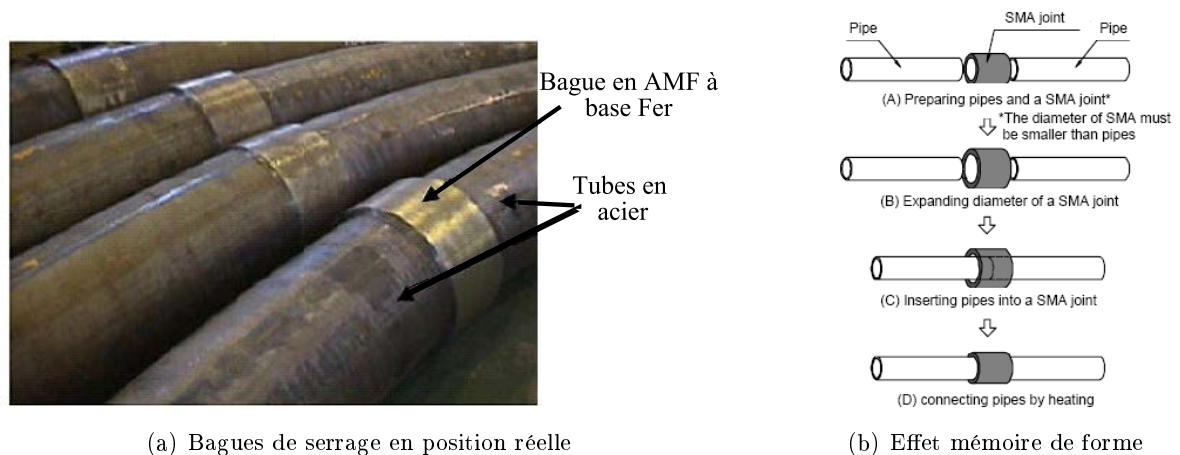


FIGURE 1.29 – Application industrielle de la bague de serrage en AMF à base fer, d'après [1]

(vibration, poids lourds ...) sont à l'origine de la création et de l'augmentation d'un jeu entre les rails, ce qui mène à la rupture de la plaque en acier. La substitution des plaques en acier par des plaques en AMF à base fer permet de résoudre ce problème, puisque le jeu peut être récupéré simplement par chauffage de la plaque. Ce système a été testé en 2004 et a donné de bons résultats.

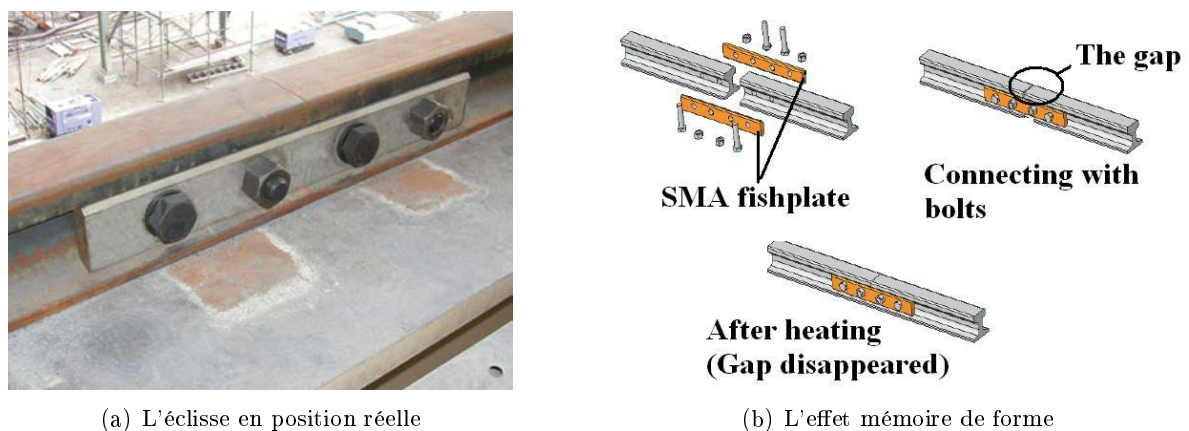


FIGURE 1.30 – Application industrielle de l'éclisse de jonction des rails, d'après [1]

D'autres applications des AMF à base fer peuvent être envisagées surtout en génie civil, exploitant l'effet amortissement des AMF à base fer. Ces amortisseurs sont capables d'absorber les vibrations causées par les tremblements de terre ([70]).

1.6 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons présenté une synthèse bibliographique sur les AMF à base fer. Deux aspects ont été évoqués, la caractérisation expérimentale et la modélisation de leurs comportements thermomécaniques. Dans la première partie du chapitre, nous avons présenté une revue bibliographique sur les travaux expérimentaux étudiant le comportement des AMF à base

fer. Des auteurs ont étudié le mécanisme de la transformation de phase direct et inverse, l'effet mémoire de forme simple et double sens, l'écoulement plastique, la variation des contraintes critiques de la transformation de phase et de la plasticité avec la température. Mais, il subsiste des zones d'ambiguïté au niveau du diagramme contrainte critique-température (les lignes pointillées sur la figure 1.1), et des questions à résoudre. Parmi elles : la transformation peut-elle s'activer à haute température ? La plasticité peut-elle s'activer à basse température et haut niveau de chargement ? Si oui, bloque-t-elle la transformation de phase ?

Dans la deuxième partie, un état de l'art sur les modèles des AMF est présenté. Les modèles présentés font tous apparaître, en plus de la transformation de phase, la déformation plastique mais de différentes manières. Le couplage entre ces deux mécanismes est la clé de la modélisation du comportement des AMF à base fer. La quasi-totalité des modèles sont destinés aux AMF à base NiTi. Il ressort de cet état de l'art un manque au niveau de la modélisation du comportement des AMF à base fer prenant en considération toutes leurs spécificités. Pour construire un tel modèle, il est primordial de tenir compte de toutes celles-ci présentées dans la première partie.

Dans le chapitre qui suit, nous essayerons de répondre aux questions liées au compréhension de l'effet de la transformation et de la plasticité et leurs interactions sur le comportement thermomécanique, par la caractérisation expérimentale d'un alliage à mémoire de forme à base fer avant de développer les aspects modélisation et calcul des structures par éléments finis qui feront l'objet des chapitres suivants.

Chapitre 2

Analyse expérimentale du comportement thermomécanique d'un AMF à base fer

Sommaire

2.1	Introduction	32
2.2	Présentation du dispositif expérimental	32
2.2.1	Composition chimique de l'AMF à base fer étudié et détermination des températures de transformation de phase	32
2.2.2	Dispositif expérimental pour les essais thermomécaniques	34
2.3	Essais thermomécaniques réalisés	36
2.3.1	Courbes contraintes - déformations	36
2.3.2	Évolution des déformations de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale	41
2.3.3	Construction du pseudo-diagramme de phase	42
2.4	Effet d'une pré-déformation plastique par laminage	46
2.4.1	Courbes contraintes - déformations	46
2.4.2	Évolution des déformations de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale	48
2.4.3	Construction du pseudo-diagramme de phase	50
2.5	Conclusion	51

Résumé

Dans ce chapitre, une analyse expérimentale du comportement thermomécanique d'un alliage à mémoire de forme à base fer est présentée. La campagne d'essais comporte des analyses DSC (Differential Scanning Calorimetry) pour déterminer les températures de transformation martensitique directe et inverse et des essais cycliques de traction-chauffage-refroidissement à différents niveaux de déformation pour caractériser le comportement thermomécanique des AMF à base fer. Différents types de comportements ont été constatés (transformation de phase, glissement plastique et le couplage entre ces deux mécanismes) en fonction du niveau de chargement mécanique et de la température d'essai. Nous avons montré également que la plasticité, une fois activée, elle freine la transformation de phase. De plus, l'effet d'une pré-déformation plastique induite par laminage sur la réponse du matériau est également décrit. Les résultats issus de ces travaux expérimentaux ont servi pour le développement d'un modèle de comportement et l'identification de ses paramètres matériau dans les chapitres suivants.

2.1 Introduction

L'étude bibliographique, présentée dans le chapitre précédent, a permis de comprendre le comportement des AMF à base fer d'une manière globale. Dans le cadre des travaux présentés dans ce mémoire, une campagne d'essais est réalisée dans le but d'appréhender et d'analyser les différents aspects du comportement thermomécanique d'un AMF à base fer de type Fe-Mn-Si. Cette campagne est constituée d'essais de traction à chargement incrémental et à différentes températures constantes, suivis par chauffage. Considérer différentes températures constantes d'essai permet de distinguer les différents types de comportement (transformation, plasticité, ou couplage de deux mécanismes), et par conséquent, de tracer un diagramme décrivant l'évolution des contraintes critiques d'activation des mécanismes en fonction de la température du matériau. Les résultats expérimentaux permettront d'une part, l'identification des propriétés mécaniques (contraintes critiques, module d'Young, coefficient de poisson...) et des paramètres physiques (températures de transformation des phases...) de l'AMF à base fer étudié. Ils permettront d'autre part, d'enrichir la description du comportement et la construction d'une base de données pour identifier les paramètres d'interaction introduits dans le modèle présenté dans le chapitre suivant.

2.2 Présentation du dispositif expérimental

Cette étude expérimentale a été réalisée au LBMS (Laboratoire Brestois de Mécanique et des Systèmes) à l'école Nationale d'Ingénieurs de Brest (ENIB) en collaboration avec le Pr. Shabnam Arbab Shirani et le Dr. Luc Saint-Sulpice. La première partie de celle-ci a pour objectif la détermination des températures de transformation de phase directe et inverse par des mesures DSC, alors que la deuxième partie présente des essais incrémentaux de traction à différentes températures d'essais, suivis de chauffage et refroidissement. Ces essais ont été réalisés sur une machine de traction Zwick/Roell de capacité maximale 50 kN, équipée d'une enceinte thermique pour le chauffage jusqu'à une température maximale de l'ordre de 240°C et d'un système de refroidissement à l'azote jusqu'à -60°C (Figure 2.1). La machine de traction et l'enceinte sont reliées à deux ordinateurs, un pour le pilotage de la déformation (allongement) imposée, mesurée via un extensomètre, lié également à une cellule force pour mesurer la force résultante. Le second ordinateur est dédié au pilotage en température, et lié au thermocouple collé à l'éprouvette. La figure 2.2 montre une éprouvette instrumentée avant et après rupture.

2.2.1 Composition chimique de l'AMF à base fer étudié et détermination des températures de transformation de phase

Une nuance d'alliage à mémoire de forme à base fer est choisie pour étudier le comportement thermomécanique de cette famille d'AMF de type Fe-Mn-Si, d'une part pour différents niveaux de chargement mécanique et différentes températures, et d'autre part pour étudier l'effet d'une pré-déformation plastique sur la réponse du matériau. Un intérêt particulier sera porté à la mise en évidence de la spécificité de ces alliages, du fait du couplage entre la transformation de phase et la plasticité. Le tableau 2.1 indique la composition chimique du matériau étudié.

Un traitement thermique de référence a été appliqué pour que l'état austénitique soit pur à la température ambiante. Il s'agit d'un chauffage des éprouvettes dans un four pendant une heure à une température de 600°C suivi d'une trempe à l'eau. En effet, à cette température toute

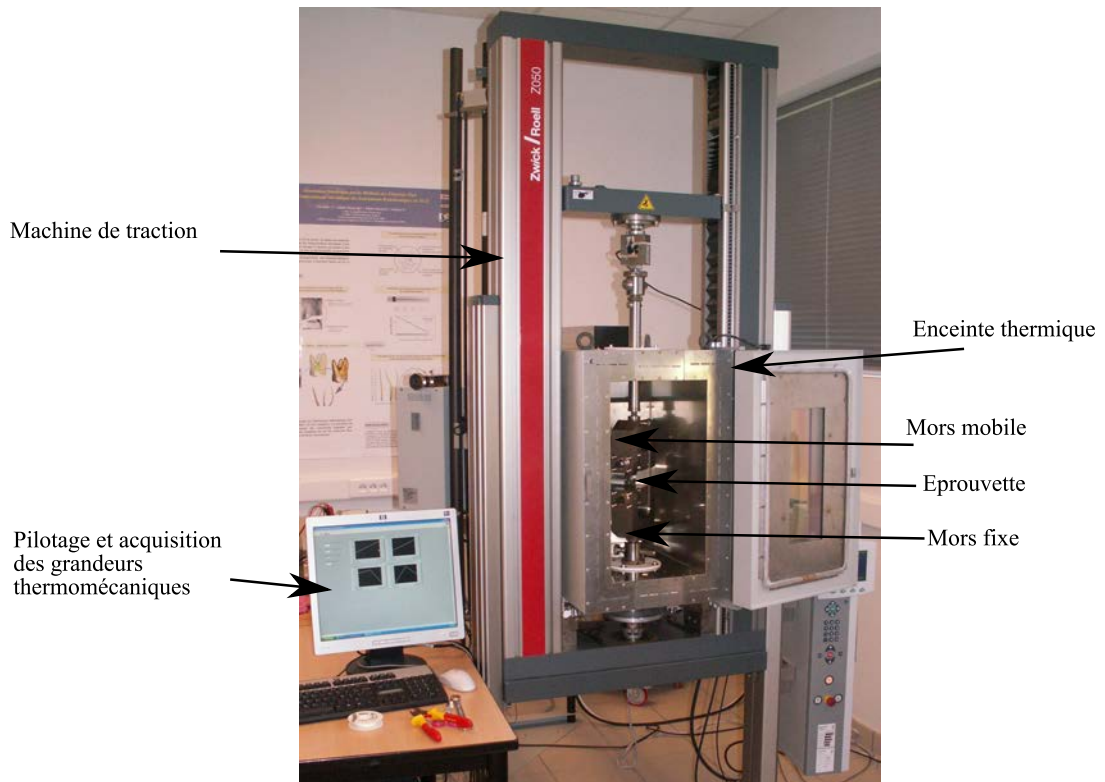


FIGURE 2.1 – Dispositif d'essais (machine de traction et enceinte thermique)

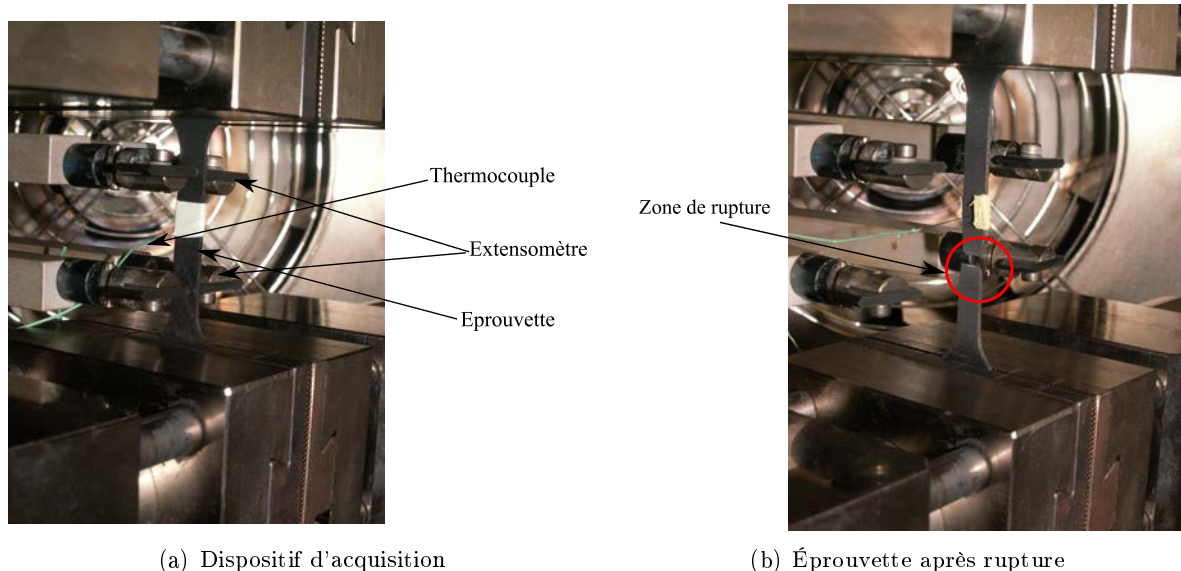


FIGURE 2.2 – Éprouvette en AMF à base fer avant et après rupture

l'éprouvette est en état austénitique. La vitesse de refroidissement très élevée par la trempe à l'eau permet de figer l'austénite obtenue et donc de former un état purement austénitique ([10]). Par la suite, une analyse par calorimétrie différentielle (DSC : Differential Scanning Calorimetry)

TABLE 2.1 – Composition chimique du matériau étudié (en % de masse)

Élément	Fe	Mn	Si	C	Cr
AMFe-1	balance	28.7	6.1	0.003	6

est réalisée pour déterminer les températures de transformation de phase directe M_s et M_f (figure 2.3) et inverse A_s et A_f (figure 2.4). La méthode d'identification consiste à mesurer le flux de chaleur lors du chauffage et du refroidissement. La variation du flux indique une transformation de phase, qui peut être soit endothermique, soit exothermique. Il est alors possible de déterminer les températures de début et de fin de variation de flux de chaleur en traçant l'évolution de ce flux de chaleur en fonction de la température lors du chauffage et du refroidissement. Le point d'intersection, défini à partir des tangentes lors de l'augmentation du flux thermique, permet alors d'identifier la température de début de transformation M_s . Par contre, en ce qui concerne la température de fin de transformation M_f , elle est ici difficilement identifiable. Il aurait fallu refroidir jusqu'à une température autour de -200°C pour détecter le point d'inflexion correspondant à la fin de transformation. Ainsi, la valeur de M_f n'est pas suffisamment précise. On procède de même pour identifier les températures de transformation inverse. Les valeurs identifiées sont indiquées dans le tableau 2.2. On peut noter que les valeurs obtenues pour ces températures sont cohérentes avec les valeurs présentes dans la littérature ([1]).

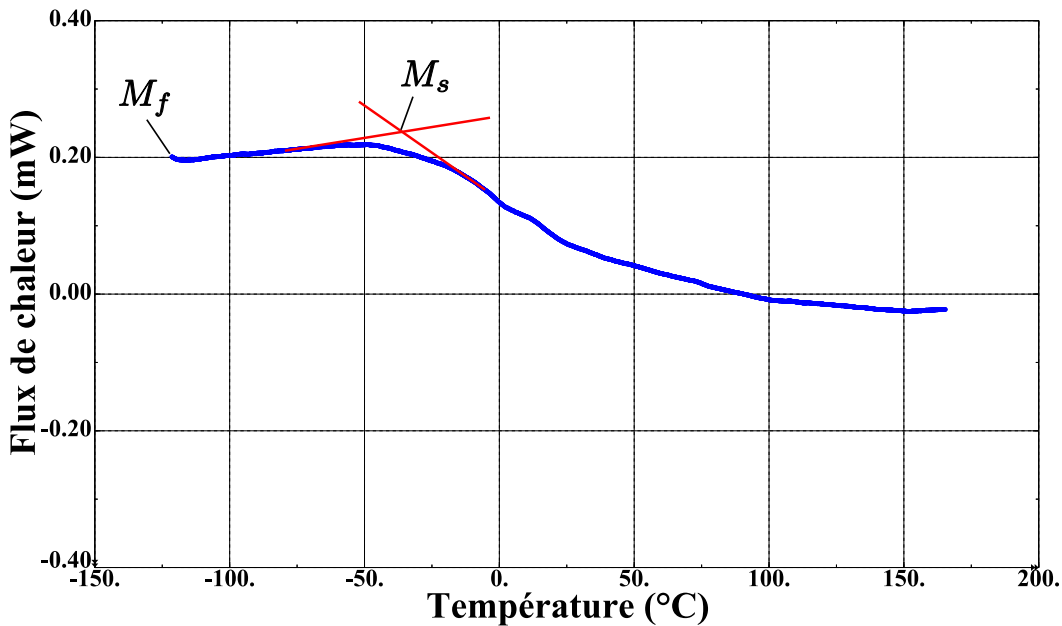


FIGURE 2.3 – Identification des températures de transformation martensitique directe

2.2.2 Dispositif expérimental pour les essais thermomécaniques

D'après la littérature ([10], [33], [34]), le type de comportement des AMF à base fer dépend fortement de la valeur de la température maintenue constante au cours du chargement mécanique. En effet, seule la transformation de phase est observée à basse température, seul le glissement

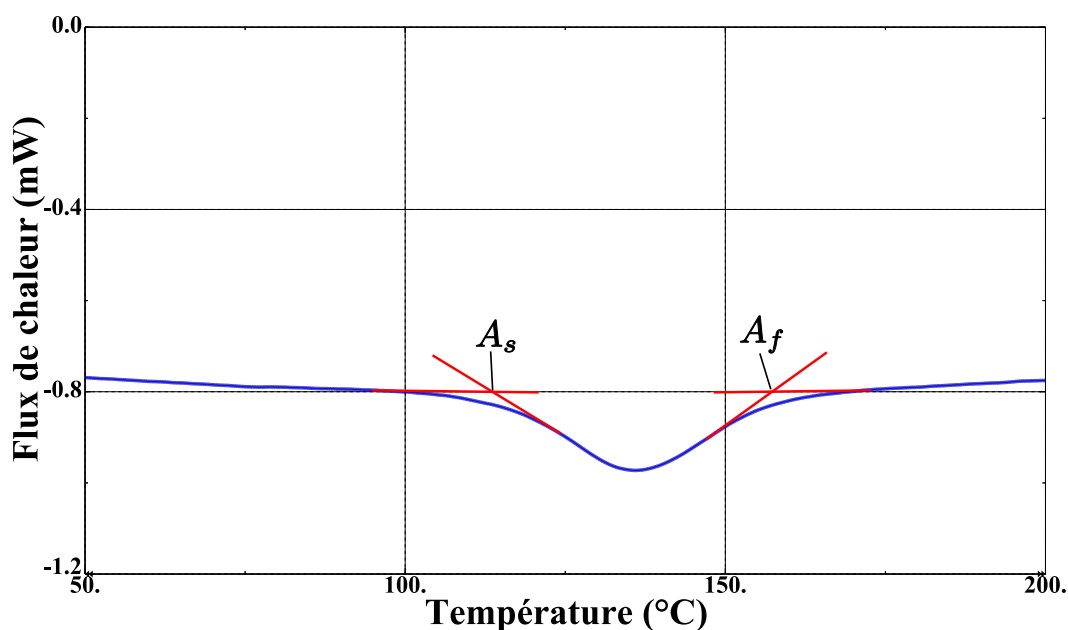


FIGURE 2.4 – Identification des températures de transformation inverse

TABLE 2.2 – Températures de transformation de phase pour l'AMF étudié

Température	M_f	M_s	A_s	A_f
valeur (°C)	≈ -120	-30	110	160

plastique à haute température et un couplage des deux comportements à une température intermédiaire. Par conséquent, compte tenu des températures de début et de fin de transformation identifiées, et de manière à mettre en évidence les différents types de comportement, six valeurs sont choisies pour nos essais : 20°C, 50°C, 80°C, 130°C, 152°C et 191°C. La figure 2.5 montre la géométrie et les dimensions des éprouvettes utilisées. La largeur est de 3.5 mm. Les éprouvettes sont usinées par électro-érosion. L'étude des éprouvettes pré-déformées est effectuée uniquement pour les trois températures 20°C, 80°C et 130°C, et sera détaillée dans la section suivante.

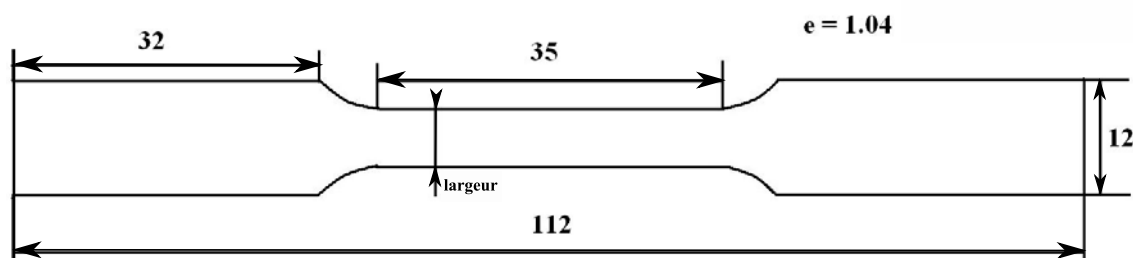


FIGURE 2.5 – Géométrie et dimensions (en mm) de l'éprouvette de traction

L'expérience se déroule suivant le cycle représenté sur la figure 2.6 : tout d'abord on chauffe

l'éprouvette jusqu'à la température initiale désirée (T_1). L'éprouvette est par la suite maintenue à cette température initiale pendant l'application d'une sollicitation de traction à une vitesse de déformation de $10^{-3}s^{-1}$. Après décharge, l'éprouvette est chauffée jusqu'à une température maximale ($T_2 > A_s$), afin d'activer la transformation inverse et de récupérer la déformation de transformation. Le même cycle est ensuite répété avec une augmentation du niveau de déformation imposée.

Un temps d'attente t , après que la température T_1 soit atteinte, est introduit avant d'appliquer le chargement mécanique, de manière à assurer une répartition homogène de la température sur toute l'éprouvette.

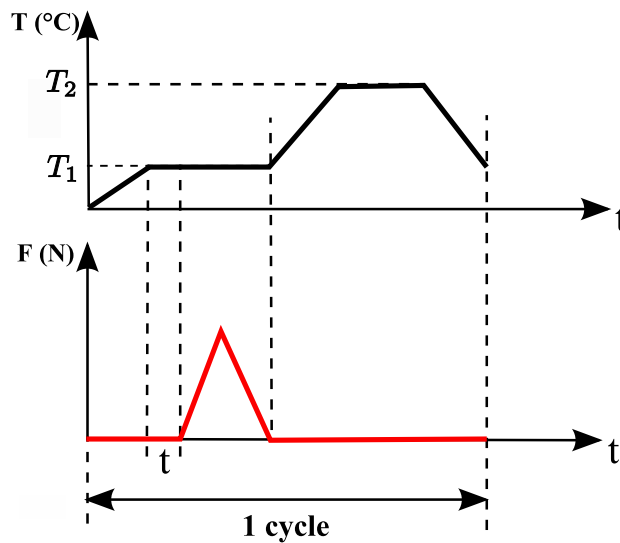


FIGURE 2.6 – Cycle de charge - décharge - chauffage - refroidissement

2.3 Essais thermomécaniques réalisés

2.3.1 Courbes contraintes - déformations

Les résultats obtenus confirment la variation du type de comportement avec la température. La figure 2.7 présente la courbe contrainte-déformation à 20°C . Elle montre que seule la transformation de phase est activée à cette température pour un faible chargement mécanique (premier cycle), puisque l'on récupère toute la déformation inélastique par chauffage jusqu'à 400°C , tandis que la plasticité est activée à haut niveau de chargement (supérieur à 300 MPa). L'évolution de la déformation en fonction de la contrainte montre aussi une forte non linéarité au début de la transformation de l'austénite vers la martensite.

La figure 2.8 montre les résultats du cycle charge-décharge-chauffage pour une température d'essai de 50°C . On constate qu'après chauffage une partie de la déformation inélastique reste irrécupérable dès le premier cycle du chargement (près de 0.04% de déformation totale). Celle-ci est induite par glissement plastique irréversible. On constate donc l'apparition de la plasticité pour un niveau de chargement mécanique plus faible qu'à 20°C . Il s'agit du couplage des deux types de comportement, la transformation s'active en premier et la plasticité par la suite.

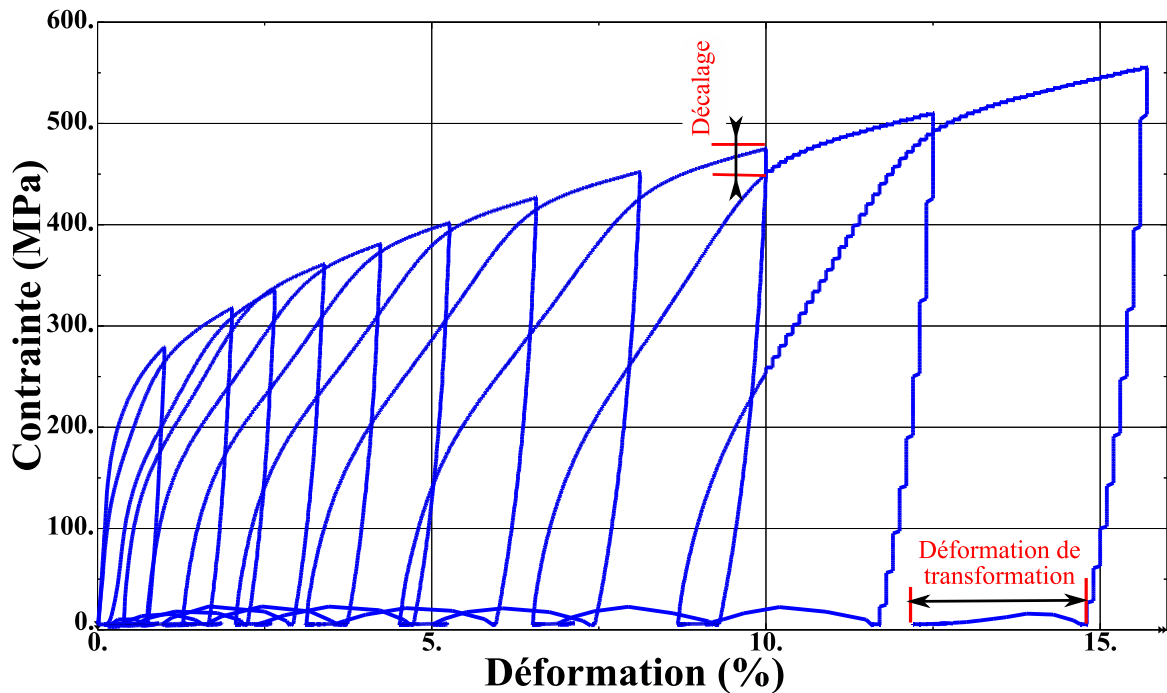


FIGURE 2.7 – Courbe contrainte - déformation : cycles de charge - décharge - chauffage ($T = 20^{\circ}\text{C}$)

La figure 2.9 montre les résultats du cyclage thermomécanique charge-décharge-chauffage pour une température initiale de 80°C . On constate, comme à 50°C , qu'après chauffage une partie de la déformation inélastique reste irrécupérable dès le premier cycle du chargement, c'est la déformation irréversible induite par glissement plastique. Le couplage des deux types de comportement est constaté même à faible niveau de chargement mécanique. La transformation s'active en premier et la plasticité par la suite. La quantité de déformation plastique enregistrée après le premier cycle est plus importante à 80°C qu'à 50°C . Les mêmes constatations ont été enregistrées à 130°C (figure 2.10). La seule différence par rapport à la courbe précédente (figure 2.9) est la valeur de la contrainte critique de la transformation qui a augmenté et celle de la contrainte critique d'activation du glissement plastique qui a diminué.

Pour optimiser le temps lors du chauffage, nous avons utilisé un décapeur thermique qui permet de chauffer localement la partie utile de l'éprouvette délimitée par l'extensomètre jusqu'à dépasser 350°C . La température maximale de chauffage avec le décapeur thermique est comprise entre 360°C et 500°C , mais la rapidité du chauffage rend alors très difficile la détection sur la courbe d'évolution de la déformation en fonction de la température, des températures de début et de fin de transformation inverse (A_s et A_f). Pour cela, la solution serait donc d'appliquer un chauffage lent avec une enceinte thermique jusqu'à 240°C (capacité maximale de l'enceinte thermique). Avec un chauffage lent, nous avons constaté qu'après un chargement de 1% de déformation imposé lors du premier cycle, toute la déformation de transformation après chauffage jusqu'à la température maximale de l'enceinte (240°C) est récupérée, mais pour un chargement de 2% lors du deuxième cycle, le chauffage jusqu'à cette limite maximale est incapable d'activer la transformation inverse (martensite en austénite). On en conclut donc que la température de

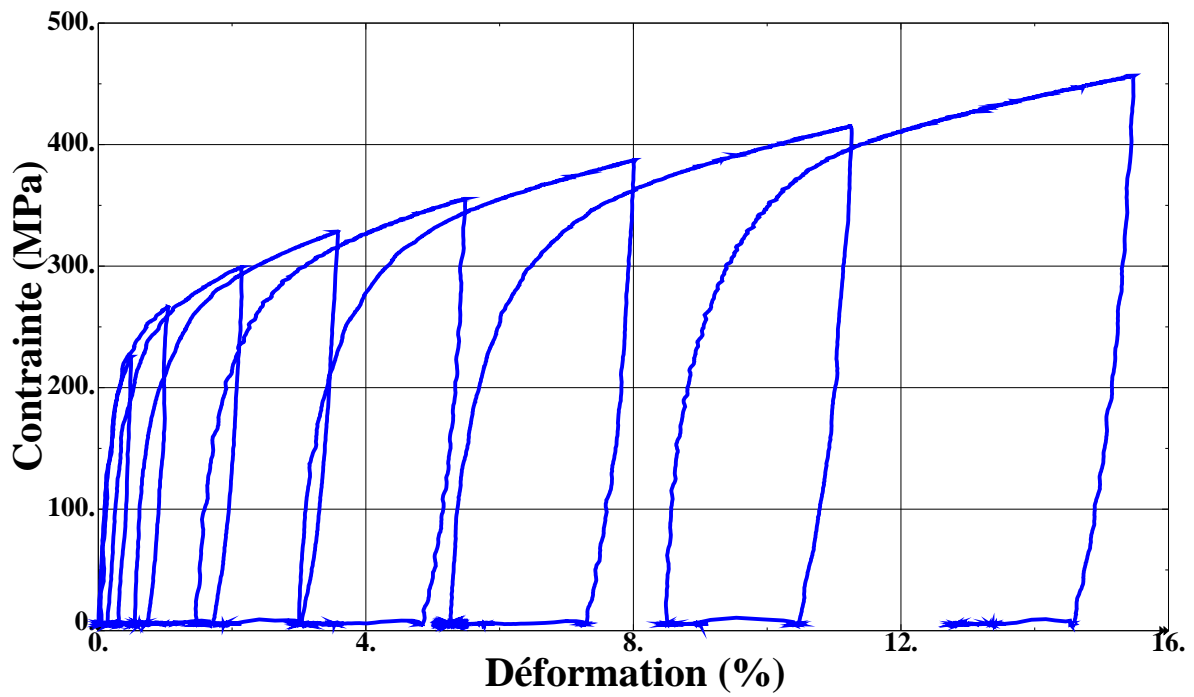


FIGURE 2.8 – Courbe contrainte - déformation : cycles de charge - décharge - chauffage ($T = 50^{\circ}\text{C}$)

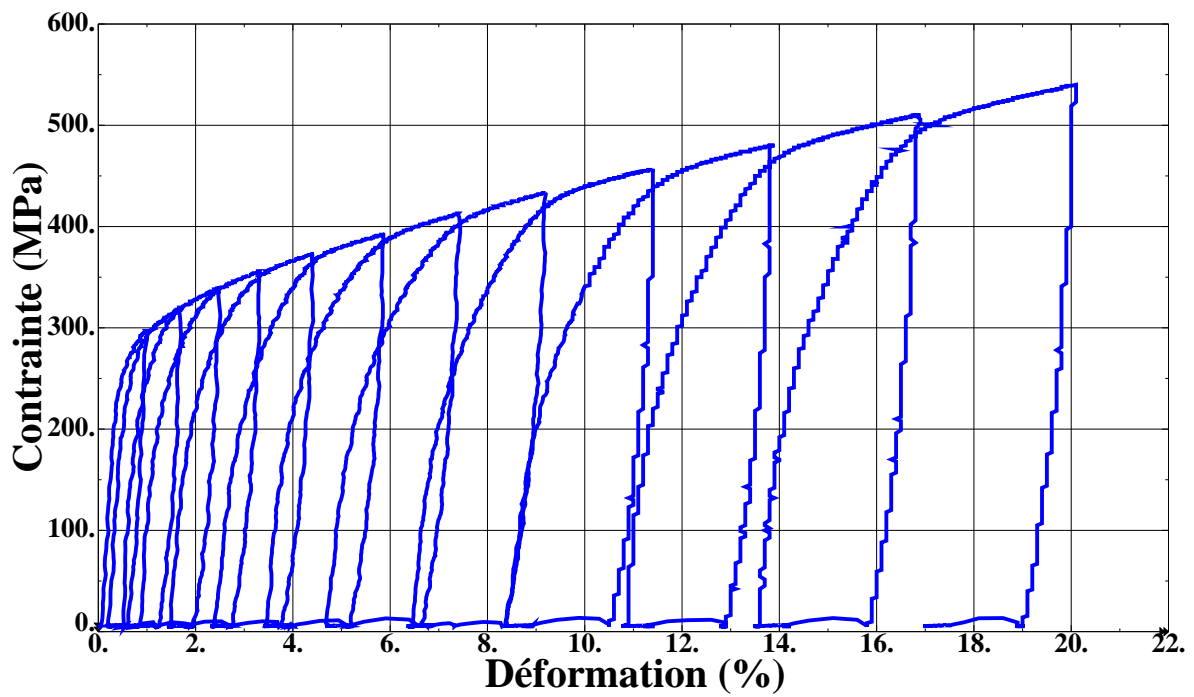


FIGURE 2.9 – Courbe contrainte - déformation : cycles de charge - décharge - chauffage ($T = 80^{\circ}\text{C}$)

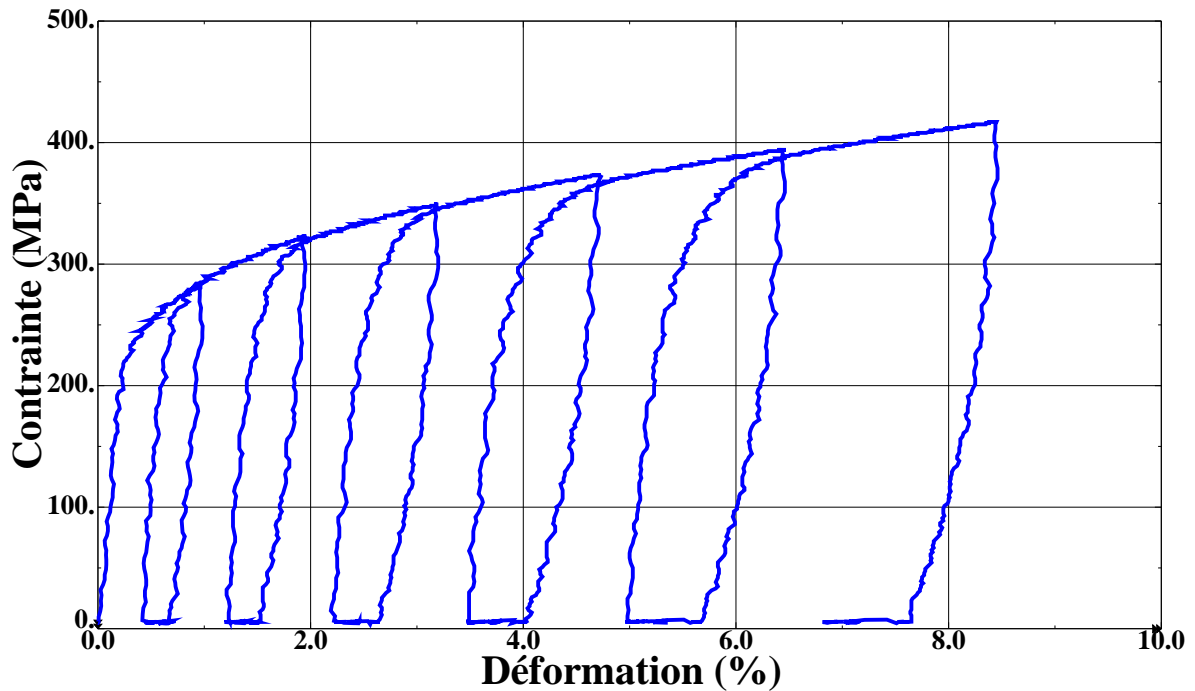


FIGURE 2.10 – Courbe contrainte - déformation : cycles de charge - décharge - chauffage ($T = 130^{\circ}\text{C}$)

début de transformation inverse après le deuxième cycle de chargement n'est plus la même, elle a augmenté par rapport au premier cycle de chargement (1%). Le même phénomène est observé dans la famille des NiTi ([48]), puisque les températures de transformation directe et inverse varient avec l'augmentation du niveau de la plasticité cumulée. Pour confirmer cette observation, un chauffage lent à une température maximale supérieure à 240°C est indispensable. Cet aspect fera l'objet de futurs travaux.

On remarque également, qu'après l'apparition de la plasticité (pour les températures 20°C , 50°C , 80°C et 130°C), et d'un cycle de chargement à l'autre, la superposition (le croisement entre la décharge d'un cycle et le chargement du cycle suivant) des courbes n'est pas parfaite. Il existe un décalage qui augmente avec le niveau de chargement (ce décalage entre deux cycles de chargement est présenté sur la figure 2.7). Ceci peut être expliqué par un effet de la plasticité qui, d'une part, affecte les températures de transformation de phase, et d'autre part, peut piéger une quantité de martensite par les systèmes de glissement. Cette martensite piégée ne se transforme pas en austénite par chauffage. Ces courbes sont parfaitement superposées à haute température probablement compte tenu de l'absence de la transformation de phase (figures 2.11 et 2.12). La courbe contrainte-déformation lors de la charge-décharge-chauffage pour une température d'essai de 152°C (figure 2.11), montre qu'après chauffage toute la déformation inélastique est rémanente, elle est induite alors par glissement plastique uniquement. En effet, à haute température, la limite élastique de l'austénite est atteinte avant l'activation de la transformation de phase. Un essai à 191°C montre la capacité de ce matériau à atteindre de grandes déformations ($> 40\%$) à haute température (figure 2.12). Le module d'Young du matériau est identifié sur la décharge (retour élastique) à haute température.

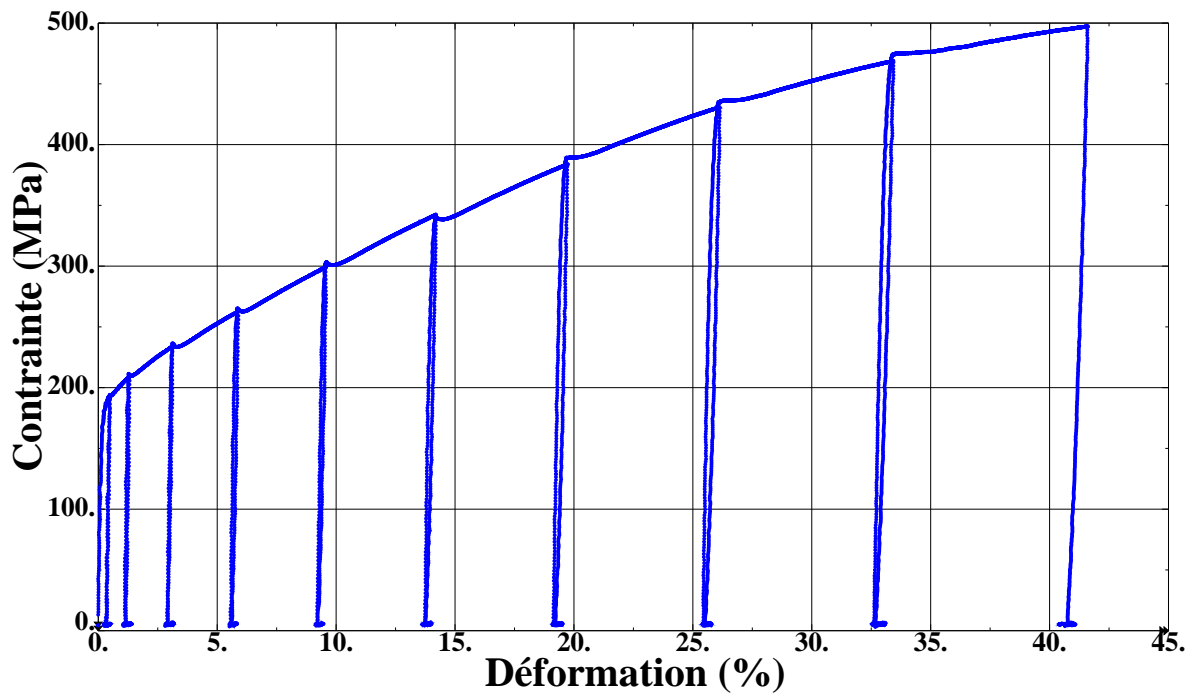


FIGURE 2.11 – Courbe contrainte - déformation : cycles de charge - décharge - chauffage ($T = 152^{\circ}\text{C}$)

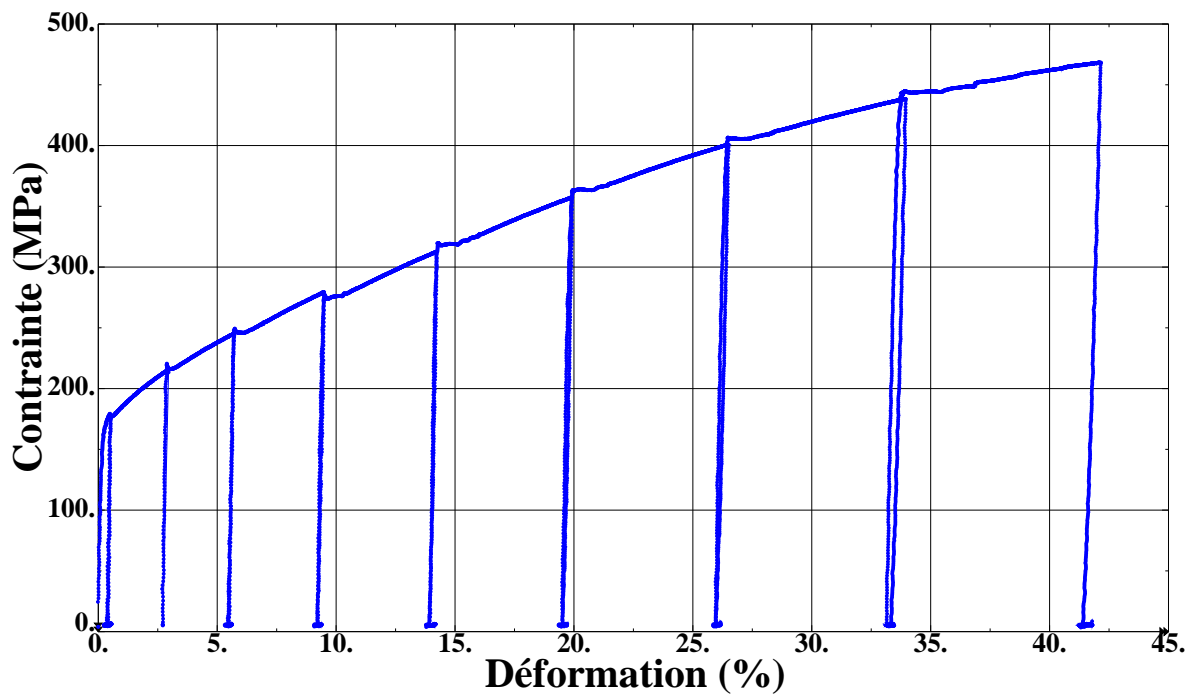


FIGURE 2.12 – Courbe contrainte - déformation : cycles de charge - décharge - chauffage ($T = 191^{\circ}\text{C}$)

Quelle que soit la température initiale d'essai, il y a toujours apparition de martensite. Même à haute température (152 ou 191°C), la martensite apparaît mais à des contraintes élevées (> 420 MPa). La quantité formée diminue avec l'augmentation de la température, elle est très faible à 191°C. La présence de cette quantité de martensite pourrait s'expliquer par le cumul des résidus de martensite d'un cycle à l'autre sans avoir la possibilité de les libérer par chauffage à cause des systèmes de glissement qui les piègent. Par conséquent, même avec l'augmentation de la température il est très difficile d'activer la transformation inverse.

La figure 2.13 montre la comparaison de la réponse à 20°C induite uniquement par transformation de phase comparée à celle à 191°C induite uniquement par plasticité, au début de premier cycle. On constate que la non linéarité marquant le début de chaque type de comportement varie avec le mécanisme activé. La non linéarité est plus importante à 20°C qu'à 191°C.

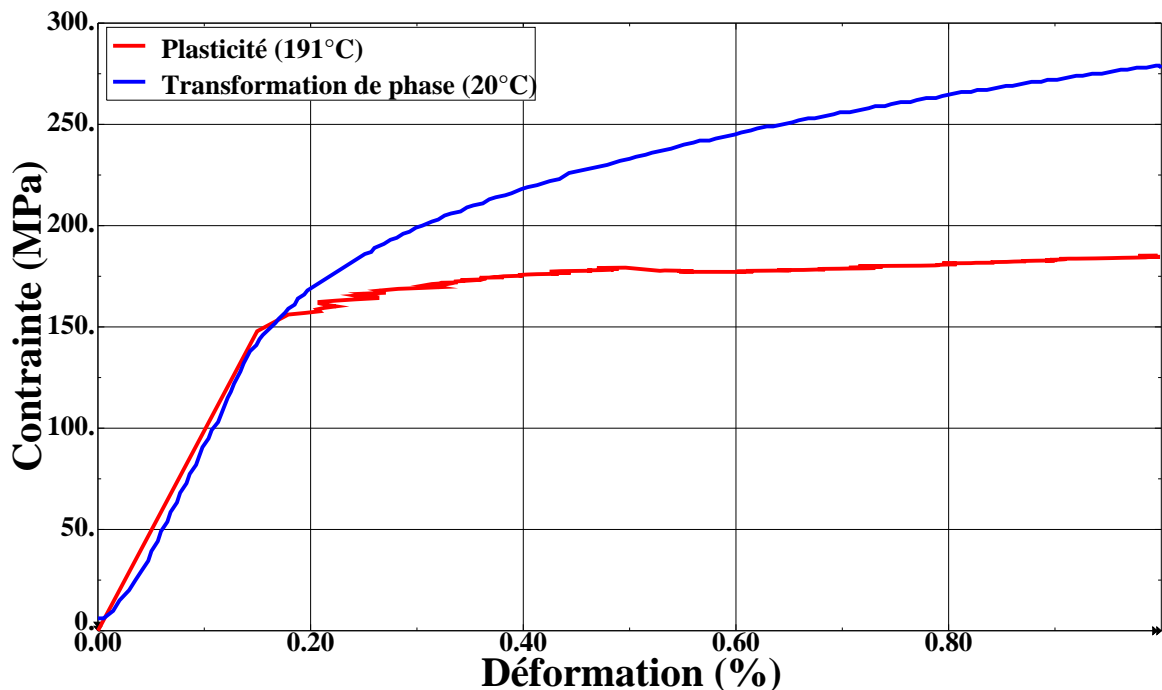


FIGURE 2.13 – Variation de la non linéarité entre la transformation de phase à 20°C et la plasticité à 191°C

2.3.2 Évolution des déformations de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale

Dans ce paragraphe nous décrivons l'évolution des déformations de transformation et plastique lors du chargement cyclique, pour les 6 températures choisies, présentée sur les figures 2.14 jusqu'à 2.19. On constate que la déformation de transformation maximale ne dépasse pas 4% comme c'est le cas à 20°C (figure 2.14). Cette valeur de déformation de transformation maximale diminue si la température d'essai augmente. Elle ne dépasse pas 0,13% à 152°C et à 191°C (figures 2.18 et 2.19). Il est également constaté qu'après l'activation de la plasticité, les deux déformations inélastiques augmentent d'un cycle de chargement à l'autre, jusqu'à un certain niveau de

plasticité où la déformation de transformation se stabilise, voire même diminue dans certains cas. Elle n'évolue plus même en augmentant le niveau de chargement pour les températures d'essai 20°C, 50°C et 80°C (figures 2.14, 2.15 et 2.16). On peut émettre l'hypothèse que la plasticité bloque la transformation de phase.

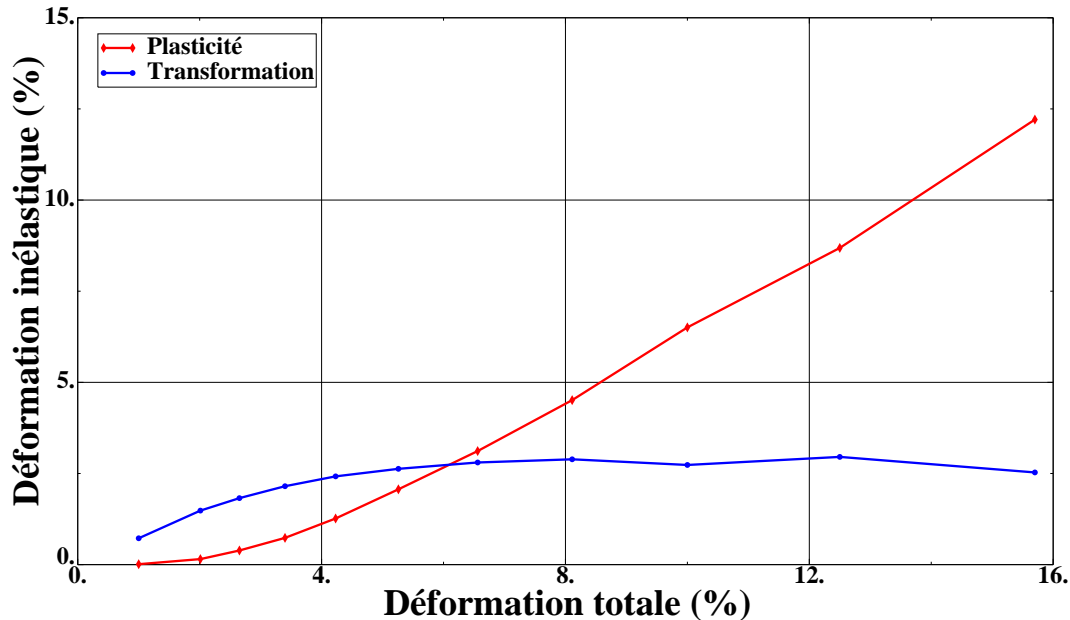


FIGURE 2.14 – Évolution de la déformation de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale (T = 20°C)

2.3.3 Construction du pseudo-diagramme de phase

A partir de ces résultats, nous avons déterminé approximativement les contraintes critiques d'activation de chaque mécanisme, pour les différentes températures d'essais étudiées. En fonction de ces températures, la contrainte critique à 0.2% de déformation peut correspondre à la transformation de phase σ_y^f (20°C, 50°C, 80°C et 130°C) ou à l'activation du glissement plastique σ_y^g (152°C et 191°C). Dans le cas où les deux mécanismes sont actifs, la contrainte critique du deuxième comportement est difficile à détecter sur la courbe de traction. Elle est alors déterminée et donnée sur le tableau 2.3. Ceci nous a permis de tracer le diagramme d'évolution des contraintes critiques en fonction des températures initiales d'essais (figure 2.20). Sur ce diagramme on peut distinguer deux domaines séparés par la température M_s^σ et deux lignes : la ligne de début de plasticité et la ligne de début de transformation. Dans un premier domaine où la température est inférieure à M_s^σ , la transformation précède la plasticité, et dans un deuxième domaine où la température est supérieure à M_s^σ , la plasticité précède une éventuelle transformation de phase. La contrainte d'activation de la transformation de phase est inférieure à la limite d'élasticité d'austénite dans le premier domaine. La martensite formée est appelée martensite induite par contrainte ou martensite orientée. Dans le deuxième domaine, c'est l'écoulement plastique de l'austénite qui s'active avant la transformation de phase. A une température constante, après l'activation du premier type de comportement, si la contrainte imposée augmente suffisamment, le deuxième mécanisme s'active également.

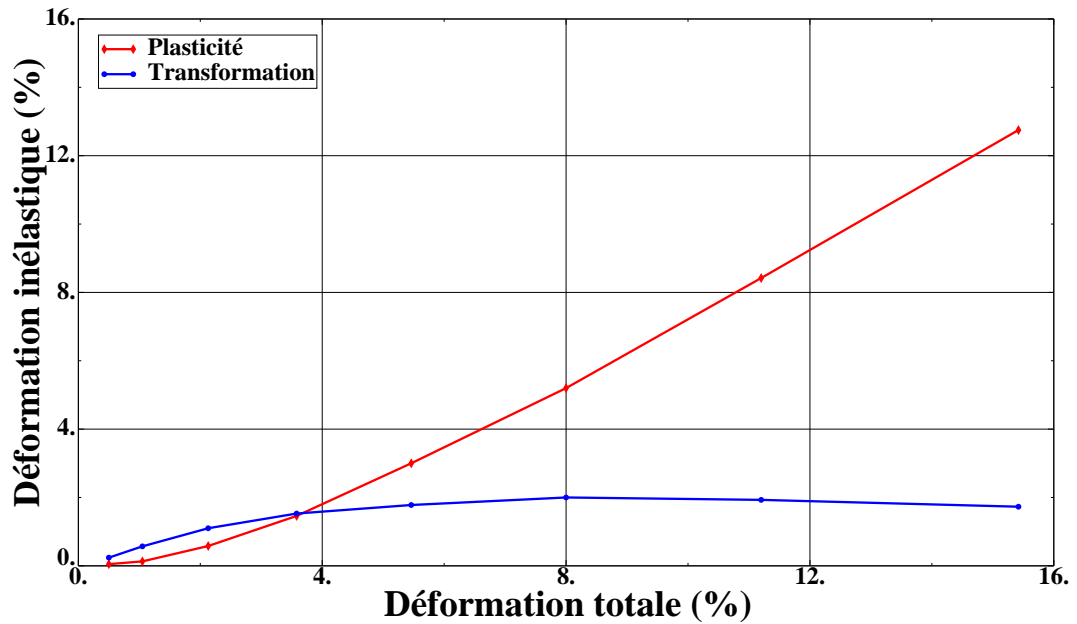


FIGURE 2.15 – Évolution de la déformation de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale ($T = 50^{\circ}\text{C}$)

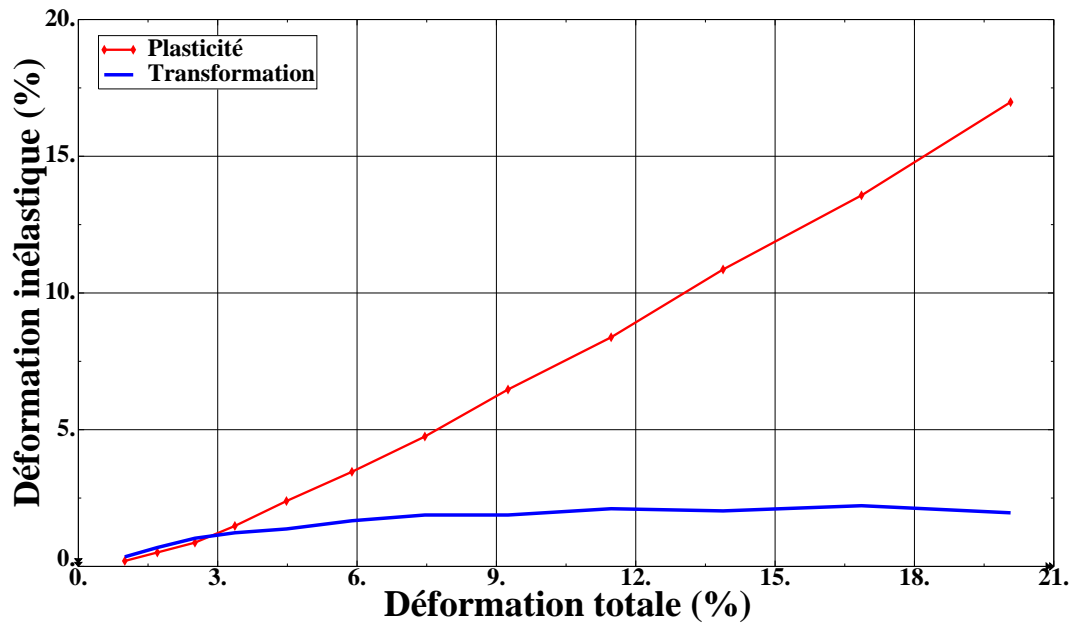


FIGURE 2.16 – Évolution de la déformation de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale ($T = 80^{\circ}\text{C}$)

La contrainte d'activation de la transformation martensitique augmente linéairement (représentée par la ligne bleue continue sur la figure 2.20) avec la température initiale du matériau jusqu'à la température M_s^0 . Au delà de cette température, une forte augmentation non linéaire est enregistrée. Elle est approximée par une courbe exponentielle. La pente de la zone linéaire est donnée

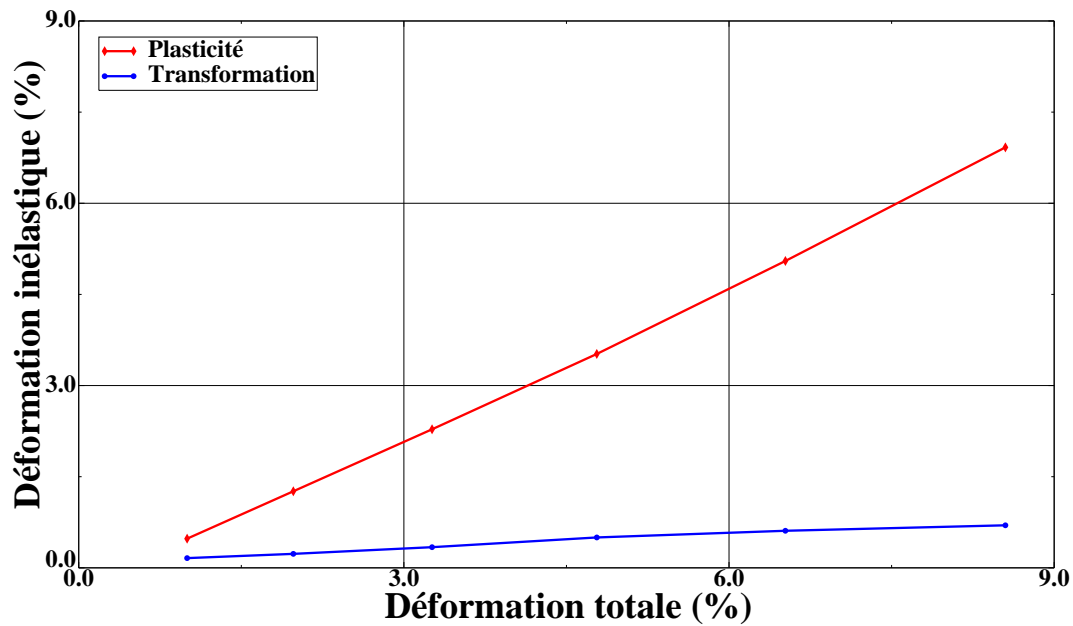


FIGURE 2.17 – Évolution de la déformation de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale (T = 130°C)

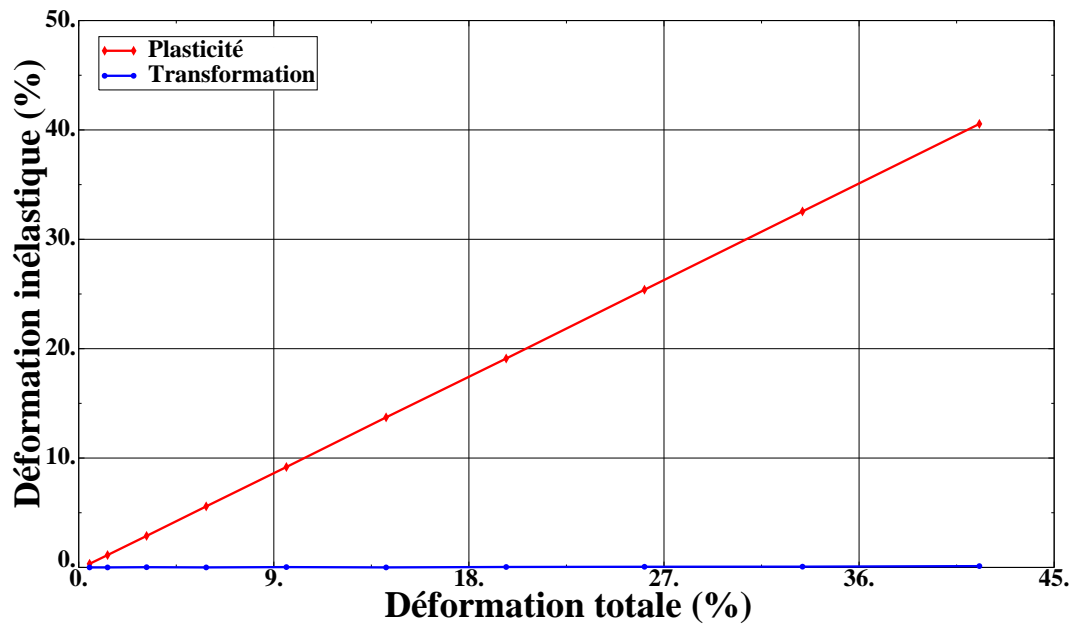


FIGURE 2.18 – Évolution de la déformation de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale (T = 152°C)

par la relation suivante pour le début de transformation :

$$\frac{d\sigma}{dT} = 0.75 \text{ MPa}/^\circ\text{C} \quad (2.1)$$

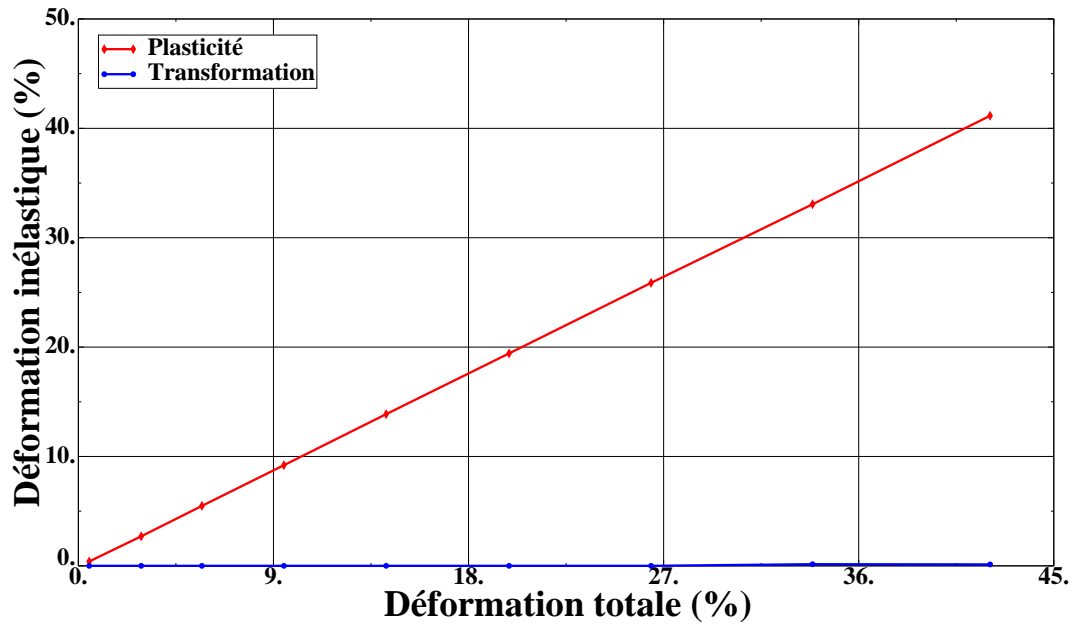


FIGURE 2.19 – Évolution de la déformation de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale ($T = 191^{\circ}\text{C}$)

La contrainte d'activation du glissement plastique diminue linéairement avec la température du matériau. La pente de la ligne de début de plasticité est donnée par la relation suivante :

$$\frac{d\sigma}{dT} = -0.95 \text{ MPa}/^{\circ}\text{C} \quad (2.2)$$

TABLE 2.3 – Récapitulatif des contraintes critiques d'activation de deux mécanismes en fonction de la température pour le matériau étudié

Température	20°C	50°C	80°C	130°C	152°C	191°C
σ_y^f (MPa)	130	150	190	210	410	440
σ_y^{γ} (MPa)	300	260	260	245	200	170

Il est possible également de déterminer la température M_s sur ce diagramme. C'est l'intersection entre l'axe des abscisses et la droite de début de transformation. Cette valeur est de l'ordre de -70°C . On constate un écart important (de l'ordre de -40°C) entre la valeur mesurée par DSC et cette valeur. Ceci pourrait être expliqué par l'incertitude de lecture sur les mesures DSC d'une part, et aussi sur la détermination des contraintes critiques de transformation surtout à hautes températures d'autre part.

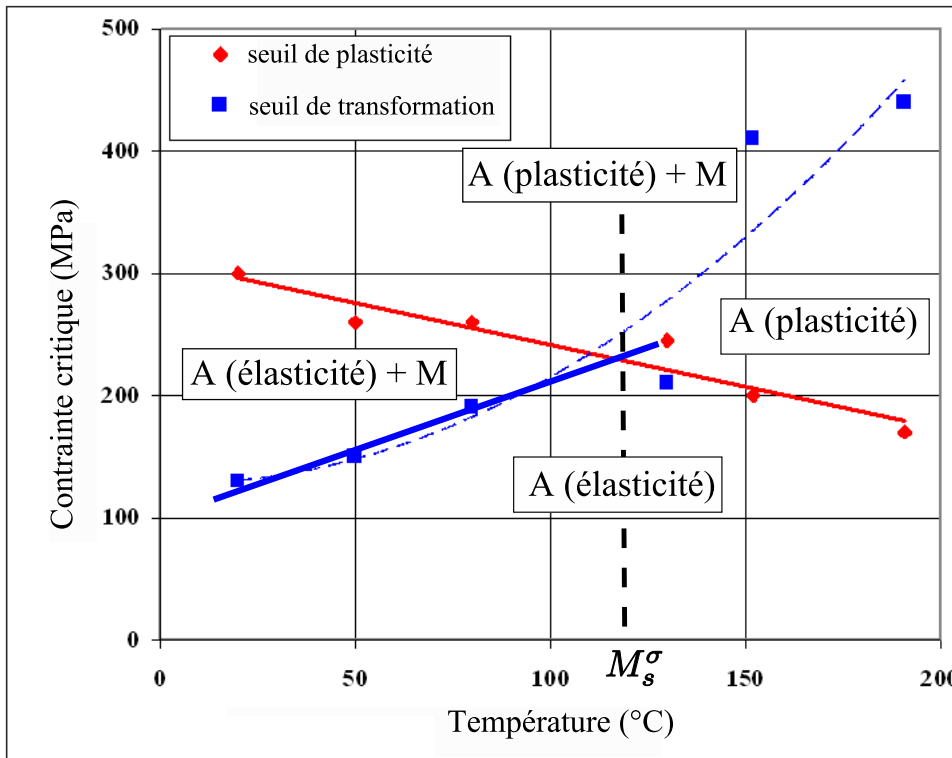


FIGURE 2.20 – Diagramme contrainte critique / température (A=austénite, M=martensite)

2.4 Effet d'une pré-déformation plastique par laminage

2.4.1 Courbes contraintes - déformations

Dans cette partie, l'effet d'une déformation plastique initiale est étudié. Pour ce faire, un deuxième lot d'éprouvettes, issu du même matériau, a été testé après une opération de laminage. Ce procédé d'obtention de tôles de faibles épaisseurs a pour effet la génération d'un état de pré-déformation plastique dans le matériau. Ces éprouvettes ont les mêmes épaisseurs (1 mm) et des largeurs différentes de 6.25 mm. Par conséquent, la micro-structure est modifiée et bien évidemment la réponse du matériau aux chargements thermo-mécaniques n'est plus la même.

Nous disposons de trois éprouvettes et nous allons appliquer le même chargement incrémental cyclique suivi par chauffage à différentes températures d'essais comme dans la première partie. Les figures 2.21, 2.22 et 2.23 montrent les réponses au chargement pour les températures d'essais 20°C, 84°C et 137°C.

En comparant les réponses des éprouvettes non laminées aux réponses des éprouvettes laminées nous constatons que, pour le deuxième lot d'éprouvette, globalement la transformation s'active en premier suivie par la plasticité pour les trois températures, et que ces deux mécanismes s'activent plus tardivement (au niveau du chargement mécanique appliqué) par rapport aux éprouvettes non laminées. Pour plus de précision, le tableau 2.4 présente une comparaison entre la contrainte maximale appliquée pour atteindre le même niveau de déformation sur les deux lots d'éprouvettes. On en déduit une augmentation importante de cette contrainte pour les trois températures puisqu'elle peut atteindre 80% après laminage (c'est l'augmentation de la contrainte

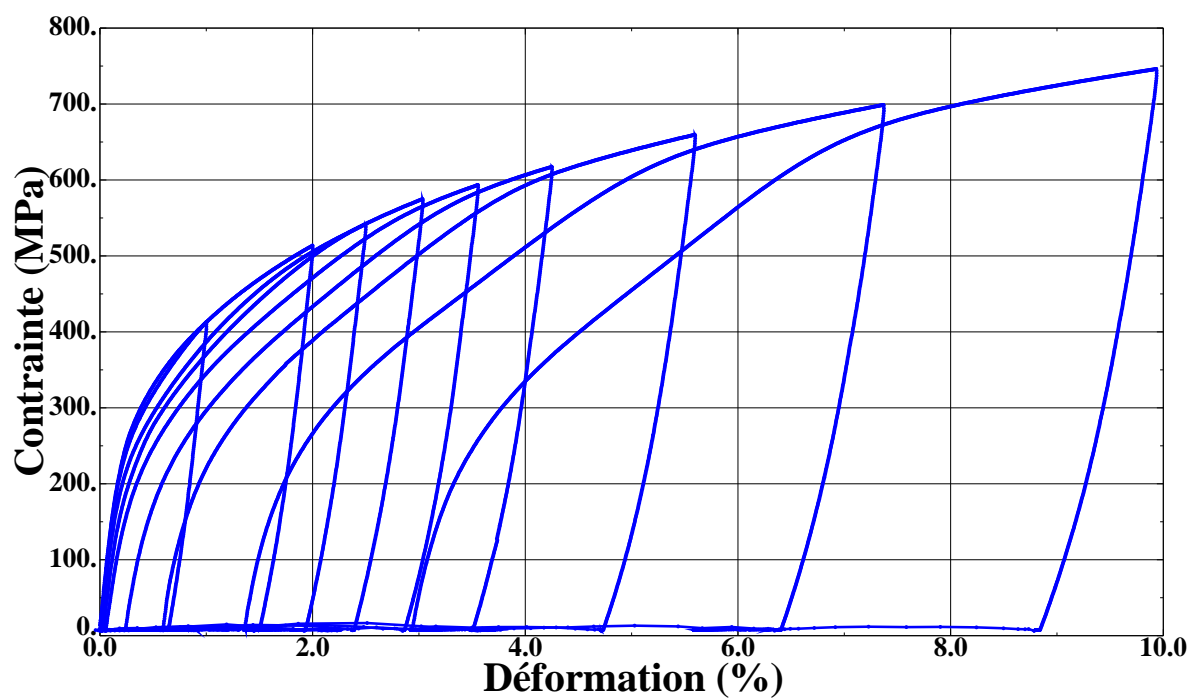


FIGURE 2.21 – Courbe contrainte - déformation : cycles de charge - décharge - chauffage ($T = 20^{\circ}\text{C}$)

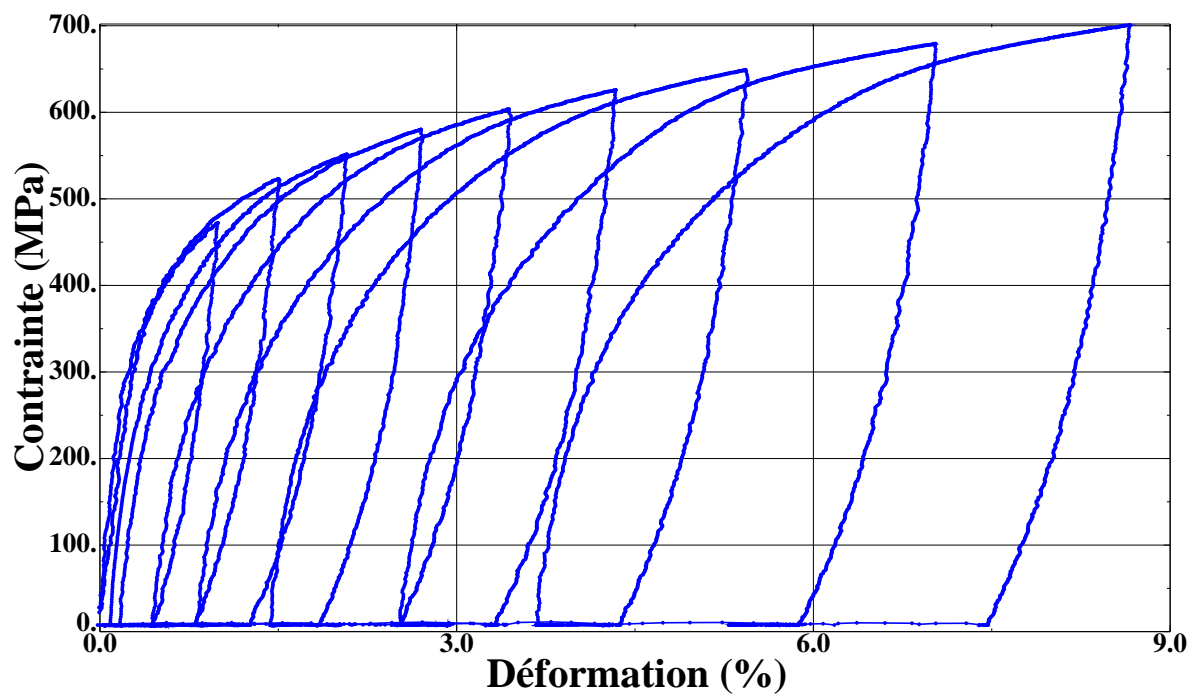


FIGURE 2.22 – Courbe contrainte - déformation : cycles de charge - décharge - chauffage ($T = 84^{\circ}\text{C}$)

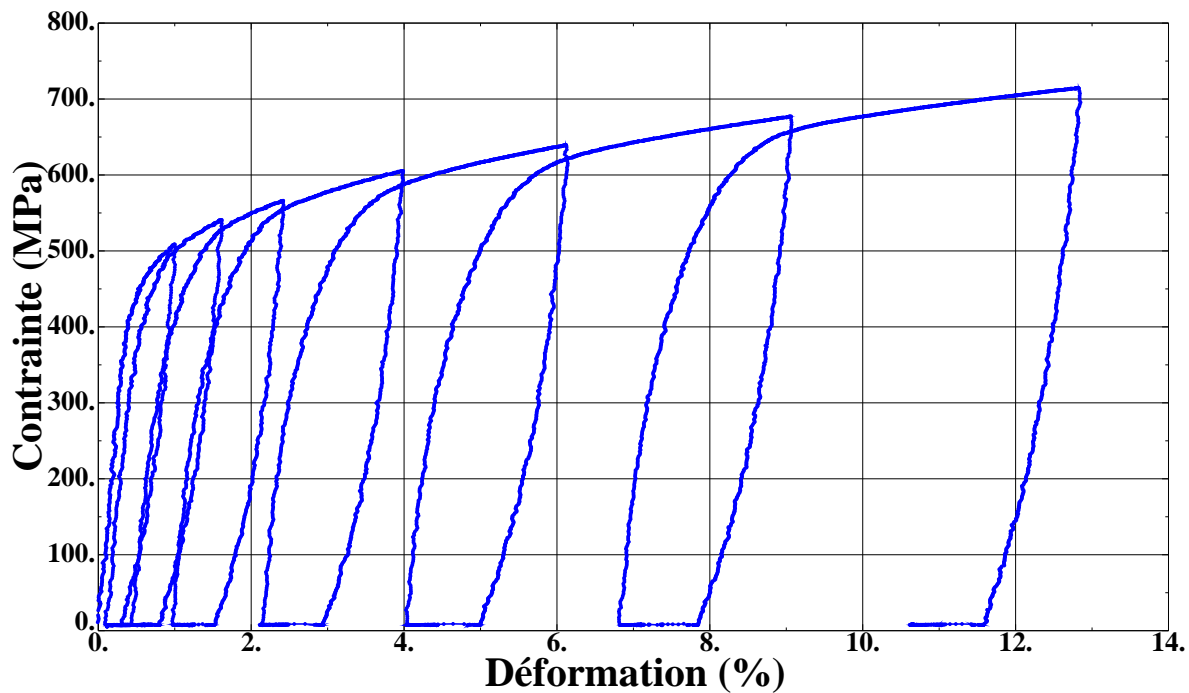


FIGURE 2.23 – Courbe contrainte - déformation : cycles de charge - décharge - chauffage ($T = 137^{\circ}\text{C}$)

nécessaire pour induire une déformation de 8% à 20°C). C'est l'effet résultant de la consolidation par pré-déformation plastique induite initialement par le procédé de fabrication.

TABLE 2.4 – Comparaison des contraintes maximales appliquées sur les deux matériaux pour atteindre la même déformation

Déformation résultante	1 %	1%	8%	8 %
Matériau	non laminé	laminé	non laminé	laminé
20°C	280 MPa	420 MPa	450 MPa	700 MPa
80°C	300 MPa	470 MPa	420 MPa	680 MPa
130°C	285 MPa	510 MPa	410 MPa	660 MPa

2.4.2 Évolution des déformations de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale

Les figures 2.24, 2.25 et 2.26 montrent l'évolution des deux déformations inélastiques en fonction de la déformation totale pour le matériau laminé. Les mêmes allures que le premier matériau (non laminé) sont enregistrées. On constate une augmentation de la déformation de transformation jusqu'à un certain niveau de plasticité, à partir duquel elle demeure constante. On observe également une légère diminution du taux de plasticité cumulée, en particulier à haute température (137°C) par rapport aux éprouvettes non laminées. Ceci montre que l'écoulement

plastique a été repoussé et donc, à contrainte égale, la quantité de plasticité enregistrée dans le matériau non laminé est nettement supérieure à celle atteinte dans un AMF à base fer laminé.

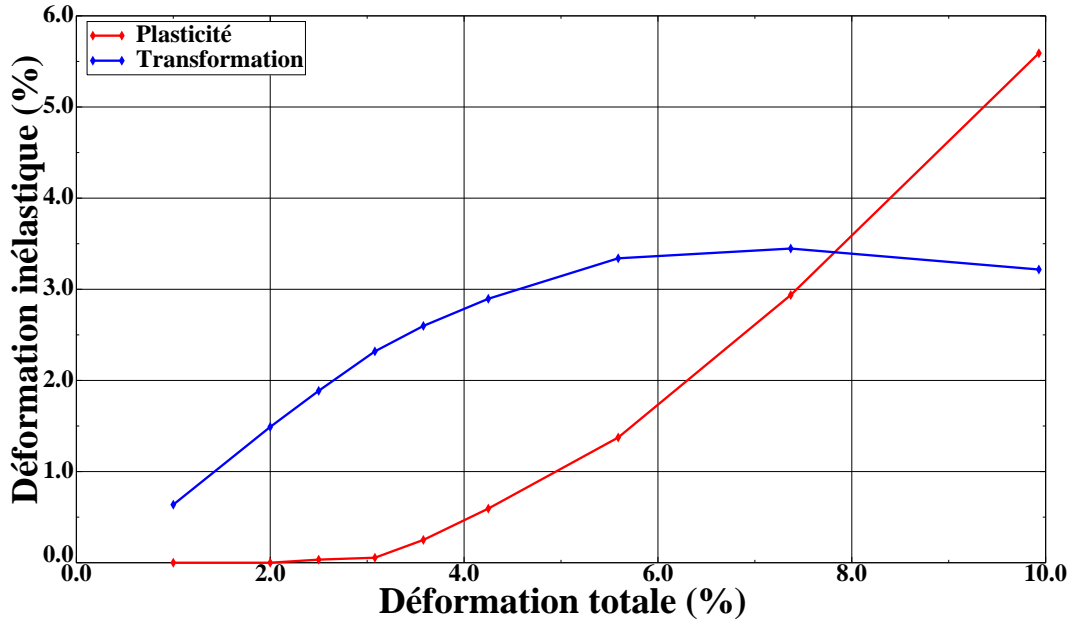


FIGURE 2.24 – Évolution de la déformation de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale ($T = 20^{\circ}\text{C}$)

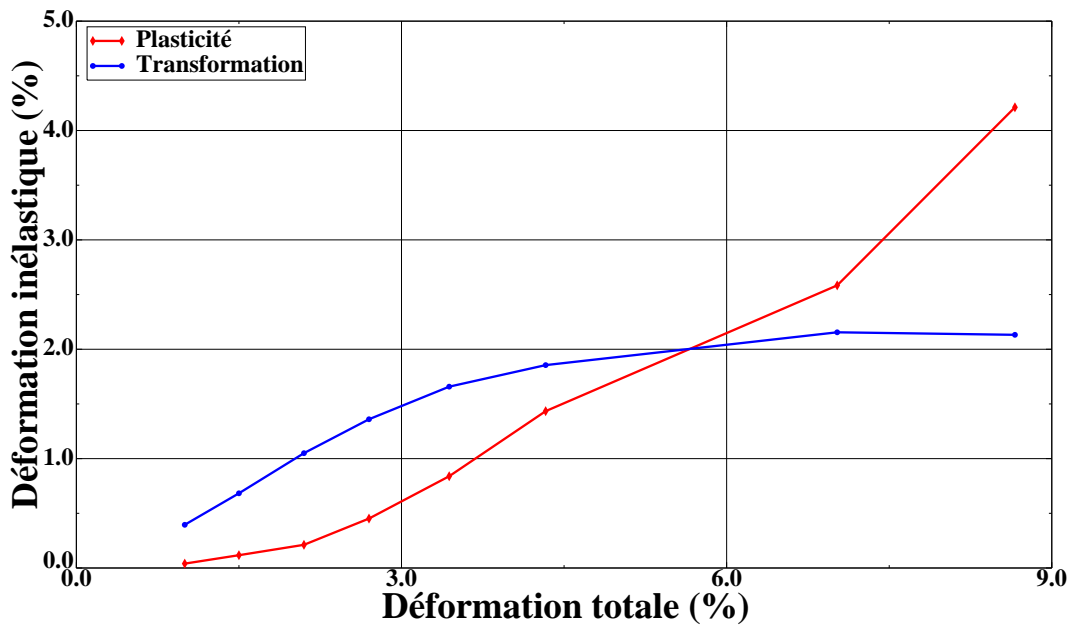


FIGURE 2.25 – Évolution de la déformation de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale ($T = 84^{\circ}\text{C}$)

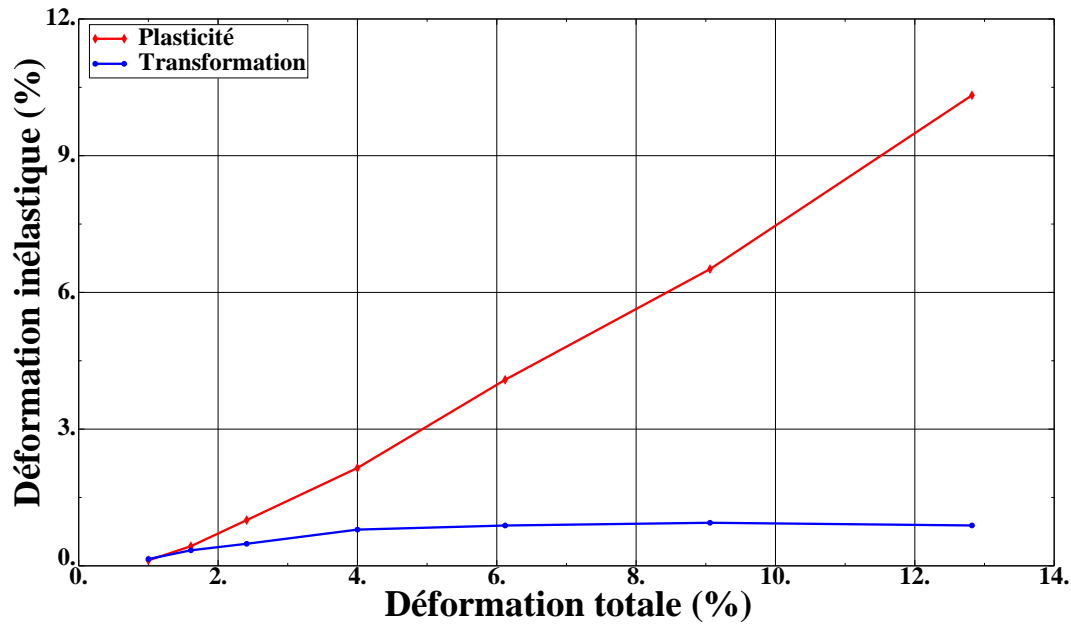


FIGURE 2.26 – Évolution de la déformation de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale ($T = 137^{\circ}\text{C}$)

2.4.3 Construction du pseudo-diagramme de phase

Finalement, les contraintes critiques de début de transformation et de plasticité ont été déterminées pour les trois températures et résumées dans le tableau 2.5. La comparaison avec les résultats obtenus pour des éprouvettes non laminées (tableau 2.3) montre que ces contraintes critiques sont augmentées pour les trois températures. La forte augmentation est enregistrée surtout sur les contraintes seuils de plasticité. Le taux d'augmentation est de l'ordre de 95% dans le cas de la contrainte σ_y^{γ} à 130°C . La figure 2.27 montre la superposition entre les pseudo-diagrammes de transformation des éprouvettes laminées et non laminées. La comparaison entre les deux lignes représentant les seuils d'activation de la transformation (bleue et verte) d'une part, et celles d'activation la plasticité (rouge et noire) d'autre part, montre clairement l'effet de la pré-déformation plastique induite par laminage. Après laminage, les deux lignes ont été décalées vers le haut marquant la hausse des contraintes critiques nécessaires pour activer la transformation et la plasticité. On peut noter que cet effet est plus important sur la ligne de plasticité. Cette conclusion est cohérente avec les résultats de travaux antérieurs, cités dans le premier chapitre, étudiant l'effet du laminage sur le comportement thermomécanique ([2], [5], [6], [26], [47], [84]). On pourrait alors considérer ce procédé comme une solution d'amélioration de l'effet mémoire de forme des AMF à base fer. En effet, l'augmentation de la contrainte critique de plasticité retarde l'activation de celle-ci et par conséquent aboutit à un domaine plus large de transformation.

TABLE 2.5 – Récapitulatif des contraintes critiques d'activation de deux mécanismes en fonction de la température pour les éprouvettes laminées

Température	20°C	84°C	137°C
σ_y^f (MPa)	175	300	390
σ_y^γ (MPa)	526	460	475

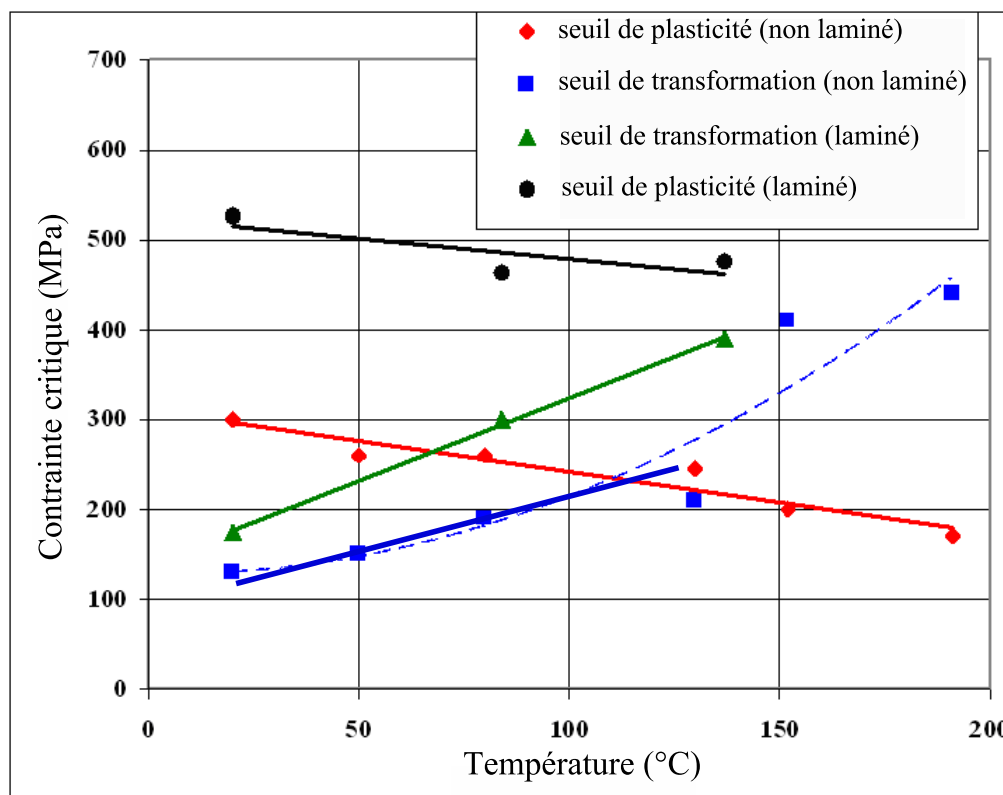


FIGURE 2.27 – Effet d'une pré-déformation plastique sur le comportement thermomécanique des AMF à base fer

2.5 Conclusion

Dans ce chapitre, nous avons essayé de fournir des réponses aux questions posées à la fin du premier chapitre, et ceci au travers d'une analyse expérimentale du comportement thermomécanique d'un AMF à base fer. Les températures de transformation de phase directe M_s et M_f et inverse A_s et A_f ont été déterminées par des analyses DSC. Les températures M_s et M_f sont très basses conduisant à une l'hystérésis large, permettant ainsi une meilleure exploitation de ces alliages dans les applications connectiques. Les spécificités du comportement ont été également étudiées par des essais de traction avec chargement incrémental suivis par chauffage pour plusieurs températures initiales. Cela nous a permis de constater aussi que la déformation inélastique est induite uniquement par transformation de phase à basse température et bas niveau de chargement mécanique. La plasticité s'active après la transformation de phase pour des niveaux de contrainte élevés à basse température. Ceci s'accompagne par un ralentissement jus-

qu'à arrêt de l'évolution de la transformation. A haute température l'activation de la plasticité retarde significativement l'activation de la transformation de phase. Finalement, l'étude de l'effet d'une pré-déformation plastique induite par laminage a révélé une augmentation importante des contraintes critiques de début de plasticité. Ceci permet de confirmer que ce procédé pourrait être considéré comme un traitement d'amélioration de l'effet mémoire de forme des AMF à base fer.

Il ressort de cette étude expérimentale les principaux aspects dont une loi de comportement des AMF à base fer doit tenir compte, à savoir :

- une augmentation supposée linéaire des contraintes critiques de transformation, jusqu'à la température M_s^σ , en fonction de la température,
- une diminution supposée également linéaire des contraintes critiques de la plasticité en fonction de la température. Par conséquent, l'activation en premier de la plasticité à haute température et de la transformation à basse température,
- la transformation directe est activée uniquement sous contrainte puisque les températures M_s et M_f sont très basses, et donc seule la martensite orientée par contrainte sera considérée,
- et une large hystérésis de ces alliages permettant ainsi d'améliorer l'application de serrage par rapport aux NiTi.

Les différents éléments évoqués ci-dessus seront pris en compte lors du développement du modèle de comportement thermomécanique, détaillé dans le chapitre suivant. Ces résultats expérimentaux permettront également l'identification des paramètres de ce modèle et de sa validation dans le cas de chargements cycliques.

Chapitre 3

Modélisation du comportement thermomécanique des AMF à base fer

Sommaire

3.1	Introduction	54
3.2	Spécificités du comportement des AMF à base fer	54
3.3	Mécanismes de déformation et choix des variables internes	56
3.4	Potentiel thermodynamique	59
3.4.1	Énergie élastique	59
3.4.2	Expressions des énergies internes	61
3.5	Expressions des forces motrices thermodynamiques	64
3.6	Expression de la dissipation	65
3.7	Conditions d'activation et lois d'évolution	67
3.8	Récapitulatif des équations constitutives et paramètres du modèle	67
3.9	Conclusion	68

Résumé

Dans ce chapitre, un modèle décrivant le comportement thermomécanique des alliages à mémoire de forme à base fer est développé. Il tient compte des différentes spécificités de ce type d'alliage, comme le couplage existant entre les phénomènes de plasticité et de transformation de phase. Il permet aussi de décrire, grâce à l'introduction de fonctions non linéaires représentant les interactions inter et intragrannulaires, les non linéarités de comportements observées expérimentalement. Le potentiel thermodynamique adopté est l'énergie libre de Gibbs. Il permet de définir les forces motrices de transformation et de plasticité, qui, avec l'introduction de forces critiques de transformation directe et inverse et de plasticité, fourniront les différents critères d'activation des mécanismes.

3.1 Introduction

Comme cela a été indiqué dans le premier chapitre, il existe très peu de modèles destinés à la modélisation du comportement des AMF à base fer. Parmi ces modèles, nous pouvons citer celui de Jemal et al. ([34]) qui prédit les effets des deux mécanismes de déformation inélastique pour les AMF à base fer, que sont la transformation de phase et la plasticité. Néanmoins, la capacité de ce modèle est limitée vis-à-vis d'autres phénomènes observés expérimentalement comme la non linéarité des écoulements inélastiques, la variation de la contrainte critique de la plasticité avec la température et la prédiction de l'activation de la transformation inverse par chargement thermique. Nous proposons donc une nouvelle formulation du modèle, fortement inspirée de ce dernier, en introduisant les modifications suivantes :

- Introduction de la surface de charge pour la transformation inverse ;
- Modification de la force critique de plasticité pour tenir compte de l'effet de la température sur celle-ci ;
- Amélioration de la description des interactions intergranulaires et intragranulaires pour décrire les non linéarités observées expérimentalement ;
- Adaptation de la formulation du modèle au calcul de structures.

Le modèle est construit à partir d'une approche thermodynamique énergétique en conservant les mêmes variables internes que le modèle original, la fraction volumique de martensite et l'amplitude de plasticité. Les critères de charge seront déterminés par différentiation du potentiel thermodynamique, ce qui permettra de faire apparaître l'expression des forces motrices. Les cinétiques de transformation et d'écoulement plastique seront définies à partir de la définition de l'expression de la dissipation.

3.2 Spécificités du comportement des AMF à base fer

L'objet de cette section est de rappeler les différents aspects du comportement d'un alliage à mémoire de forme à base fer. Ces spécificités doivent être prises en considération lors de la modélisation de leur comportement thermomécanique. Pour aboutir à un modèle de comportement permettant la prédiction de manière la plus fidèle possible de la réponse des structures en AMF à base fer soumises à des chargements thermomécaniques complexes, une fois implémenté dans un code éléments finis.

La principale différence entre la famille des AMF ferreux et les autres familles d'AMF (NiTi, base Cu) est que la déformation inélastique macroscopique est générée par deux mécanismes que sont : la transformation de phase et la plasticité. En effet, en fonction de la température du matériau, l'un ou l'autre ou encore les deux mécanismes peuvent être activés pour un état de départ purement austénitique. La figure 3.1 montre le diagramme de la contrainte critique en fonction de la température. Il est possible de le diviser en deux zones, séparées par la ligne verticale passant par la température M_s^σ . Ainsi, si la température d'essai est inférieure à M_s^σ , c'est la transformation qui précède la plasticité. Et si la température dépasse M_s^σ , c'est la plasticité qui s'active en premier. A une température moyenne, le couplage entre les deux mécanismes est envisageable même à faible niveau de chargement. La transformation s'active en premier suivie par la plasticité qui ralentit son évolution.

D'autre part, les deux lignes représentant les seuils d'activation de transformation et de plasticité montrent que les contraintes critiques de deux mécanismes dépendent de la température. La contrainte critique de transformation augmente linéairement avec la température, et l'inverse est

observé sur la contrainte critique de plasticité.

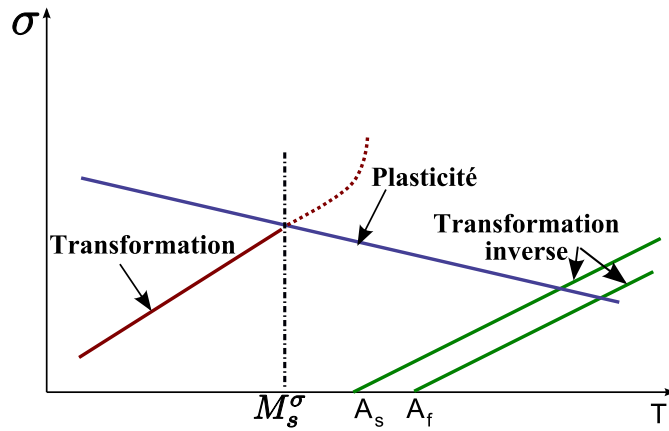


FIGURE 3.1 – Évolution de la contrainte critique produisant une déformation inélastique en fonction de la température

Par ailleurs, la martensite formée dans les AMF à base fer est induite, très majoritairement, par chargement mécanique (sous contrainte mécanique) dès que la contrainte appliquée atteint le seuil d'activation de la transformation (figure 3.2 (a)). Les variantes de martensite créées sont donc déjà orientées par cette contrainte. La figure 3.2 (b) montre qu'après décharge mécanique, le chauffage jusqu'à la température de début de la transformation inverse A_s active le mécanisme de la transformation inverse (de la martensite en austénite). Si la température continue d'augmenter ensuite, la transformation inverse se poursuit jusqu'à disparition de toute la martensite existante (recouvrement totale de la déformation transformation), sauf dans la cas où l'on aurait de la martensite piégée.

Un modèle de comportement des AMF à base fer doit donc prendre en considération tous ces aspects de manière à prédire au mieux la réponse de ce type d'alliage aux chargements thermo-mécaniques appliqués.

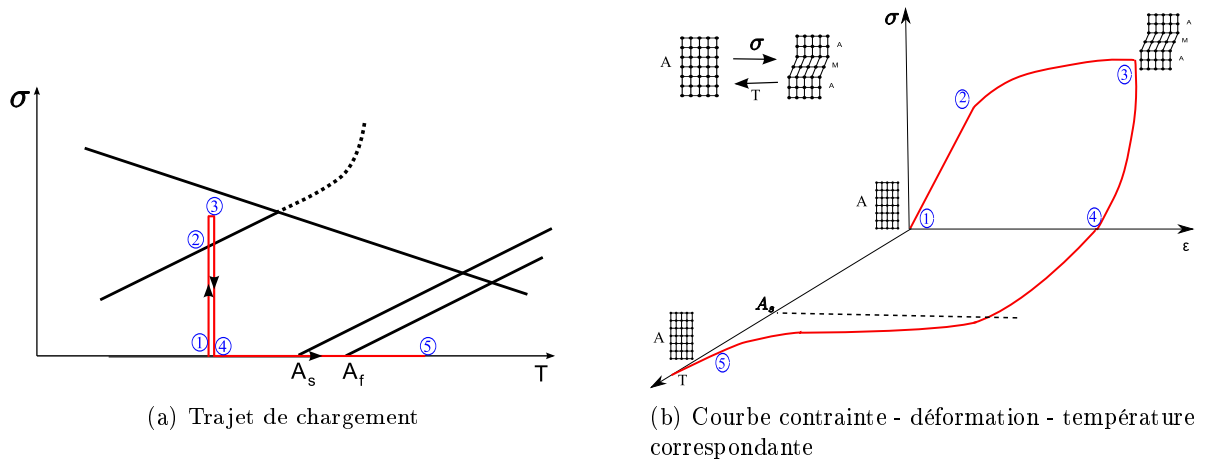


FIGURE 3.2 – Comportement thermomécanique des AMF à base fer

3.3 Mécanismes de déformation et choix des variables internes

Pour décrire les phénomènes de transformation de phase et de plasticité, nous allons considérer un volume élémentaire représentatif (VER) présenté sur la figure 3.3. Il est formé d'un agrégat polycristallin contenant des grains initialement austénitiques. Suite à un chargement thermomécanique, un mécanisme de déformation (transformation de phase ou plasticité) ou les deux, s'active(nt) induisant une déformation inélastique macroscopique.

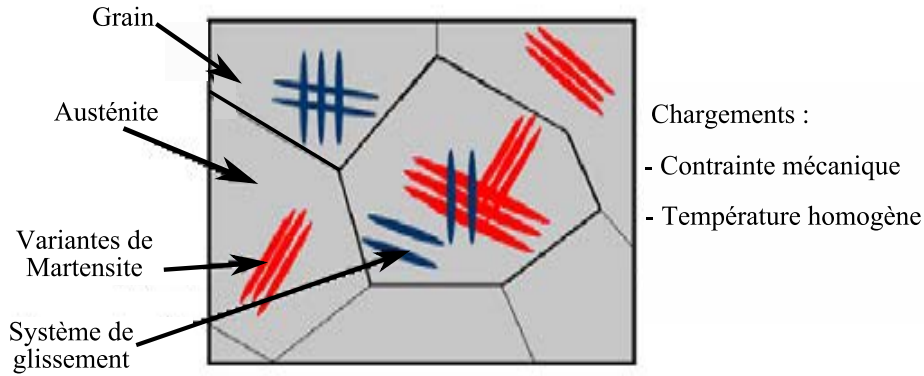


FIGURE 3.3 – Volume élémentaire représentatif d'un AMF à base fer polycristallin

Il est donc possible de décomposer la déformation totale en une déformation élastique \mathbf{E}^e et une déformation inélastique \mathbf{E}^{ine}

$$\mathbf{E} = \mathbf{E}^e + \mathbf{E}^{ine} \quad (3.1)$$

qui elle-même, peut être décomposée en une déformation de transformation de l'austénite en martensite \mathbf{E}^{tr} et une déformation plastique induite par l'activation des systèmes de glissement dans la phase d'austénite \mathbf{E}^p :

$$\mathbf{E}^{ine} = \mathbf{E}^p + \mathbf{E}^{tr}. \quad (3.2)$$

La déformation inélastique est définie sur le volume V du VER comme la moyenne de la déformation inélastique locale $\boldsymbol{\varepsilon}^{ine}$

$$\mathbf{E}^{ine} = \frac{1}{V} \int_V \boldsymbol{\varepsilon}^{ine}(r) dV. \quad (3.3)$$

De la même façon, la déformation macroscopique de transformation est écrite en fonction d'une déformation locale de transformation $\boldsymbol{\varepsilon}^{tr}$, par l'intégrale suivante :

$$\mathbf{E}^{tr} = \frac{1}{V} \int_V \boldsymbol{\varepsilon}^{tr}(r) dV. \quad (3.4)$$

La déformation de transformation est induite par une transition structurale displacive, d'une phase mère (l'Austénite), vers une phase fille (la Martensite). Dans ce modèle macroscopique, la quantité de martensite créée dans le volume global du VER, est représentée par sa fraction

volumique, notée f . Cette grandeur représente la quantité d'austénite transformée en martensite, et donc la quantité $(1 - f)$ est la fraction non transformée du volume global du VER :

$$f = \frac{V_M}{V}$$

où V_M est le volume de martensite formée.

Étant donné que la déformation de transformation locale est nulle dans l'austénite, l'équation (3.4) devient alors :

$$\mathbf{E}^{tr} = \frac{V_M}{V} \frac{1}{V_M} \int_{V_M} \boldsymbol{\varepsilon}^{tr}(r) dV = f \bar{\boldsymbol{\varepsilon}}^{tr} \quad (3.5)$$

où $\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}^{tr} = \frac{1}{V_M} \int_{V_M} \boldsymbol{\varepsilon}^{tr}(r) dV$ est la déformation moyenne de transformation dans le volume de martensite. L'équation (3.5) établit le lien direct entre la fraction volumique de martensite et la déformation macroscopique de transformation.

Pour les AMF à base fer, conformément aux observations expérimentales, la martensite formée est supposée totalement orientée par la contrainte appliquée au moment de la formation de la variante de martensite correspondante. La plasticité, une fois activée, a tendance à freiner de manière drastique le développement de la transformation martensitique. Ainsi, l'hypothèse d'orientation de la martensite formée par la contrainte reste valable pour tous les cas de chargement, et l'expression du taux de déformation de transformation peut alors s'écrire :

$$\dot{\mathbf{E}}^{tr} = \dot{f} \bar{\boldsymbol{\varepsilon}}_{max}^{tr} \boldsymbol{\eta}_\sigma, \quad (3.6)$$

avec $\bar{\boldsymbol{\varepsilon}}_{max}^{tr}$ qui est la déformation de transformation équivalente à la saturation, et $\boldsymbol{\eta}_\sigma$ la direction d'écoulement définie par :

$$\boldsymbol{\eta}_\sigma = \frac{3}{2} \frac{\boldsymbol{\Sigma}^d}{\Sigma_{eq}} \quad (3.7)$$

où $\boldsymbol{\Sigma}^d$ désigne le tenseur déviateur des contraintes, et Σ_{eq} est la contrainte équivalente de von Mises :

$$\boldsymbol{\Sigma}^d = \boldsymbol{\Sigma} - \frac{1}{3} tr(\boldsymbol{\Sigma}) \mathbf{1},$$

$$\Sigma_{eq} = \sqrt{(3/2) \boldsymbol{\Sigma}^d : \boldsymbol{\Sigma}^d}.$$

Par ailleurs, dans le cas d'un chargement thermique à contrainte nulle ($\Sigma_{eq} = 0$), $\boldsymbol{\eta}_\sigma$ ne peut être considéré pour définir la direction d'écoulement, par exemple lors d'une transformation inverse de martensite en austénite produite par un chauffage à une température supérieure à A_s . Afin de pallier cette difficulté, nous avons supposé que la martensite conserve alors une orientation moyenne obtenue à la fin de l'étape de transformation directe (austénite en martensite). Elle est définie par :

$$\boldsymbol{\eta}_{\mathbf{E}^{tr}} = \frac{\mathbf{E}^{tr}}{\mathbf{E}_{eq}^{tr}} \quad (3.8)$$

avec $\mathbf{E}_{eq}^{tr} = \sqrt{(2/3) \mathbf{E}^{tr} : \mathbf{E}^{tr}}$ qui désigne la déformation équivalente de transformation au sens de von Mises. Ce terme ne prend effet et devient non nul qu'après activation de la transformation de phase, et ne joue un rôle que lorsque la transformation inverse est activée à contrainte nulle. Il traduit le fait que la disparition des variantes de martensite suit une direction d'écoulement

"moyenne" des directions de la déformation de transformation martensitique directe correspondants aux directions successives du tenseur de contraintes pour un trajet de chargement complexe.

Pour uniformiser l'expression de l'évolution de la déformation de transformation de phase, la fonction $\chi(\Sigma_{eq})$ est introduite, avec

$$\chi(\Sigma_{eq}) = \begin{cases} 0 & \text{si } \Sigma_{eq} = 0 \\ 1 & \text{sinon.} \end{cases} \quad (3.9)$$

Nous pouvons alors écrire :

$$\dot{\mathbf{E}}^{tr} = \dot{f} \bar{\varepsilon}_{max}^{tr} [\chi(\Sigma_{eq})\boldsymbol{\eta}_\sigma + (1 - \chi(\Sigma_{eq}))\boldsymbol{\eta}_{\mathbf{E}^{tr}}] = \dot{f} \bar{\varepsilon}_{max}^{tr} \boldsymbol{\eta} \quad (3.10)$$

Par analogie, la déformation macroscopique de plasticité est définie comme la moyenne, sur le volume du VER, d'une déformation plastique locale $\boldsymbol{\varepsilon}^p$. Cette dernière est le résultat d'une part, de l'activation des systèmes de glissement plastique au sein de la phase d'austénite, et d'autre part, de l'état plastique de la phase de martensite, hérité lors de la transformation (voir par exemple [40]) :

$$\mathbf{E}^p = \frac{1}{V} \int_V \boldsymbol{\varepsilon}^p(r) dV. \quad (3.11)$$

Étant donné que la limite d'élasticité de la martensite est largement supérieure à celle de l'austénite, nous avons adopté l'hypothèse du développement de la plasticité dans l'austénite uniquement. Elle peut être activée à faible niveau de chargement à haute température, et à un niveau de chargement élevé à faible température (comme la température ambiante par exemple).

Comme pour la transformation de phase, la déformation plastique est supposée totalement orientée par la contrainte macroscopique appliquée :

$$\dot{\mathbf{E}}^p = (1 - f)\dot{\gamma} \boldsymbol{\eta}_\sigma \quad (3.12)$$

Cette dernière relation fait intervenir le terme $(1 - f)$ qui traduit l'hypothèse de développement de la plasticité uniquement dans l'austénite. γ est l'amplitude de glissement plastique. Il en résulte alors l'expression finale du taux de déformation inélastique :

$$\dot{\mathbf{E}}^{ine} = \dot{\mathbf{E}}^{tr} + \dot{\mathbf{E}}^p = \dot{f} \bar{\varepsilon}_{max}^{tr} \boldsymbol{\eta} + (1 - f)\dot{\gamma} \boldsymbol{\eta}_\sigma \quad (3.13)$$

Ce développement nous a permis de définir les variables internes dont dépend l'état d'un VER d'un AMF à base fer sous un chargement thermomécanique. Il s'agit de deux variables scalaires, la fraction volumique de martensite f et l'amplitude du glissement plastique γ . Ces deux variables respectent bien le principe d'indépendance des variables internes, et elles définissent les différents comportements de ce type d'alliages. En effet, l'évolution de la déformation de transformation (directe et inverse) est directement liée à la variation de f , et la déformation plastique à la variation de γ .

Physiquement, les deux variables internes ont des limitations :

- f est nécessairement compris entre 0 (état purement austénitique) et 1 (état purement martensitique) $0 \leq f \leq 1$;
- l'évolution classique du glissement plastique irréversible est toujours positive ou nulle, $d\gamma \geq 0$.

3.4 Potentiel thermodynamique

Généralement, dans les modèles macroscopiques de comportement des AMF, qui sont destinés au calcul par éléments finis de structures soumises à des chargements thermomécaniques, les deux variables de contrôle choisies sont la température (T) et la contrainte (Σ). Le potentiel thermomécanique est défini à partir de l'énergie libre de Gibbs G . Elle est exprimée à partir de l'énergie de Helmholtz Φ et de l'énergie potentielle W_{pot} :

$$G = W_{pot} - \Phi. \quad (3.14)$$

L'énergie de Helmholtz est classiquement définie à partir des énergies suivantes :

- l'énergie chimique de changement de phase W_{ch} ;
- l'énergie liée à la chaleur spécifique de transformation de phase W_{cs} ;
- l'énergie mécanique W_{meca} .

Cette dernière se décompose elle-même en :

- une énergie élastique W_{el} ,
- une énergie d'interface W_{interf} .

Cette dernière est négligeable devant les autres du fait de la morphologie des plaquettes de martensite. En effet, les observations microscopiques ont montré que les variantes de martensite se développent sous formes lamellaires fines, minimisant ainsi l'énergie d'interface entre ces variantes et l'austénite qui les entoure.

L'énergie libre de Gibbs s'écrit alors :

$$G = W_{pot} - W_{ch} - W_{cs} - W_{el}. \quad (3.15)$$

L'énergie potentielle est définie classiquement par le produit scalaire entre le tenseur de contraintes macroscopique et celui de déformations résultant :

$$W_{pot} = \Sigma : \mathbf{E}. \quad (3.16)$$

De manière classique (voir par exemple [34], [67]), l'énergie chimique dépend linéairement de la fraction volumique de martensite f et des paramètres matériau B et T_0 , B désignant la variation de l'entropie S autour de la température d'équilibre thermodynamique des deux phases T_0 :

$$W_{ch} = B(T - T_0)f. \quad (3.17)$$

Le terme lié à la chaleur spécifique c_v est défini par l'expression suivante :

$$W_{cs} = c_v \left[(T - T_0) - T \log \left(\frac{T}{T_0} \right) \right]. \quad (3.18)$$

On obtient donc comme expression de l'énergie libre de Gibbs :

$$G = \Sigma : \mathbf{E} - c_v \left[(T - T_0) - T \log \left(\frac{T}{T_0} \right) \right] - B(T - T_0)f - W_{el} \quad (3.19)$$

3.4.1 Énergie élastique

L'énergie élastique traduit l'effet des incompatibilités des différentes déformations dans le VER. Dans le cas des AMF à base fer, celles-ci apparaissent entre les grains d'une part, et à l'intérieur des grains d'autre part. Pour définir son expression, on adopte la même démarche que

dans les travaux de B. Peultier [65] pour les AMF en NiTi, et de F. Jemal [33] pour les AMF à base fer. Des modifications importantes sont effectuées pour tenir compte des non linéarités observées sur le comportement des AMF à base fer.

L'expression de l'énergie élastique en un point du volume V est donnée par :

$$W_{el} = \frac{1}{2V} \int_V \boldsymbol{\sigma}(r) : \boldsymbol{\varepsilon}^{el}(r) dV \quad (3.20)$$

La déformation élastique locale $\boldsymbol{\varepsilon}^{el}(r)$ est ensuite exprimée en fonction de la déformation totale, $\boldsymbol{\varepsilon}^{tot}(r)$, et de la déformation inélastique $\boldsymbol{\varepsilon}^{ine}(r)$:

$$\boldsymbol{\varepsilon}^{el}(r) = \boldsymbol{\varepsilon}^{tot}(r) - \boldsymbol{\varepsilon}^{ine}(r) = \boldsymbol{\varepsilon}^{tot}(r) - (\boldsymbol{\varepsilon}^{tr}(r) + \boldsymbol{\varepsilon}^p(r)) \quad (3.21)$$

En remplaçant $\boldsymbol{\varepsilon}^{el}(r)$ dans l'équation (3.20) par son expression, il vient :

$$W_{el} = \frac{1}{2V} \int_V \boldsymbol{\sigma}(r) : \boldsymbol{\varepsilon}^{tot}(r) dV - \frac{1}{2V} \int_V \boldsymbol{\sigma}(r) : (\boldsymbol{\varepsilon}^p + \boldsymbol{\varepsilon}^{tr})(r) dV \quad (3.22)$$

On suppose que les deux phases ont les mêmes propriétés élastiques. L'utilisation du théorème de Hill ([30]) fournit l'expression suivante :

$$W_{el} = \frac{1}{2} \boldsymbol{\Sigma} : \mathbf{E} - \frac{1}{2V} \int_V \boldsymbol{\sigma}(r) : (\boldsymbol{\varepsilon}^p + \boldsymbol{\varepsilon}^{tr})(r) dV \quad (3.23)$$

où le terme $\frac{1}{2} \boldsymbol{\Sigma} : \mathbf{E}$ est lié à la déformation macroscopique totale.

De plus, la figure 3.4 montre que la contrainte locale peut être décomposée en 3 niveaux, liés aux différentes incompatibilités intergranulaires et intragranulaires. Ainsi, la contrainte locale en un point (r) peut s'écrire :

$$\boldsymbol{\sigma}(r) = \boldsymbol{\Sigma} + \delta\boldsymbol{\sigma}_g(r) + \delta\boldsymbol{\sigma}_{sv}(r) \quad (3.24)$$

où

- $\boldsymbol{\Sigma}$ désigne la contrainte macroscopique sur le VER,
- $\delta\boldsymbol{\sigma}_g$ est liée aux incompatibilités entre les grains, puisque chaque grain a sa propre déformation qui n'est pas compatible avec celles des grains voisins,
- $\delta\boldsymbol{\sigma}_{sv}$ est liée aux incompatibilités à l'intérieur de chaque grain, entre les variantes de martensite, entre les systèmes de glissement, et entre les variantes de martensite et les systèmes de glissement.

Cette décomposition de la contrainte locale permet d'écrire l'énergie élastique sous la forme d'une somme de trois contributions :

$$W_{el} = \frac{1}{2} \boldsymbol{\Sigma} : \mathbf{E} - \frac{1}{2V} \int_V (\boldsymbol{\Sigma} + \delta\boldsymbol{\sigma}_g(r) + \delta\boldsymbol{\sigma}_{sv}(r)) : \boldsymbol{\varepsilon}^{ine}(r) dV \quad (3.25)$$

ou encore

$$W_{el} = \frac{1}{2} \boldsymbol{\Sigma} : \mathbf{E} - \frac{1}{2} \boldsymbol{\Sigma} : \mathbf{E}^{ine} - \frac{1}{2V} \int_V \delta\boldsymbol{\sigma}_g(r) : \boldsymbol{\varepsilon}^{ine}(r) dV - \frac{1}{2V} \int_V \delta\boldsymbol{\sigma}_{sv}(r) : \boldsymbol{\varepsilon}^{ine}(r) dV \quad (3.26)$$

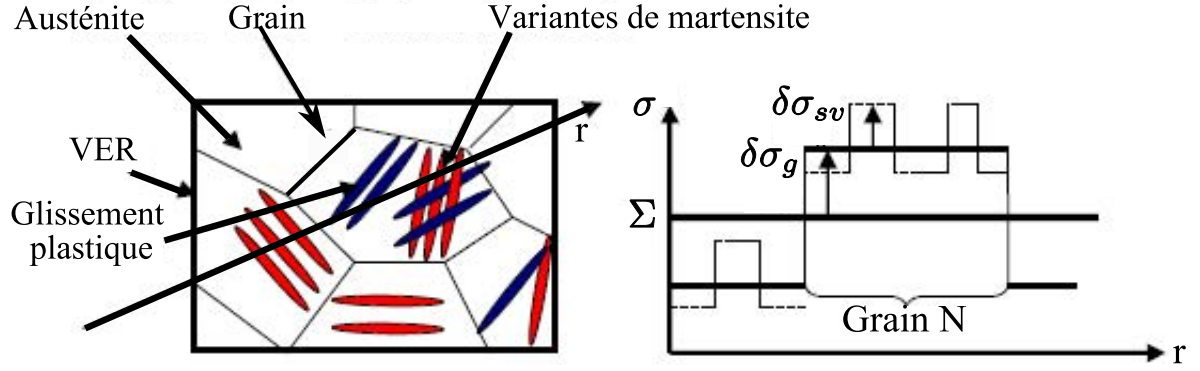


FIGURE 3.4 – Décomposition de la contrainte locale, d'après [33]

soit une décomposition en trois termes :

$$W_{el} = W_{macro} + W_{inter} + W_{intra} \quad (3.27)$$

avec :

$$W_{macro} = \frac{1}{2} \Sigma : \mathbf{E} - \frac{1}{2} \Sigma : \mathbf{E}^{ine} = \frac{1}{2} \Sigma : \mathbf{E}^{el} \quad (3.28)$$

$$W_{inter} = -\frac{1}{2V} \int_V \delta \sigma_g(r) : \varepsilon^{ine}(r) dV \quad (3.29)$$

$$W_{intra} = -\frac{1}{2V} \int_V \delta \sigma_{sv}(r) : \varepsilon^{ine}(r) dV \quad (3.30)$$

3.4.2 Expressions des énergies internes

Les différentes incompatibilités apparues dans le VER après un chargement thermomécanique peuvent être schématisées comme sur la figure 3.5. En effet, la représentation du polycristal avec les grains séparés illustre le fait qu'après chargement, les déformations des grains sont incompatibles entre elles. De plus, à l'intérieur des grains, quel que soit le comportement activé, des incompatibilités entre les variantes de martensite, entre les systèmes de glissement, et entre les variantes de martensite et les systèmes de glissement, apparaissent. Ces incompatibilités intergranulaires et intragranulaires sont à l'origine des hétérogénéités du champ de contraintes aux niveaux II ($\delta \sigma_g(r)$) et III ($\delta \sigma_{sv}(r)$).

La même approche que celle utilisée dans les travaux de Peultier et al. [67], Chemisky et al. [16] et Jemal et al. [34] est adoptée pour déterminer les expressions des énergies internes. Il s'agit de définir l'énergie élastique intergranulaire en fonction de la déformation inélastique macroscopique, en intégrant un terme H_g d'interaction entre les grains. Nous introduisons un terme, noté n_g , qui va permettre de traduire la non linéarité de ce type d'interaction. On propose alors l'expression suivante :

$$W_{inter} = G_g(\mathbf{E}^{ine}) = \frac{1}{2} \frac{H_g}{(n_g + 1)} (\mathbf{E}^{ine} : \mathbf{E}^{ine})^{n_g + 1} \quad (3.31)$$

Pour définir W_{intra} , nous nous basons sur l'expression de l'énergie d'interaction intervariantes $W_{intervar}$ dans un grain, donnée par Siredey et al. [72] et Niclaeys et al. [54] :

$$W_{intervar} = \frac{1}{2} \sum_{m,n} f_m H^{mn} f_n \quad (3.32)$$

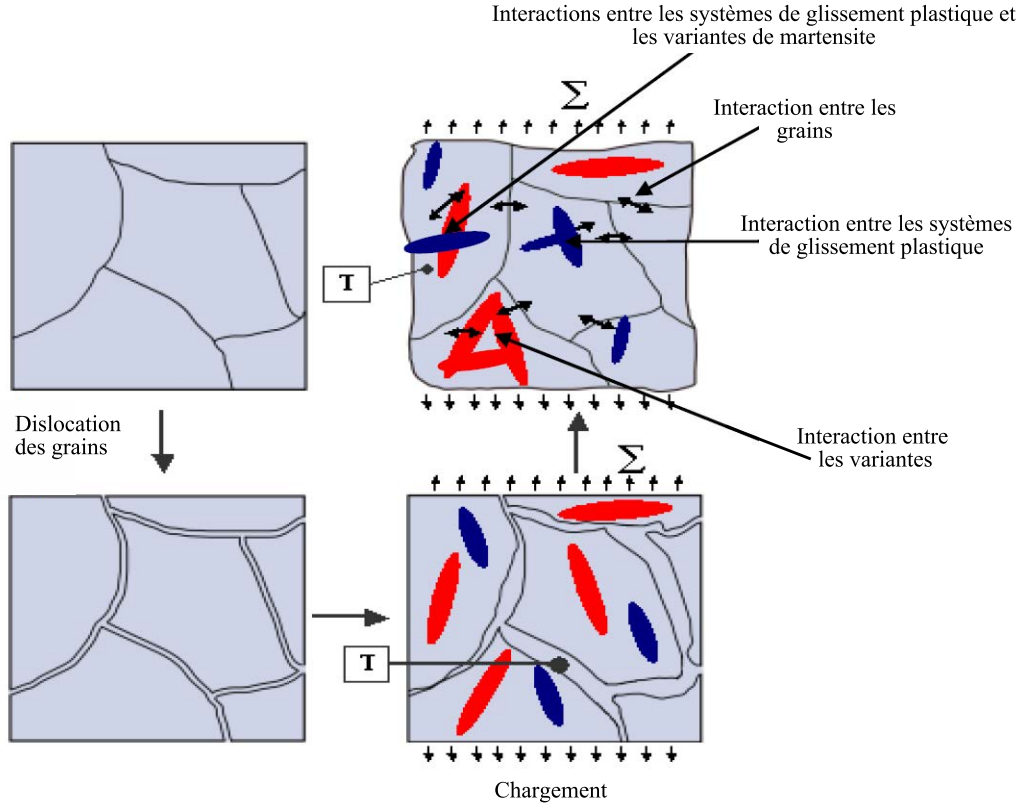


FIGURE 3.5 – Énergies internes dans un VER d'AMF à base fer, d'après [33]

où f_m et f_n sont les fractions volumiques des variantes m et n respectivement. H^{mn} est la matrice de compatibilité entre les variantes m et n . Cette expression d'énergie est prise en compte de manière simplifiée dans les travaux de Y. Chemisky [15], A. Duval [22] et B. Peultier [65], en supposant que les formes des toutes les variantes de martensite sont similaires, et que le terme H traduit une valeur moyenne des compatibilités intervariantes. Ceci permet d'écrire l'énergie d'interactions intervariantes sous la forme suivante :

$$W_{intervar} = \frac{1}{2} H_v f^2 \quad (3.33)$$

Dans les travaux de F. Jemal [33], cette expression a été modifiée pour prendre en considération la présence de systèmes de glissement plastique et leurs interactions avec les variantes. Ainsi, deux nouveaux termes H_s et H_{sv} sont adoptés pour traduire l'interaction entre les systèmes de glissement et entre les variantes de martensite et les systèmes de glissement. L'énergie d'interaction intergranulaire s'écrit alors :

$$W_{intervar} = \frac{1}{2} (H_v f^2 + (1 - f) \gamma^2 H_s - H_{sv} f \gamma) \quad (3.34)$$

Nous proposons de modifier cette expression pour prendre en considération les non linéarités des différents types d'interactions. En effet, les essais expérimentaux à différentes températures d'essais (voir par exemple les travaux [3] et [34], ainsi que les essais expérimentaux menés dans le cadre de nos travaux et présentés dans le deuxième chapitre) montrent que, quel que soit le

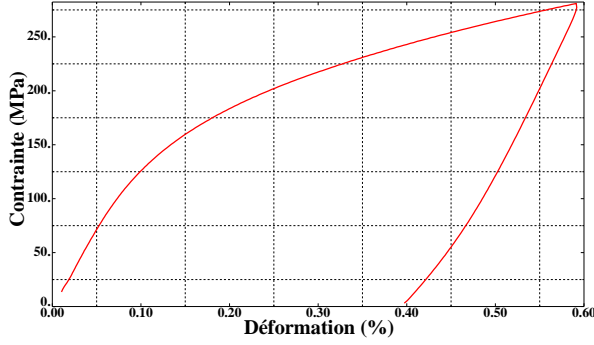
mécanisme de déformation inélastique activé, l'écoulement inélastique est fortement non linéaire (figure 3.6). Pour tenir compte de ces non linéarités, nous proposons trois fonctions d'énergie définissant les interactions entre les variantes de martensite $G_v(f)$, entre les systèmes de glissement $G_s(\gamma)$, et entre les variantes de martensite et les systèmes de glissement $G_{sv}(\gamma, f)$, sous les formes suivantes :

$$G_v(f) = \frac{H_v}{n_v + 1} f^{n_v + 1} \quad (3.35)$$

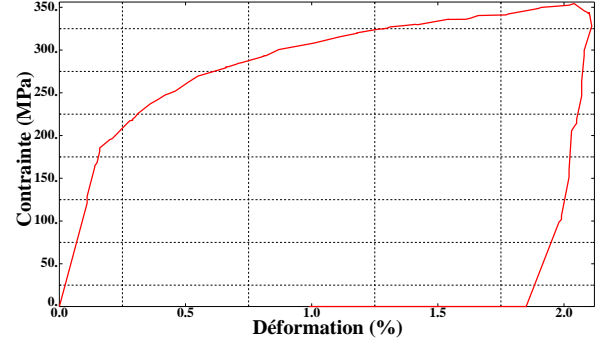
$$G_s(\gamma) = \frac{H_s}{n_s + 1} \gamma^{n_s + 1} \quad (3.36)$$

$$G_{sv}(\gamma, f) = \frac{1}{2} \frac{H_{sv}}{n_{sv} + 1} (\gamma f)^{n_{sv} + 1}. \quad (3.37)$$

Les termes H_v , H_s et H_{sv} sont respectivement les coefficients d'interactions entre les variantes de martensite, les systèmes de glissement, et les variantes de martensite et les systèmes de glissement. Les coefficients n_v , n_s et n_{sv} traduisent les non linéarités de ces interactions.



(a) Courbe de traction à 22°C (transformation seule), [3]



(b) Courbe de traction à 50°C (couplage entre la transformation et la plasticité), [34]

FIGURE 3.6 – Exemple de réponse non linéaire des AMF à base fer

En combinant toutes ces contributions, l'énergie intragranulaire devient alors :

$$W_{intra} = G_v(f) + (1 - f)G_s(\gamma) + G_{sv}(f, \gamma) \quad (3.38)$$

En introduisant les expressions (3.28), (3.31) et (3.38) dans l'énergie élastique, nous obtenons l'expression suivante :

$$W_{el} = \frac{1}{2} \boldsymbol{\Sigma} : \mathbf{E}^{el} + G_g(\mathbf{E}^{ine}) + G_v(f) + (1 - f)G_s(\gamma) + G_{sv}(f, \gamma) \quad (3.39)$$

Enfin, tous les termes du potentiel thermodynamique sont écrits en fonction des variables internes (f et γ), des variables de contrôle (T et $\boldsymbol{\Sigma}$), et des paramètres matériau. L'identification de ces paramètres fera l'objet d'une étude détaillée dans le chapitre suivant. L'énergie libre de Gibbs s'écrit alors sous la forme suivante :

$$G = \frac{1}{2} \boldsymbol{\Sigma} : \mathbb{S} : \boldsymbol{\Sigma} + \boldsymbol{\Sigma} : \mathbf{E}^{ine} - c_v \left[(T - T_0) - T \log \left(\frac{T}{T_0} \right) \right] - B(T - T_0)f - G_g(\mathbf{E}^{ine}) - [G_v(f) + (1 - f)G_s(\gamma) + G_{sv}(f, \gamma)] \quad (3.40)$$

où \mathbb{S} est le tenseur de souplesse.

Généralement, dans l'expression de l'énergie libre doivent apparaître les termes de limitations physiques des variables internes ($0 \leq f \leq 1$). Mais dans le cas des AMF à base fer, dans les gammes de température considérées, ceci n'est pas nécessaire, puisque la fraction volumique de martensite ne sature jamais suite à l'activation de la plasticité ([11]). Ce dernier mécanisme, une fois activé, freine le développement de la transformation.

3.5 Expressions des forces motrices thermodynamiques

La dérivée temporelle de l'énergie libre s'exprime en fonction des variables de contrôle et des variables internes :

$$\dot{G}(\boldsymbol{\Sigma}, T, f, \gamma, \mathbf{E}^{ine}) = \frac{\partial G}{\partial \boldsymbol{\Sigma}} : \dot{\boldsymbol{\Sigma}} + \frac{\partial G}{\partial T} \dot{T} + \frac{\partial G}{\partial f} \dot{f} + \frac{\partial G}{\partial \gamma} \dot{\gamma} \quad (3.41)$$

L'inégalité de Clausius-Duhem s'écrit alors :

$$\dot{G}(\boldsymbol{\Sigma}, T, f, \gamma, \mathbf{E}^{ine}) - S\dot{T} - \mathbf{E} : \dot{\boldsymbol{\Sigma}} - \vec{q} \cdot \frac{\overrightarrow{\text{grad}T}}{T} \geq 0 \quad (3.42)$$

En tenant compte de l'expression de l'énergie libre de Gibbs (équation (3.40)), et de tous les développements réalisés, cette inégalité devient :

$$\begin{aligned} & (\mathbb{S} : \boldsymbol{\Sigma} + \mathbf{E}^{ine} - \mathbf{E}) : \dot{\boldsymbol{\Sigma}} - \left[fB + S - c_v \log \left(\frac{T}{T_0} \right) \right] \dot{T} \\ & + \left[\bar{\varepsilon}_{max}^{tr} \left(\boldsymbol{\Sigma} - \frac{\partial G_g}{\partial \mathbf{E}^{ine}} \right) : \boldsymbol{\eta} - B(T - T_0) - \frac{\partial G_v}{\partial f} + G_s - \frac{\partial G_{sv}}{\partial f} \right] \dot{f} \\ & + \left[(1-f) \left(\boldsymbol{\Sigma} - \frac{\partial G_g}{\partial \mathbf{E}^{ine}} \right) : \boldsymbol{\eta}_\sigma - (1-f) \frac{\partial G_s}{\partial \gamma} - \frac{\partial G_{sv}}{\partial \gamma} \right] \dot{\gamma} - \vec{q} \cdot \frac{\overrightarrow{\text{grad}T}}{T} \geq 0 \end{aligned} \quad (3.43)$$

Quatre forces thermodynamiques sont alors mises en évidence :

$$\mathbf{F}_\sigma : \dot{\boldsymbol{\Sigma}} + F_T \dot{T} + F_m^f \dot{f} + F_m^\gamma \dot{\gamma} - \vec{q} \cdot \frac{\overrightarrow{\text{grad}T}}{T} \geq 0 \quad (3.44)$$

soit par identification :

- la force élastique : $\mathbf{F}_\sigma = \mathbb{S} : \boldsymbol{\Sigma} + \mathbf{E}^{ine} - \mathbf{E}$
- la force entropique : $F_T = - \left[fB + S - c_v \log \left(\frac{T}{T_0} \right) \right]$
- la force motrice de transformation : F_m^f
- la force motrice de plasticité : F_m^γ

L'équilibre thermoélastique étant instantanément vérifié, les forces élastique et entropique sont nulles. Les expressions finales des forces thermodynamiques de la transformation de phase et de la plasticité sont les suivantes :

$$F_m^f = \bar{\varepsilon}_{max}^{tr} \left(\boldsymbol{\Sigma} - \frac{\partial G_g}{\partial \mathbf{E}^{ine}} \right) : \boldsymbol{\eta} - B(T - T_0) - \frac{\partial G_v}{\partial f} + G_s - \frac{\partial G_{sv}}{\partial f} \quad (3.45)$$

$$F_m^\gamma = (1 - f) \left(\Sigma - \frac{\partial G_g}{\partial \mathbf{E}^{ine}} \right) : \eta_\sigma - (1 - f) \frac{\partial G_s}{\partial \gamma} - \frac{\partial G_{sv}}{\partial \gamma} \quad (3.46)$$

3.6 Expression de la dissipation

Pour construire les critères d'activation avec lesquels les différents types de comportement sont sélectionnés, il faut tenir compte des phénomènes dissipatifs. Ils sont exprimés à partir de l'inégalité de Clausius-Duhem à l'équilibre, à l'aide de l'expression de la dissipation totale qui se décompose en une dissipation mécanique intrinsèque ϕ_m et une dissipation thermique par conduction ϕ_t :

$$\phi = \phi_m + \phi_t \geq 0. \quad (3.47)$$

Les phénomènes dissipatifs mécaniques observés expérimentalement dans les AMF à base fer sont la transformation de phase et la plasticité, et sont caractérisés par une hystérésis, il est alors possible de réécrire ϕ_m , sous la forme suivante :

$$\phi_m = F_m^f \dot{f} + F_m^\gamma \dot{\gamma} \quad (3.48)$$

Pour la dissipation thermique, on adopte l'expression classique :

$$\phi_t = -\vec{q} \cdot \frac{\overrightarrow{\text{grad}T}}{T} \quad (3.49)$$

Afin de prédire les hystérésis de deux mécanismes inélastiques, la dissipation ϕ_m doit donc être décomposée en fonction de la variation de la fraction volumique de martensite f et la variation du taux de plasticité $\dot{\gamma}$ et des forces critiques d'activation. Ainsi, nous obtenons :

- la dissipation liée à la transformation de phase

$$\phi_f = F_{yield}^f \dot{f} \geq 0 \quad (3.50)$$

- la dissipation liée à la plasticité

$$\phi_\gamma = F_{yield}^\gamma \dot{\gamma} \geq 0 \quad (3.51)$$

- et en supposant que la température est homogène sur le VER, ϕ_t devient nulle,

$$\phi_t = 0 \quad (3.52)$$

Deux surfaces de charge critiques sont alors définies pour le critère de transformation de phase, une associée à la transformation directe (austénite en martensite) et l'autre pour la transformation inverse (martensite en austénite). Les deux forces critiques dépendent des paramètres matériau, et peuvent s'écrire sous la forme suivante :

$$F_{yield}^f = \sigma_y^f \bar{\varepsilon}_{max}^{tr} - B(M_s - T_0) \text{ si } \dot{f} > 0 \quad (3.53)$$

$$F_{yield}^{f,rev} = -\sigma_y^f \bar{\varepsilon}_{max}^{tr} - B(A_f - T_0) \text{ si } \dot{f} < 0 \quad (3.54)$$

La force critique de transformation inverse $F_{yield}^{f,rev}$ est construite par analogie à la force critique de la transformation directe F_{yield}^f , la température de début de la transformation martensitique M_s ayant été remplacée par la température de la fin de la transformation inverse A_f pour tenir

compte de l'hystérésis thermique. De plus, la condition de dissipation liée à la transformation ϕ_f qui doit être toujours positive, exige que dans le cas de la transformation inverse où $\dot{f} < 0$, la valeur de $F_{yield}^{f,rev}$ doit être également négative. C'est la raison pour laquelle le terme $\sigma_{yield}^f \bar{\varepsilon}^{tr}$ est multiplié par (-1) . On rappelle que dans les AMF à base fer, la transformation inverse est activée uniquement par chauffage.

Les travaux expérimentaux de Nishimura et al. ([56], [58] - [60]) montrent que la température d'activation de la transformation inverse varie avec le niveau de chargement. La figure 3.7 illustre le fait que la température d'activation de la transformation inverse doit être supposée linéairement dépendante du niveau de chargement si le chauffage est appliqué à contrainte non nulle. En effet, si la contrainte appliquée augmente, alors la quantité de martensite formée augmente ($f_1 < f_2 < f_3$). Par conséquent, la température d'activation de la transformation inverse augmente ($T_1 < T_2 < T_3$). Or l'expression de $F_{yield}^{f,rev}$ ne traduit pas cet effet puisqu'elle est constante quel que soit le niveau de chargement. Pour prendre en compte cette dépendance, et par analogie avec un terme d'érouissage, le terme scalaire positif $H_f f$ est introduit, où H_f est un paramètre matériau, introduit de manière analogue dans [16]. Ainsi, la force critique de la transformation inverse dépend de la fraction de martensite, ou indirectement du niveau de chargement appliqué :

$$F_{yield}^{f,rev} = -\sigma_y^f \bar{\varepsilon}_{max}^{tr} - B(A_f - T_0) - H_f f. \quad (3.55)$$

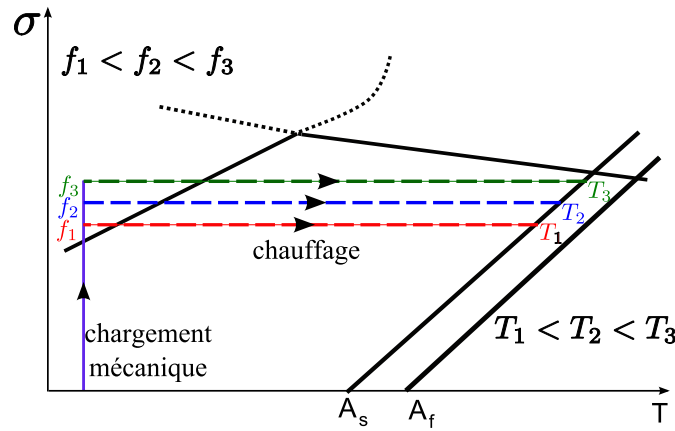


FIGURE 3.7 – Variation du seuil d'activation de la transformation inverse avec le niveau de chargement

De même pour la plasticité, la dissipation ϕ_γ permet d'écrire l'expression de la force critique liée à l'activation du glissement plastique dans la phase d'austénite. Comme le montre le diagramme de contraintes critiques en fonction de la température ([33], figure 2.20), la contrainte d'activation de la plasticité varie avec la température. En effet, elle diminue avec l'augmentation de la température du matériau. Ceci est introduit dans l'expression de F_{yield}^γ par le coefficient noté K_T . Nous obtenons alors :

$$F_{yield}^\gamma = \sigma_y^\gamma - K_T T \text{ si } \dot{\gamma} > 0 \quad (3.56)$$

3.7 Conditions d'activation et lois d'évolution

En combinant les forces motrices de transformation de phase et de plasticité, et les forces critiques de transformation directe et inverse et de plasticité, nous obtenons les critères d'activation des différents mécanismes.

- Transformation de phase :
transformation directe de A \rightarrow M, si

$$G_m^f = F_m^f - F_{yield}^f = F_m^f - \sigma_y^f \bar{\varepsilon}_{max}^{tr} + B(M_s - T_0) = 0, \text{ et } \dot{G}_m^f = 0 \quad (3.57)$$

dans ce cas $\dot{f} > 0$

- transformation inverse de M \rightarrow A, si

$$G_m^{f,rev} = F_m^f - F_{yield}^{f,rev} = F_m^f + \sigma_y^f \bar{\varepsilon}_{max}^{tr} + B(A_f - T_0) + H_f f = 0, \text{ et } \dot{G}_m^{f,rev} = 0 \quad (3.58)$$

dans ce cas $\dot{f} < 0$

Sinon, la transformation de phase est inactive et $\dot{f} = 0$

- Plasticité :
si

$$G_m^\gamma = F_m^\gamma - F_{yield}^\gamma = F_m^\gamma - \sigma_y^\gamma + K_T T, \text{ et } \dot{G}_m^\gamma = 0 \quad (3.59)$$

dans ce cas $\dot{\gamma} > 0$

Sinon, la plasticité est inactive et $\dot{\gamma} = 0$

Les différentes conditions d'activation permettent ainsi de dégager les différentes réponses possibles d'un AMF à base fer sous chargement thermomécanique listées ci-dessous :

1. Transformation de phase et plasticité non activées : le comportement est purement élastique, et les variables internes f et γ restent constantes
2. Transformation de phase directe activée et plasticité non activée : la fraction de martensite f augmente et le taux de plasticité γ reste constant
3. Transformation de phase non activée et plasticité activée : la fraction de martensite reste constante et le taux de plasticité augmente
4. Transformation de phase directe et plasticité activées : la fraction de martensite et le taux de plasticité évoluent simultanément
5. Transformation de phase inverse activée et plasticité non activée : la fraction de martensite diminue et le taux de plasticité reste constant
6. Transformation de phase inverse et plasticité activées : la fraction de martensite diminue et le taux de plasticité augmente.

3.8 Récapitulatif des équations constitutives et paramètres du modèle

Dans ce paragraphe, nous résumons dans la table 3.1 toutes les équations constitutives du modèle de comportement des AMF à base fer développé dans ce chapitre, ainsi que tous les paramètres matériaux introduits dans la formulation de la loi de comportement (table 3.2).

TABLE 3.1 – Équations constitutives du modèle de comportement des AMF à base fer

$$\begin{aligned}
 \mathbf{E}^{ine} &= \mathbf{E}^{tr} + \mathbf{E}^p = f \bar{\varepsilon}_{max}^{tr} \boldsymbol{\eta} + (1-f) \dot{\gamma} \boldsymbol{\eta}_\sigma \\
 \mathbf{E} &= \mathbb{S} : \boldsymbol{\Sigma} + \mathbf{E}^{ine} \\
 F_m^f &= \bar{\varepsilon}_{max}^{tr} \left(\boldsymbol{\Sigma} - \frac{\partial G_g}{\partial \mathbf{E}^{ine}} \right) : \boldsymbol{\eta} - B(T - T_0) - \frac{\partial G_v}{\partial f} + G_s - \frac{\partial G_{sv}}{\partial f} \\
 F_m^\gamma &= (1-f) \left(\boldsymbol{\Sigma} - \frac{\partial G_g}{\partial \mathbf{E}^{ine}} \right) : \boldsymbol{\eta}_\sigma - (1-f) \frac{\partial G_s}{\partial \gamma} - \frac{\partial G_{sv}}{\partial \gamma} \\
 G_g(\mathbf{E}^{ine}) &= \frac{1}{2} \frac{H_g}{n_g + 1} (\mathbf{E}^{ine} : \mathbf{E}^{ine})^{n_g + 1} \\
 G_v(f) &= \frac{H_v}{n_v + 1} f^{n_v + 1}; \quad G_s(\gamma) = \frac{H_s}{n_s + 1} \gamma^{n_s + 1}; \quad G_{sv}(f, \gamma) = \frac{1}{2} \frac{H_{sv}}{n_{sv} + 1} (f\gamma)^{n_{sv} + 1} \\
 F_{yield}^f &= \begin{cases} F_{yield}^{f,dir} = \sigma_y^f \bar{\varepsilon}_{max}^{tr} - B(M_s - T_0) & \text{si } \dot{f} > 0 \\ F_{yield}^{f,rev} = -\sigma_y^f \bar{\varepsilon}_{max}^{tr} - B(A_f - T_0) - H_f f & \text{si } \dot{f} < 0 \end{cases} \\
 F_y^\gamma &= \sigma_y^\gamma - K_T T \quad \text{si } \dot{\gamma} > 0 \\
 G_m^f &= F_m^f - F_{yield}^f \leq 0 \\
 G_m^\gamma &= F_m^\gamma - F_{yield}^\gamma \leq 0
 \end{aligned}$$

TABLE 3.2 – Paramètres matériau du modèle

E(MPa)	Module d'Young
ν	Coefficient de poisson
A_s (°C)	Température de début de transformation austénitique
A_f (°C)	Température de fin de transformation austénitique
M_s (°C)	Température de début de transformation martensitique
M_f (°C)	Température de fin de transformation martensitique
B(MPa/°C)	Variation linéaire de l'entropie autour de la température d'équilibre T_0
$\bar{\varepsilon}_{max}^{tr}$	Déformation de transformation maximale de saturation
σ_y^f (MPa)	Contrainte critique de transformation
σ_y^γ (MPa)	Contrainte critique de plasticité
K_T	Pente de l'évolution de la contrainte critique de plasticité avec la température
H_g (MPa)	Coefficient d'interaction entre les grains
n_g	Coefficient de non linéarité de l'interaction entre les grains
H_v (MPa)	Coefficient d'interaction entre les variantes de martensite
n_v	Coefficient de non linéarité de l'interaction entre les variantes de martensite
H_s (MPa)	Coefficient d'interaction entre les systèmes de glissement plastique
n_s	Coefficient de non linéarité de l'interaction entre les systèmes de glissement plastique
H_{sv} (MPa)	Coefficient d'interaction entre les variantes de martensite et les systèmes de glissement plastique
n_{sv}	Coefficient de non linéarité de l'interaction entre les variantes de martensite et les systèmes de glissement plastique

3.9 Conclusion

Dans ce chapitre, un modèle de comportement des AMF à base fer a été développé. Il tient compte des différents types de comportements pour ces alliages en se basant sur le diagramme

de l'évolution de contraintes critiques en fonction de la température et des observations expérimentales. Il en ressort que le comportement varie avec la température d'essai. On distingue, à faible niveau du chargement mécanique, la transformation de phase seule à basse température, la plasticité seule à haute température et le couplage de deux mécanismes aux températures intermédiaires. Le modèle prédit également la transformation inverse de martensite en austénite, activée par un chargement thermique.

Les critères d'activation des différents mécanismes sont construits à partir d'une analyse thermodynamique. Ainsi, l'énergie libre de Gibbs est définie à partir d'un bilan énergétique faisant intervenir toutes les sources d'énergie dans un VER polycristallin en AMF à base fer.

Cette formulation tridimensionnelle, construite avec un faible nombre de variables internes et un nombre raisonnable de paramètres matériau, présente un avantage pour le calcul de structures de géométries complexes, soumises à des chargements thermomécaniques.

Dans les chapitres suivants, nous développons la procédure d'intégration numérique et d'implémentation de ce modèle dans un code de calcul par éléments finis permettant ainsi de l'exploiter pour le calcul de structures. Pour valider cette démarche, une comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux sera effectuée.

Chapitre 4

Intégration numérique de la loi de comportement développée

Sommaire

4.1	Introduction	72
4.2	Procédure d'intégration numérique	72
4.2.1	Sélection du (des) comportement(s) actif(s) et système d'équations associé	72
4.2.2	Algorithme de résolution	74
4.2.3	Détection de l'activation des mécanismes de déformation	75
4.2.4	Intégration implicite	76
4.3	Validation du modèle de comportement développé	78
4.3.1	Étude de convergence de l'intégration	78
4.3.2	Classification des paramètres du modèle	79
4.3.3	Identification des paramètres du modèle	80
4.3.4	Étude de la sensibilité aux paramètres	82
4.3.5	Validation du modèle de comportement sur des chargements homogènes	90
4.4	Conclusion	100

Résumé

Dans ce chapitre, nous allons développer la procédure d'intégration numérique de la loi de comportement présentée dans le chapitre précédent. Pour cela nous commencerons par présenter le système d'équations à résoudre implicitement, suivant le type de comportement actif. Ensuite, l'algorithme de résolution sera détaillé. La dernière partie du chapitre est dédiée à l'étude de la capacité du modèle à prédire le comportement des AMF à base fer sous chargement homogène à des températures d'essais différentes, suivi par un chauffage. La comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux montre que le modèle est capable de prédire fidèlement les différents mécanismes inélastiques en fonction du chargement thermomécanique.

4.1 Introduction

Dans le chapitre précédent nous avons développé une formulation thermodynamique permettant d'aboutir aux équations différentielles non linéaires décrivant le comportement thermomécanique des AMF à base fer. Dans ce chapitre, nous présentons la procédure numérique d'intégration de ces équations différentielles. Nous validons ensuite celle-ci en considérant les résultats obtenus pour des chargements homogènes en considérant un seul point matériel.

Une méthode de résolution implicite est adoptée pour la résolution du système d'équations obtenu, couplée à un algorithme de type prédiction/correction. Une prédiction élastique est réalisée afin de détecter le type de comportement activé (élasticité, transformation, plasticité, transformation inverse ou le couplage entre deux comportements). Les équations correspondant au comportement sélectionné sont résolues par la méthode de Newton-Raphson, ce qui permet ensuite d'actualiser l'état des contraintes et des variables internes correspondant à l'application d'un incrément de déformation et/ou de température. Le logiciel est écrit en langage objet C++ en s'appuyant sur la base de données mathématique Simula+ ([20]).

4.2 Procédure d'intégration numérique

4.2.1 Sélection du (des) comportement(s) actif(s) et système d'équations associé

Le système d'équations à résoudre est constitué des équations sélectionnées en fonction des mécanismes activés (élasticité, transformation, plasticité, transformation et plasticité ou transformation inverse), puisque à chaque mécanisme sont associées ses propres équations non linéaires à résoudre. Celles-ci correspondent à la loi de comportement élastique et aux surfaces de charge de transformation et de plasticité. Un résidu, qu'il faut annuler pour déterminer l'état équilibré, est associé à chaque équation comme suit :

1. Un résidu élastique (tensoriel)

$$\mathbf{R}_{el} = \boldsymbol{\Sigma} - \mathbb{C} : (\mathbf{E} - \mathbf{E}^{ine}) \quad (4.1)$$

2. Un résidu de transformation directe (scalaire)

$$R_{tr} = F_m^f - F_{yield}^f \quad (4.2)$$

3. Un résidu de transformation inverse (scalaire)

$$R_{trinv} = F_m^f - F_{yield}^{f,inv} \quad (4.3)$$

4. Un résidu de plasticité (scalaire)

$$R_{pl} = F_m^\gamma - F_{yield}^\gamma \quad (4.4)$$

Les différents types de comportement possibles pour les alliages à mémoire de forme à base fer nous mènent aux différentes combinaisons possibles de ces quatre résidus. Il s'agit alors de résoudre les systèmes d'équations suivant le(s) comportement(s) activé(s) :

- Élasticité si :

$$\begin{cases} R_{tr} < 0 \\ R_{trinv} > 0 \\ R_{pl} < 0 \end{cases} \quad (4.5)$$

– Transformation si :

$$\begin{cases} R_{tr} = 0, \dot{R}_{tr} = 0 & \text{alors} & \dot{f} \geq 0 \\ R_{trinv} > 0 \\ R_{pl} < 0 \end{cases} \quad (4.6)$$

– Plasticité si :

$$\begin{cases} R_{tr} < 0 \\ R_{trinv} > 0 \\ R_{pl} = 0, \dot{R}_{pl} = 0 & \text{alors} & \dot{\gamma} \geq 0 \end{cases} \quad (4.7)$$

– Couplage transformation et plasticité si :

$$\begin{cases} R_{tr} = 0, \dot{R}_{tr} = 0 & \text{alors} & \dot{f} \geq 0 \\ R_{trinv} > 0 \\ R_{pl} = 0, \dot{R}_{pl} = 0 & \text{alors} & \dot{\gamma} \geq 0 \end{cases} \quad (4.8)$$

– Transformation inverse si :

$$\begin{cases} R_{tr} < 0 \\ R_{trinv} = 0, \dot{R}_{trinv} = 0 & \text{alors} & \dot{f} \leq 0 \\ R_{pl} < 0 \end{cases} \quad (4.9)$$

– Couplage transformation inverse et plasticité si :

$$\begin{cases} R_{tr} < 0 \\ R_{trinv} = 0, \dot{R}_{trinv} = 0 & \text{alors} & \dot{f} \leq 0 \\ R_{pl} = 0, \dot{R}_{pl} = 0 & \text{alors} & \dot{\gamma} \geq 0 \end{cases} \quad (4.10)$$

Quel que soit le mécanisme actif, le résidu élastique \mathbf{R}_{el} doit être toujours équilibré.

La détection du type de comportement activé est effectuée après prédiction élastique. Pour chaque mécanisme actif il existe un système d'équations à résoudre numériquement pour calculer les incréments des variables inconnues. Suivant le(s) mécanisme(s) actif(s), les différents systèmes d'équations à résoudre sont :

– Élasticité :

$$\mathbf{R}_{el} = \boldsymbol{\Sigma} - \mathbb{C} : (\mathbf{E} - \mathbf{E}^{tr} - \mathbf{E}^p) = 0 \quad (4.11)$$

– Transformation :

$$\begin{cases} \mathbf{R}_{el} = \boldsymbol{\Sigma} - \mathbb{C} : (\mathbf{E} - \mathbf{E}^{tr} - \mathbf{E}^p) = 0 \\ R_{tr} = \bar{\varepsilon}_{max}^{tr} \left(\boldsymbol{\Sigma} - \frac{\partial G_g}{\partial \mathbf{E}^{ine}} \right) : \boldsymbol{\eta} - B(T - T_0) - \frac{\partial G_v}{\partial f} \\ \quad + G_s - \frac{\partial G_{sv}}{\partial f} - \sigma_y^f \bar{\varepsilon}_{max}^{tr} + B(M_s - T_0) = 0 \end{cases} \quad (4.12)$$

– Plasticité :

$$\begin{cases} \mathbf{R}_{el} = \boldsymbol{\Sigma} - \mathbb{C} : (\mathbf{E} - \mathbf{E}^{tr} - \mathbf{E}^p) = 0 \\ R_{pl} = (1 - f) \left(\boldsymbol{\Sigma} - \frac{\partial G_g}{\partial \mathbf{E}^{ine}} \right) : \boldsymbol{\eta}_\sigma - (1 - f) \frac{\partial G_s}{\partial \gamma} - \frac{\partial G_{sv}}{\partial \gamma} - \sigma_y^\gamma + K_T T = 0 \end{cases} \quad (4.13)$$

– Couplage (transformation + plasticité) :

$$\begin{cases} \mathbf{R}_{el} = \boldsymbol{\Sigma} - \mathbb{C} : (\mathbf{E} - \mathbf{E}^{tr} - \mathbf{E}^p) = 0 \\ R_{tr} = \bar{\varepsilon}_{max}^{tr} \left(\boldsymbol{\Sigma} - \frac{\partial G_g}{\partial \mathbf{E}^{ine}} \right) : \boldsymbol{\eta} - B(T - T_0) - \frac{\partial G_v}{\partial f} + G_s - \frac{\partial G_{sv}}{\partial f} - \sigma_y^f \bar{\varepsilon}_{max}^{tr} + B(M_s - T_0) = 0 \\ R_{pl} = (1 - f) \left(\boldsymbol{\Sigma} - \frac{\partial G_g}{\partial \mathbf{E}^{ine}} \right) : \boldsymbol{\eta}_\sigma - (1 - f) \frac{\partial G_s}{\partial \gamma} - \frac{\partial G_{sv}}{\partial \gamma} - \sigma_y^\gamma + K_T T = 0 \end{cases} \quad (4.14)$$

– Transformation inverse :

$$\begin{cases} \mathbf{R}_{el} = \boldsymbol{\Sigma} - \mathbb{C} : (\mathbf{E} - \mathbf{E}^{tr} - \mathbf{E}^p) = 0 \\ R_{trinv} = \bar{\varepsilon}_{max}^{tr} \left(\boldsymbol{\Sigma} - \frac{\partial G_g}{\partial \mathbf{E}^{ine}} \right) : \boldsymbol{\eta} - B(T - T_0) - \frac{\partial G_v}{\partial f} \\ \quad + G_s - \frac{\partial G_{sv}}{\partial f} + \sigma_y^f \bar{\varepsilon}_{max}^{tr} + B(A_f - T_0) + H_f f = 0 \end{cases} \quad (4.15)$$

– Couplage (transformation inverse + plasticité) :

$$\begin{cases} \mathbf{R}_{el} = \boldsymbol{\Sigma} - \mathbb{C} : (\mathbf{E} - \mathbf{E}^{tr} - \mathbf{E}^p) = 0 \\ R_{trinv} = \bar{\varepsilon}_{max}^{tr} \left(\boldsymbol{\Sigma} - \frac{\partial G_g}{\partial \mathbf{E}^{ine}} \right) : \boldsymbol{\eta} - B(T - T_0) - \frac{\partial G_v}{\partial f} \\ \quad + G_s - \frac{\partial G_{sv}}{\partial f} + \sigma_y^f \bar{\varepsilon}_{max}^{tr} + B(A_f - T_0) + H_f \cdot f = 0 \\ R_{pl} = (1 - f) \left(\boldsymbol{\Sigma} - \frac{\partial G_g}{\partial \mathbf{E}^{ine}} \right) : \boldsymbol{\eta}_\sigma - (1 - f) \frac{\partial G_s}{\partial \gamma} \\ \quad - \frac{\partial G_{sv}}{\partial \gamma} - \sigma_y^\gamma + K_T T = 0 \end{cases} \quad (4.16)$$

où les fonctions G_g , G_v , G_s et G_{sv} sont les fonctions introduites dans le chapitre précédent.

4.2.2 Algorithme de résolution

La résolution du système d'équations sélectionné est basée sur la démarche classique de prédiction/correction rappelée ci-après.

1. Prédiction élastique. Les incréments des variables de pilotage (la déformation et la température) à l'incrément (n+1)

$$\begin{cases} T^{n+1} = T^n + \Delta T^n \\ \mathbf{E}^{n+1} = \mathbf{E}^n + \Delta \mathbf{E}^n \end{cases} \quad (4.17)$$

permettent de calculer une première valeur de la contrainte, appelée contrainte de prédiction. Elle est alors calculée en supposant que le comportement est élastique, soit :

$$\boldsymbol{\Sigma}^{Pred,n+1} = \boldsymbol{\Sigma}^n + \mathbb{C} : \Delta \mathbf{E}^n \quad (4.18)$$

2. Détermination des valeurs des résidus $R_{tr}^{(n+1)}$ et $R_{pl}^{(n+1)}$ avec cette prédiction afin de détecter les mécanismes activés.
3. Test d'activation pour sélectionner le type de comportement correspondant.

4. Pour chaque mécanisme activé, une recherche de l'instant "exact" de son activation au cours de l'incrément est réalisée. Pour ce faire, l'incrément est subdivisé en plusieurs sous-incréments. Deux types de calculs sont alors réalisés pour cet incrément, l'un sans activation du mécanisme jusqu'à l'instant d'activation et l'autre avec activation du mécanisme à partir de ce dernier instant. La procédure de sélection de l'ordre d'activation est alors mise en place lorsque deux mécanismes sont actifs en fin d'incrément. Celle-ci est détaillée dans le paragraphe suivant.
5. Résolution du système d'équations obtenu par la méthode de Newton - Raphson.

4.2.3 Détection de l'activation des mécanismes de déformation

La modification du type de comportement, détecté après prédiction élastique, introduit des difficultés particulières propres à la taille de l'incrément de déformation totale appliqué et également à la non linéarité des deux mécanismes inélastiques. En effet, au cours de cet incrément, un mécanisme ou deux peuvent être activés. La figure 4.1 illustre le fait que l'on n'est pas exactement sur la surface de charges à la fin de l'incrément précédent. Par conséquent, l'activation d'un comportement se produit au cours de l'incrément et non au début de celui-ci. Classiquement, lors de la résolution numérique, le comportement au début de l'incrément (sur la portion représentée par $\alpha d\Sigma^e$ sur la figure 4.1) est négligé, et le système à résoudre ne contient que les équations propres au(x) comportement(s) de l'incrément ($n + 1$). Ceci peut engendrer des instabilités et incertitudes sur le calcul, notamment, lorsque deux comportements non linéaires sont activés. L'accumulation d'erreurs résiduelles (notée ξ sur la figure 4.3) peuvent induire une instabilité numérique au niveau du système (risque de divergence). Il est donc nécessaire de calculer les portions de chaque type de comportement dans l'incrément appliqué de déformation ($\Delta \mathbf{E}$) ou de température (ΔT). C'est pourquoi on se propose de diviser l'incrément $d\Sigma^e$ en deux parties dans le cas de l'activation d'un seul comportement, ou trois dans le cas du couplage entre deux comportements. Généralement, la première partie $\alpha d\Sigma^e$ est propre au comportement qui était actif à l'incrément n (Σ^n) et l'(les)autre(s) est (sont) propre(s) au(x) comportement(s) qui vien(nen)t d'être activé(s) au cours de l'incrément $n + 1$ ($\Sigma^n + d\Sigma^e$). Cette procédure permet de déterminer le "moment" le plus proche numériquement du "moment exact" de l'activation de chaque type de comportement par rapport à l'incrément imposé. Par analogie avec ce qui est utilisé dans le cas de la plasticité [17], le calcul des termes α_{tr} et α_{pl} (figure 4.2), qui traduisent les portions de l'incrément où sont activées la transformation et la plasticité, est la solution utilisée.

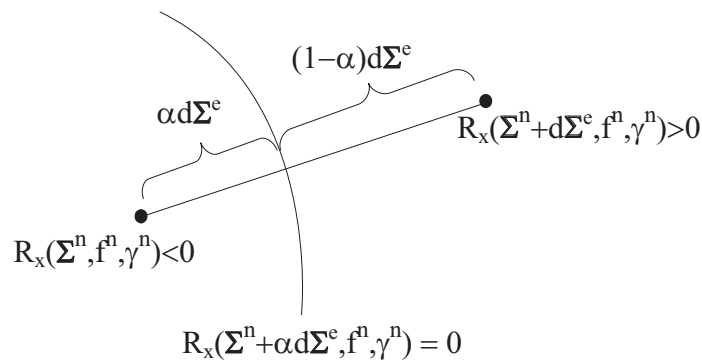


FIGURE 4.1 – Détection de l'activation d'un mécanisme de déformation.

Ainsi, l'équilibre exact se traduit par la relation suivante :

$$R_x(\Sigma^n + \alpha_x d\Sigma^e, T^n, f^n, \gamma^n) = 0 \quad (4.19)$$

Un développement de Taylor au premier ordre nous permet d'extraire α :

$$R_x(\Sigma^n, T^n, f^n, \gamma^n) + \alpha_x \frac{\partial R_x}{\partial \Sigma} : d\Sigma^e = 0 \quad (4.20)$$

et la relation suivante peut être utilisée pour calculer les coefficients α_{tr} et α_{pl} dans le cas d'un chargement mécanique :

$$\alpha_x = - \frac{R_x(\Sigma^n, T^n, f^n, \gamma^n)}{\frac{\partial R_x}{\partial \Sigma} : d\Sigma^e} \quad \text{avec} \quad x = \begin{cases} tr \\ pl \end{cases} \quad (4.21)$$

et α_T dans le cas du chargement thermique :

$$\alpha_T = - \frac{R_{f,inv}(\Sigma^n, T^n, f^n, \gamma^n)}{\frac{\partial R_{f,inv}}{\partial T} dT} \quad (4.22)$$

Dans la pratique, on a soit l'activation d'un seul mécanisme, soit celle des deux mécanismes au cours d'un incrément. Dans le premier cas on calcule simplement α avec les relations précédentes. Lorsque les deux surfaces de charges sont violées, comme illustré sur la figure 4.2, il est alors nécessaire de calculer les deux coefficients α_{tr} et α_{pl} et de comparer leurs valeurs afin de déterminer le mécanisme qui apparaît en premier.

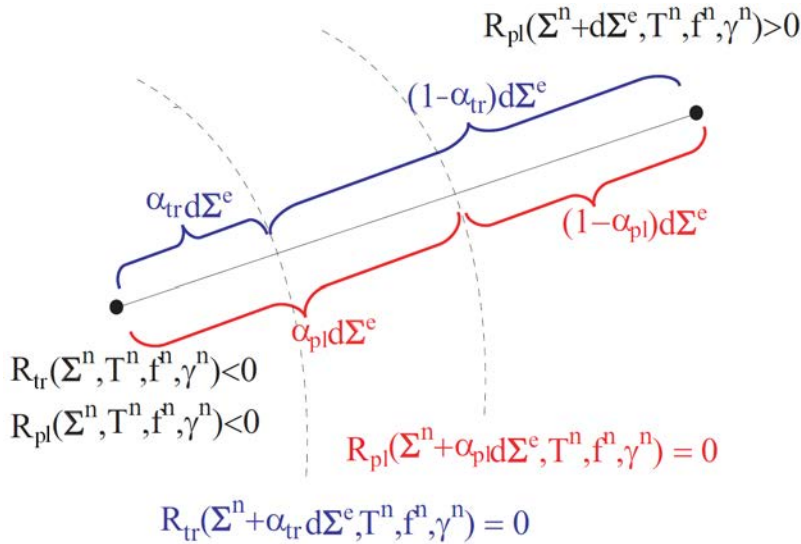


FIGURE 4.2 – Calcul des coefficients dans le cas de l'activation de deux mécanismes de déformation.

4.2.4 Intégration implicite

Nous avons utilisé un algorithme de prédiction élastique - correction pour l'implémentation numérique. Après perturbation par un incrément de déformation totale ou de température (noté

$\Delta \mathbf{Y}$), le système d'équations (\mathcal{R}) qui relie les variables inconnues \mathbf{X} et les variables de pilotage \mathbf{Y} est déséquilibré. Il prend alors la forme suivante :

$$\mathcal{R}(\mathbf{X}, \mathbf{Y} + \Delta \mathbf{Y}) \neq 0 \quad (4.23)$$

avec, dans le cas général

$$\mathbf{Y} = \begin{cases} \mathbf{E} \\ T \end{cases} ; \mathbf{X} = \begin{cases} \Sigma \\ f \\ \gamma \end{cases} \quad \text{et } \mathcal{R} = \begin{cases} \mathbf{R}_{el} \\ R_{tr} \\ R_{pl} \end{cases} \quad (4.24)$$

Pour résoudre implicitement ce système et déterminer l'incrément $\Delta \mathbf{X}$ tel que :

$$\mathcal{R}(\mathbf{X} + \Delta \mathbf{X}, \mathbf{Y} + \Delta \mathbf{Y}) = 0, \quad (4.25)$$

l'approche de Newton Raphson est adoptée (figure 4.3). Elle consiste à effectuer un développement de Taylor au premier ordre pour linéariser les différentes équations du système à résoudre. Il s'agit de dériver ces équations par rapport aux variables inconnues pour construire la matrice Jacobienne et calculer par la suite la correction $\delta \Delta \mathbf{X}$. Si l'erreur relative est plus grande que la précision tolérée, plusieurs itérations sont alors nécessaires jusqu'à la convergence vers une solution acceptable pour l'incrément $(n + 1)$:

$$\mathbf{X}^{n+1} = \mathbf{X}^n + \Delta \mathbf{X} \quad (4.26)$$

La résolution suivant le schéma de Newton Raphson suit le processus ci dessous :

1. A l'incrément n , le système est en équilibre :

$$\mathcal{R}(\mathbf{X}, \mathbf{Y}) \simeq 0 \quad (4.27)$$

2. Étape de **prédiction élastique** :

$$\Delta \Sigma^e = \mathbb{C} : \Delta \mathbf{E} \quad (4.28)$$

où Σ , \mathbb{C} et \mathbf{E} sont respectivement le tenseur des contraintes, le tenseur d'élasticité et le tenseur des déformations totales

3. Perturbation par un incrément des variables de pilotage :

$$\mathcal{R}(\mathbf{X}, \mathbf{Y} + \Delta \mathbf{Y}) \neq 0 \quad (4.29)$$

4. Calcul des termes α

5. Linéarisation à l'itération i :

$$\mathcal{R}(\mathbf{X} + \Delta \mathbf{X}^i, \mathbf{Y} + \Delta \mathbf{Y}) + \mathbf{J} \delta \Delta \mathbf{X} \simeq 0 \quad (4.30)$$

où \mathbf{J} est le jacobien du système : $\mathbf{J} = \partial \mathcal{R} / \partial \Delta \mathbf{X}$

6. Calcul de la correction :

$$\delta \Delta \mathbf{X} = (\mathbf{J}^{-1})(-\mathcal{R}(\mathbf{X} + \Delta \mathbf{X}^i, \mathbf{Y} + \Delta \mathbf{Y})) \quad (4.31)$$

$$\Rightarrow \Delta \mathbf{X}^{i+1} = \Delta \mathbf{X}^i + \delta \Delta \mathbf{X} \quad (4.32)$$

7. Si $\mathcal{R}(\mathbf{X} + \Delta \mathbf{X}^{i+1}, \mathbf{Y} + \Delta \mathbf{Y}) \geq \xi$, retour vers 4

avec ξ est l'erreur tolérée. Si non, sortie de l'algorithme.

Les étapes 4, 5 et 6 correspondent à **la correction**.

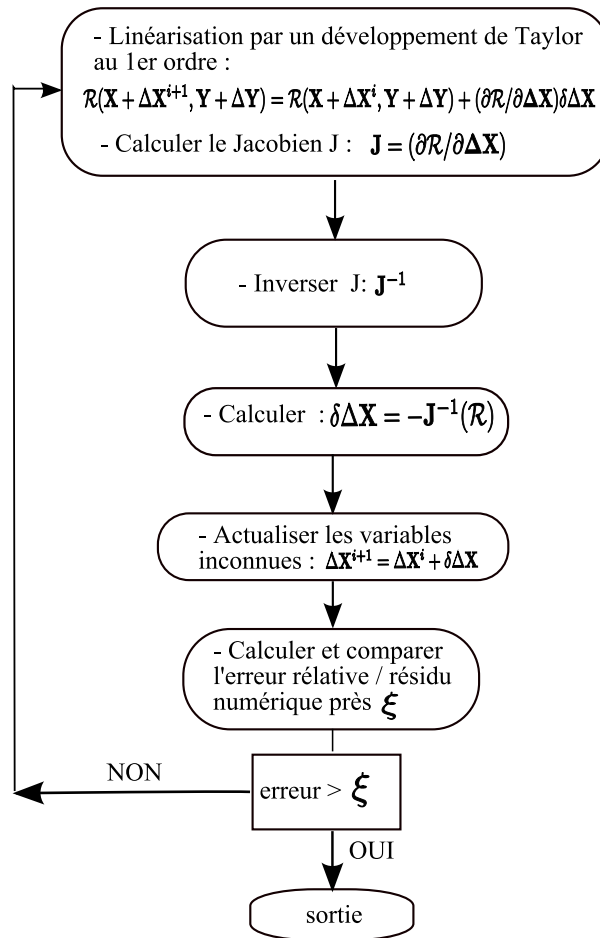


FIGURE 4.3 – Schéma de Newton Raphson

4.3 Validation du modèle de comportement développé

L'objectif final est de prédire la réponse des structures en AMF à base fer sous chargements thermomécaniques proches de ceux des applications industrielles. Il est alors nécessaire de disposer d'une base de données contenant les valeurs des différents paramètres du modèle, d'où l'importance de l'étape d'identification de ceux-ci pour pouvoir comparer les résultats issus des simulations numériques aux résultats expérimentaux.

Nous disposons de résultats de mesures pour essais de traction à différentes températures d'essais pour trois alliages à mémoires de forme à base fer différents. La procédure d'identification sera appliquée pour déterminer les paramètres du matériau AMFe-1, sujet de l'étude expérimentale présentée dans le deuxième chapitre, et de deux matériaux issus de la littérature, matériau AMFe-2 ([34]) et matériau AMFe-3 ([3]). Nous comparons ensuite les résultats expérimentaux et numériques pour valider la loi de comportement développée.

4.3.1 Étude de convergence de l'intégration

Avant d'identifier les paramètres du modèle et d'analyser sa validité grâce à sa confrontation aux résultats expérimentaux, nous avons testé la cohérence du schéma d'intégration adopté. Pour ce faire, nous avons simulé un essai de traction à différentes températures d'essais, en utilisant un

nombre croissant d'incréments (10, 50 et 1000 incréments) pour un pas fixé. De cette manière, on peut vérifier l'approche purement implicite de notre implémentation. Les paramètres matériaux utilisés sont donnés dans la table 4.6. Les figures 4.4 et 4.5 montrent que, quel que soit le(s) type(s) de comportement(s) actif(s), le résultat ne semble pas dépendre du nombre d'incréments si la taille de ces derniers reste raisonnable.

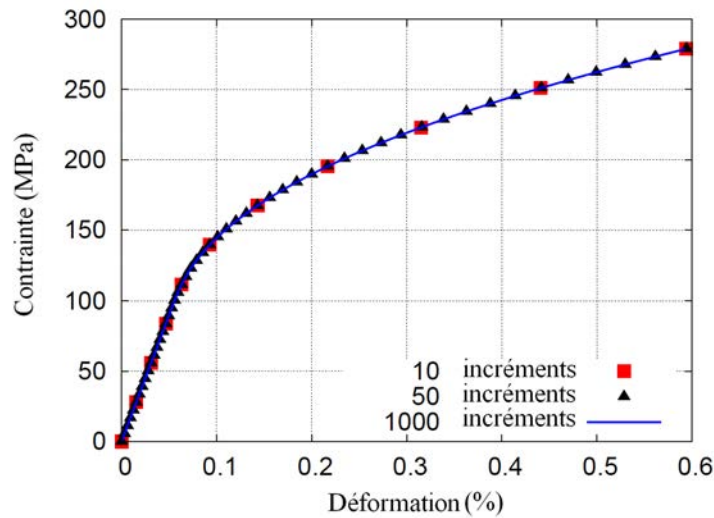


FIGURE 4.4 – Effet de la taille d'incrément (transformation seule à 22°C)

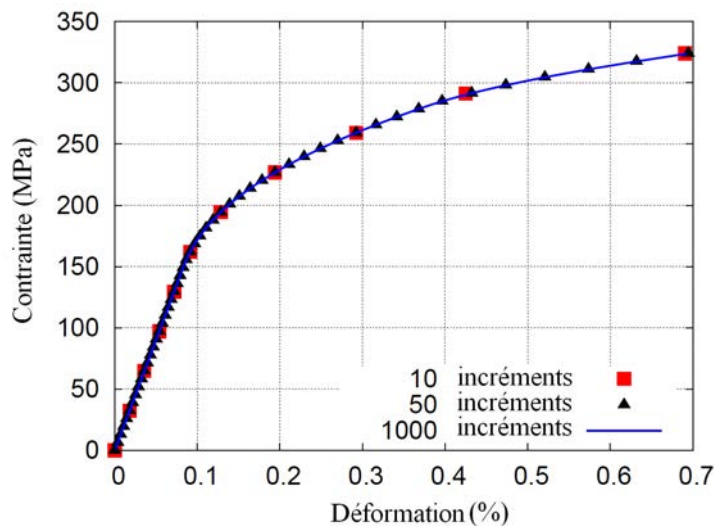


FIGURE 4.5 – Effet de la taille d'incrément (couplage transformation de phase et plasticité à 60°C)

4.3.2 Classification des paramètres du modèle

Compte tenu de la complexité du comportement du matériau étudié, il est attendu d'aboutir à un nombre assez important de paramètres. L'identification n'est pas triviale et elle nécessite des essais mécaniques et thermiques ainsi que des hypothèses sur certaines valeurs de paramètres

à partir de la bibliographie. Les paramètres du modèle proposé peuvent être classés en différentes catégories comme suit :

- les paramètres élastiques qui, dans le cas de l'élasticité linéaire isotrope, se limitent au module d'Young E et au coefficient de Poisson ν . Ces paramètres sont identifiables par des essais de traction.
- les paramètres liés principalement à la transformation de phase comme les températures de début et de fin de la transformation directe et inverse (M_s , M_f , A_f et A_s). Ils peuvent être obtenus par des mesures DSC (Differential Scanning Calorimetry) ou de résistivité électrique sur un échantillon purement austénitique à température ambiante. Ce groupe contient également, le paramètre de Clausius-Duhem B , la déformation de transformation maximale $\bar{\varepsilon}_{max}^{tr}$ et la température d'équilibre T_0 . Les paramètres B et $\bar{\varepsilon}_{max}^{tr}$ peuvent être identifiés sur le diagramme d'évolution des contraintes critiques en fonction de la température d'essai.
- les contraintes critiques de transformation martensitique σ_y^f et de plasticité σ_y^g ainsi que le coefficient de dépendance de la contrainte critique de plasticité à la température K_T .
- les paramètres d'interaction, qui sont introduits dans la formulation thermodynamique et ne peuvent pas être mesurés expérimentalement. Ils traduisent les interactions au sein du grain entre les différentes entités ainsi créées (variantes de martensite, systèmes de glissement plastique) et entre les grains, et qui ont comme conséquence la non linéarité de l'écoulement inélastique. Ces paramètres sont identifiés à partir de résultats expérimentaux traduisant l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation dans les trois configurations suivantes :
 - Transformation seule pour déterminer H_v et n_v ,
 - Plasticité seule pour déterminer H_s et n_s ,
 - Couplage transformation et plasticité pour déterminer H_{sv} et n_{sv} .

Les paramètres du modèle sont synthétisés dans le tableau 4.1.

Généralement, les termes H_g , H_v et H_s jouent le rôle équivalent à l'écroissage en plasticité pour les mécanismes en jeu. En effet, l'augmentation de ces valeurs s'oppose au développement du mécanisme dont ils sont liés.

4.3.3 Identification des paramètres du modèle

Les paramètres matériaux sont identifiés pour trois alliages de compositions chimiques différentes. Pour l'un entre eux, une campagne d'essai a été menée dans le cadre de cette thèse (voir en détail le deuxième chapitre) pour déterminer expérimentalement quelques paramètres mécaniques et physiques du matériau AMFe-1 par des essais de traction incrémentaux à différentes températures initiales et par des essais de DSC.

Par ailleurs, les paramètres d'interaction, non identifiables expérimentalement, sont obtenus numériquement par une procédure d'identification inverse automatique. Elle consiste en la minimisation d'une fonction objectif, construite au sens des moindres carrés, et définie par les écarts quadratiques entre la courbe calculée numériquement et la courbe mesurée expérimentalement. Pour le matériau AMFe-1, les paramètres liés à la transformation H_v et n_v sont identifiés sur les résultats des simulations à 20°C à faible niveau de chargement mécanique (conformément au premier cycle de chargement illustré sur la figure 2.7), où seule la transformation de phase est activée. Les paramètres de plasticité H_s et n_s sont identifiés à haute température (152°C) où la plasticité est observée (comme le montre la figure 2.11). La même démarche est effectuée à une température moyenne 50°C (figure 2.8) pour déterminer les paramètres de couplage entre les deux mécanismes, H_{sv} et n_{sv} , car à cette température intermédiaire, les deux sont actifs. Fina-

TABLE 4.1 – Paramètres matériau du modèle

E (MPa)	Module d'Young
ν	Coefficient de poisson
A_s (°C)	Température de début de transformation austénitique
A_f (°C)	Température de fin de transformation austénitique
M_s (°C)	Température de début de transformation martensitique
M_f (°C)	Température de fin de transformation martensitique
B (MPa/°C)	Variation linéaire de l'entropie autour de la température d'équilibre T_0
$\bar{\epsilon}_{max}^{tr}$	Déformation de transformation maximale de saturation
σ_y^f (MPa)	Contrainte critique de transformation
σ_y^γ (MPa)	Contrainte critique de plasticité
K_T	Pente de l'évolution de la contrainte critique de plasticité avec la température
H_g (MPa)	Coefficient d'interaction entre les grains
n_g	Coefficient de non linéarité de l'interaction entre les grains
H_v (MPa)	Coefficient d'interaction entre les variantes de martensite
n_v	Coefficient de non linéarité de l'interaction entre les variantes de martensite
H_s (MPa)	Coefficient d'interaction entre les systèmes de glissement plastique
n_s	Coefficient de non linéarité de l'interaction entre les systèmes de glissement plastique
H_{sv} (MPa)	Coefficient d'interaction entre les variantes de martensite et les systèmes de glissement plastique
n_{sv}	Coefficient de non linéarité de l'interaction entre les variantes de martensite et les systèmes de glissement plastique

lement, les paramètres H_g et n_g sont identifiés et vérifiés pour les trois températures. Le tableau 4.2 synthétise les valeurs numériques de différents paramètres utilisées pour les simulations du comportement du matériau AMFe-1.

TABLE 4.2 – Valeurs des paramètres matériau utilisées (matériau AMFe-1) :

E (MPa)	ν	H_g (MPa)	H_s (MPa)	H_v (MPa)	H_{sv} (MPa)
150000	0.3	800	250.3	45.5	1000
n_g	n_s	n_v	n_{sv}	B (MPa/° C)	$\bar{\epsilon}_{max}^{tr}$
0.2	0.55	0.3	0.5	0.105	0.14
M_s (° C)	A_f (° C)	σ_y^f (MPa)	σ_y^γ (MPa)	K_T (MPa/°C)	H_f
-30	160	100	272	0.57	-1

De plus, pour montrer la capacité du modèle développé à prédire la réponse des AMF à base fer, les résultats expérimentaux pour deux autres matériaux appartenant à cette famille sont extraits de la littérature, sont utilisés. Il s'agit de ceux que nous avons nommé AMFe-2 ([34]) et AMFe-3 ([3]). La même procédure d'identification est appliquée sur ces deux matériaux pour déterminer les paramètres.

Les tableaux 4.3 et 4.4 donnent la composition chimique et les valeurs numériques utilisées des différents paramètres pour les simulations du comportement du matériau AMFe-2.

TABLE 4.3 – Composition chimique du matériau AMFe-2 (en masse %) :

Fe	Mn	Si	C	N	S
Balancé	31.6	6.45	0.018	0.0052	0.0079

TABLE 4.4 – Valeurs des paramètres matériau utilisées (matériau AMFe-2) :

E (MPa)	ν	H_g (MPa)	H_s (MPa)	H_v (MPa)	H_{sv} (MPa)
133000	0.3	5351	33	7.6	50
n_g	n_s	n_v	n_{sv}	B (MPa/° C)	$\bar{\epsilon}_{max}^{tr}$
0.067	0.1	0.27	0.49	0.04	0.048
M_s (° C)	A_f (° C)	σ_y^f (MPa)	σ_y^γ (MPa)	K_T (MPa/°C)	H_f
0	130	125	203	0.09	-1

Les tableaux 4.5 et 4.6 donnent la composition chimique et les valeurs numériques utilisées des différents paramètres pour les simulations du comportement du matériau AMFe-3.

TABLE 4.5 – Composition chimique du matériau AMFe-3 (en masse %) :

Fe	Mn	Si	Cr
Balancé	28	6	5

TABLE 4.6 – Valeurs des paramètres matériau utilisées (matériau AMFe-3) :

E (MPa)	ν	H_g (MPa)	H_s (MPa)	H_v (MPa)	H_{sv} (MPa)
180000	0.3	1254	652.5	50.2	2000
n_g	n_s	n_v	n_{sv}	B (MPa/° C)	$\bar{\epsilon}_{max}^{tr}$
0.09	0.45	0.435	0.25	0.104	0.08
M_s (°C)	A_f (°C)	σ_y^f (MPa)	σ_y^γ (MPa)	K_T (MPa/°C)	H_f
-25	132	37	298	0.15	-1

4.3.4 Étude de la sensibilité aux paramètres

Nous avons ensuite réalisé un ensemble de simulations d'un essai de traction uniaxial, pour étudier la sensibilité du modèle aux différents paramètres, ceci en faisant varier à chaque fois un seul des paramètres, les autres restant fixés.

4.3.4.a Influence de H_g

Pour étudier l'effet du paramètre H_g , qui traduit l'interaction entre les grains, sur le comportement thermomécanique des AMF à base fer, des simulations ont été effectuées à trois températures d'essais différentes, 20°C, 50°C et 130°C, avec les paramètres du matériau AMFe-2. Ainsi, son effet sur la transformation seule (figure 4.6), sur la plasticité seule (figure 4.9) et sur

les deux comportements (figure 4.7) peut être détecté. On peut constater que si H_g augmente, la déformation totale diminue. La figure 4.8 représente l'influence de la variation de H_g sur la fraction volumique de martensite et sur le taux de plasticité lorsque les deux mécanismes sont actifs à 50°C. L'analyse des deux déformations inélastiques, de transformation et de plasticité, montre que l'effet de H_g est le même sur les deux mécanismes.

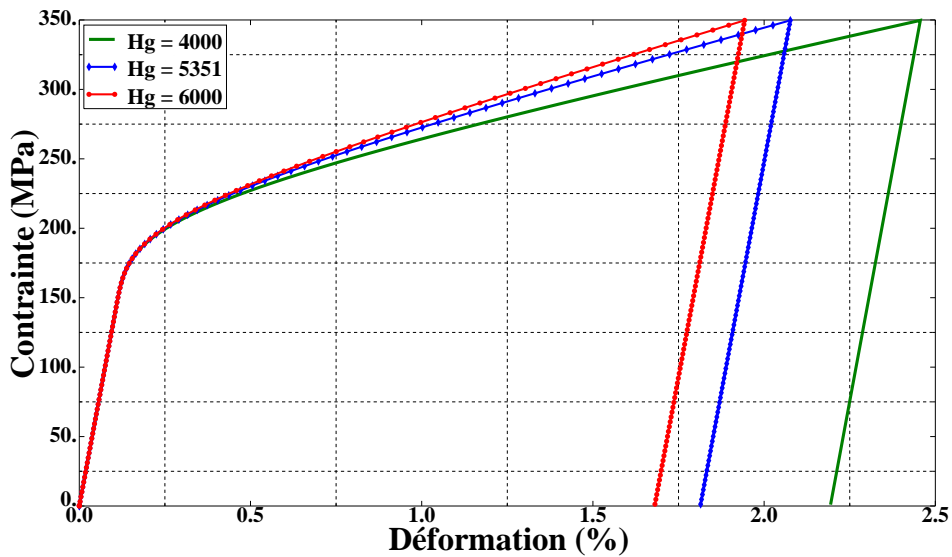


FIGURE 4.6 – Influence du paramètre H_g (MPa) sur le comportement à 20°C (AMFe-2)

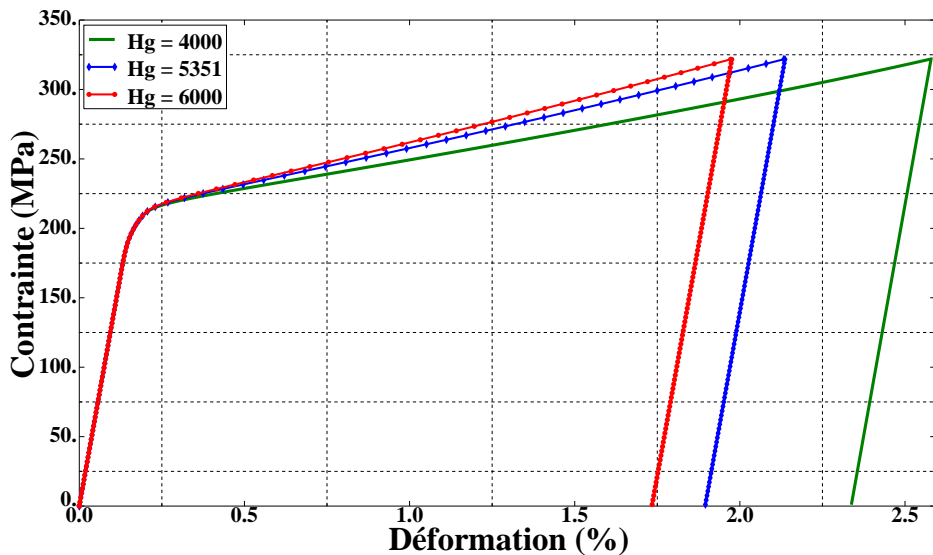
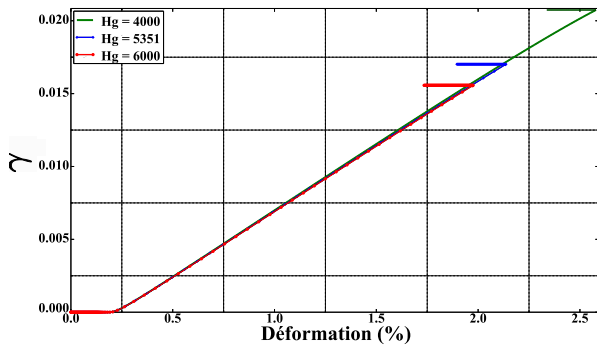
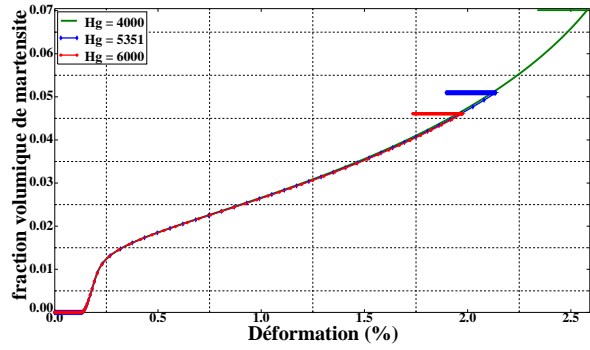


FIGURE 4.7 – Influence du paramètre H_g (MPa) sur le comportement à 50°C (AMFe-2)



(a) Effet de H_g sur le taux de la plasticité



(b) Effet de H_g sur la fraction volumique de martensite

FIGURE 4.8 – Effet de H_g (MPa) sur les deux mécanismes inélastique à 50°C (AMFe-2)

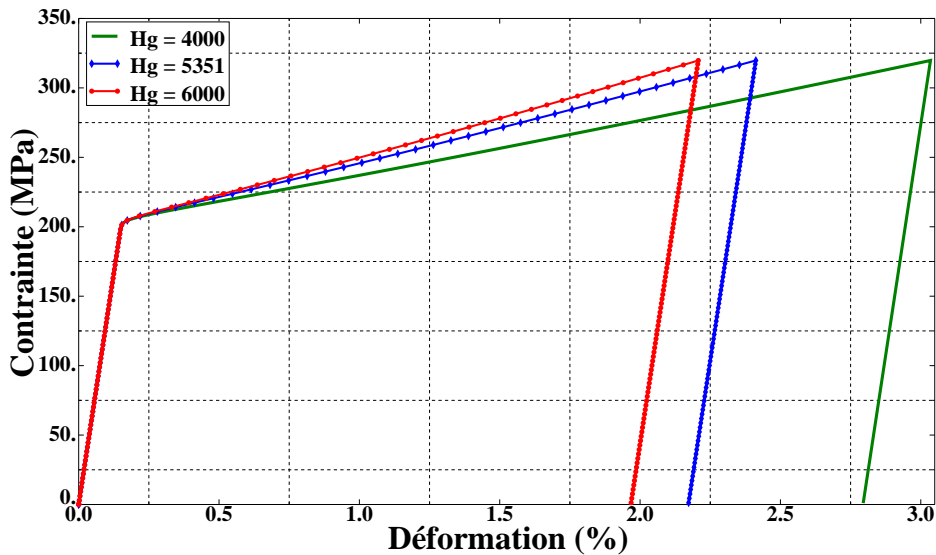


FIGURE 4.9 – Influence du paramètre H_g (MPa) sur le comportement à 130°C (AMFe-2)

4.3.4.b Influence de n_g

Le paramètre n_g traduit la non linéarité de l'interaction entre les grains, son influence est donc constatée sur le comportement thermomécanique des AMF à base fer quelle que soit la température d'essai. Pour étudier son effet, des simulations ont été effectuées à deux températures initiales différentes, 20°C et 130°C, avec les paramètres du matériau AMFe-2. Ainsi, son effet sur la transformation seule (figure 4.10) et sur la plasticité seule (figure 4.11) peut être détecté. Si n_g augmente, la déformation totale augmente également, mais l'effet sur le comportement plastique est plus important que sur celui de la transformation, puisque pour la même variation du n_g (de 0.0067 à 0.1), la déformation plastique a augmenté de 1.5% à 3% alors que la déformation de transformation a augmenté de 1.5% à 2.5%.

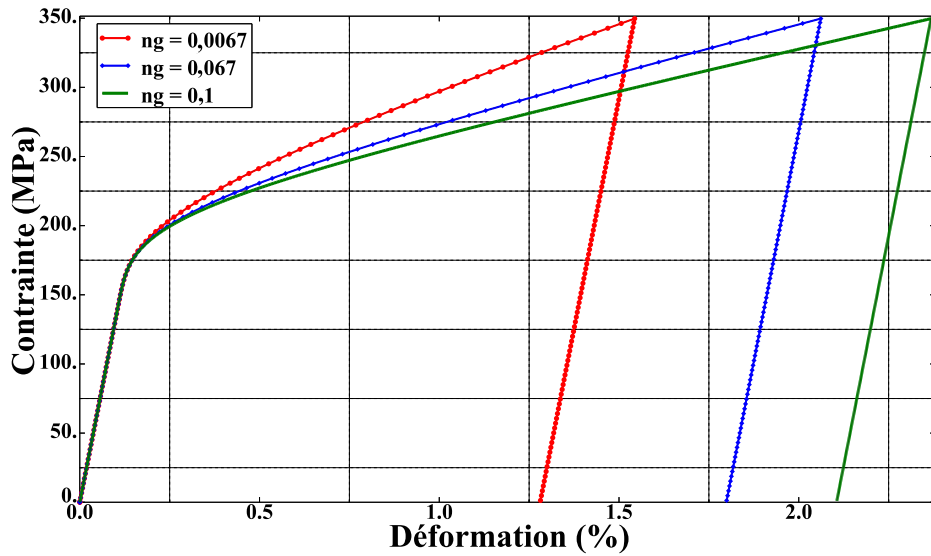


FIGURE 4.10 – Influence du paramètre n_g sur le comportement induit par la transformation seule à 20°C (AMFe-2)

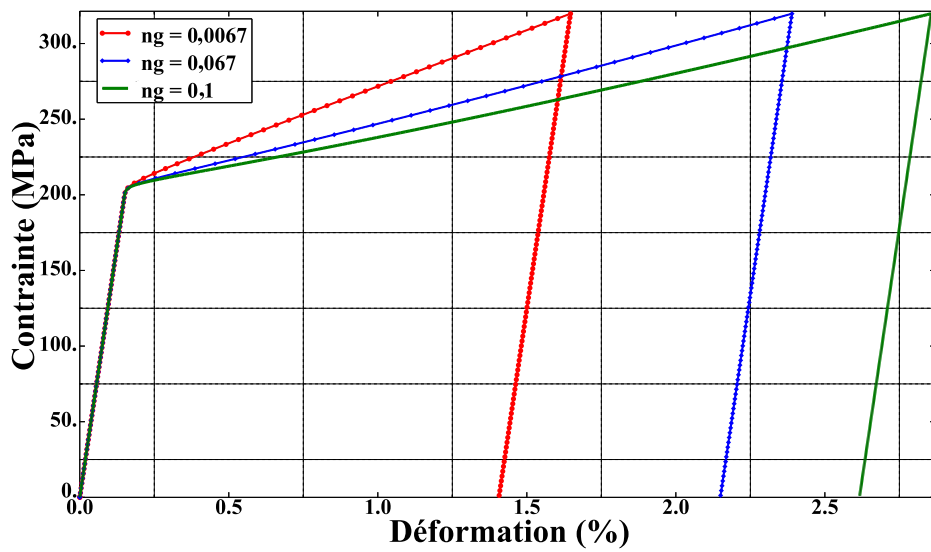


FIGURE 4.11 – Influence du paramètre n_g sur le comportement induit par la plasticité seule à 130°C (AMFe-2)

4.3.4.c Influence de la contrainte critique de la transformation de phase

Ce paramètre a un effet important sur l'activation de la transformation de phase. En effet, la force critique de transformation directe est d'autant plus élevée que la valeur du σ_y^f est importante. Par conséquent, une augmentation du σ_y^f entraîne donc directement une augmentation de la contrainte nécessaire à appliquer pour atteindre le critère de transformation directe. La figure 4.12 montre que plus cette contrainte est élevée, plus l'activation de la transformation de phase est retardée, et donc la déformation de transformation atteinte diminue.

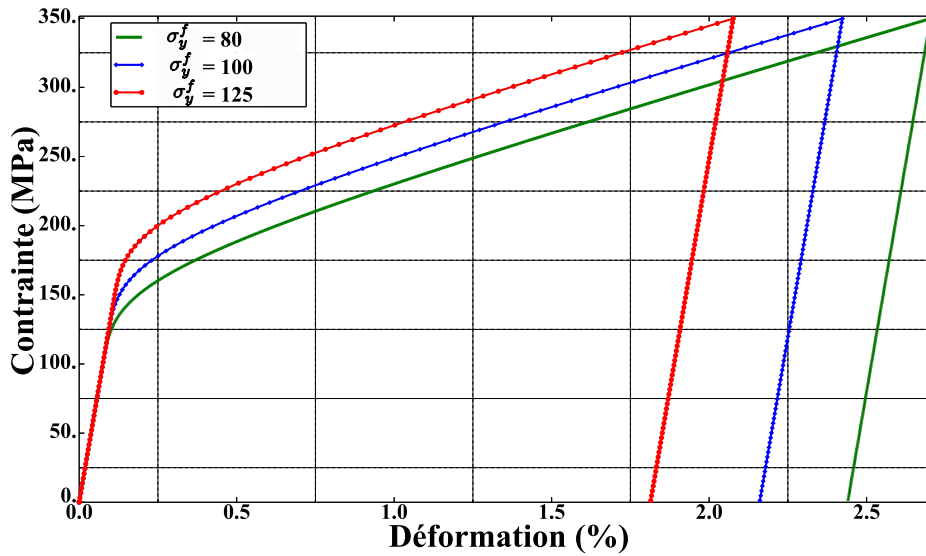


FIGURE 4.12 – Influence du paramètre σ_y^f (MPa) sur le comportement à 20°C (AMFe-2)

4.3.4.d Influence de H_v

Pour évaluer l'effet du paramètre H_v , qui traduit l'interaction entre les variantes de martensite créées, il faut simuler le comportement à basse température (par exemple 20°C) et à faible niveau de chargement mécanique de manière à n'activer que la transformation. La figure 4.13 représente l'influence de la variation de H_v sur le comportement du matériau AMFe-2. La déformation de transformation et H_v sont inversement proportionnels. Ce paramètre s'oppose au développement de la transformation. En particulier, la figure 4.14 montre que la quantité de martensite formée diminue lorsque H_v augmente.

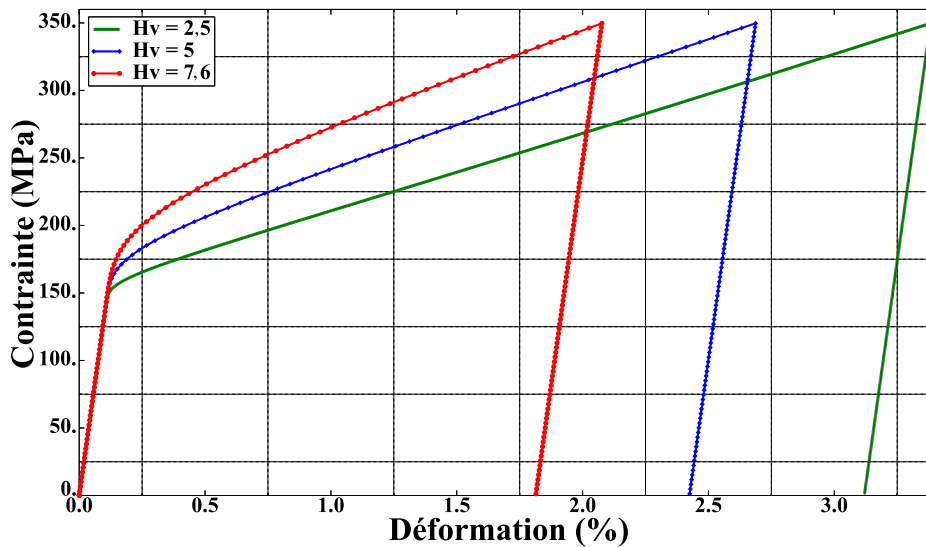
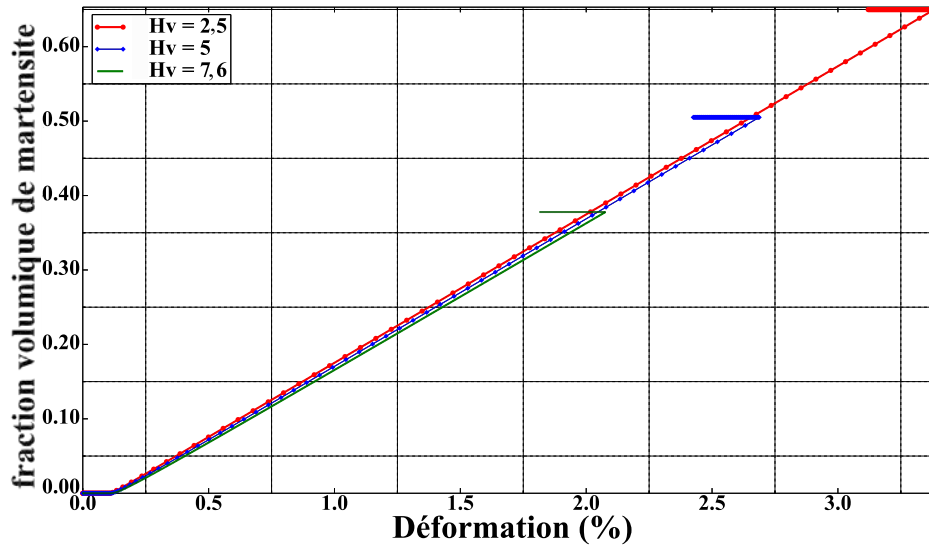
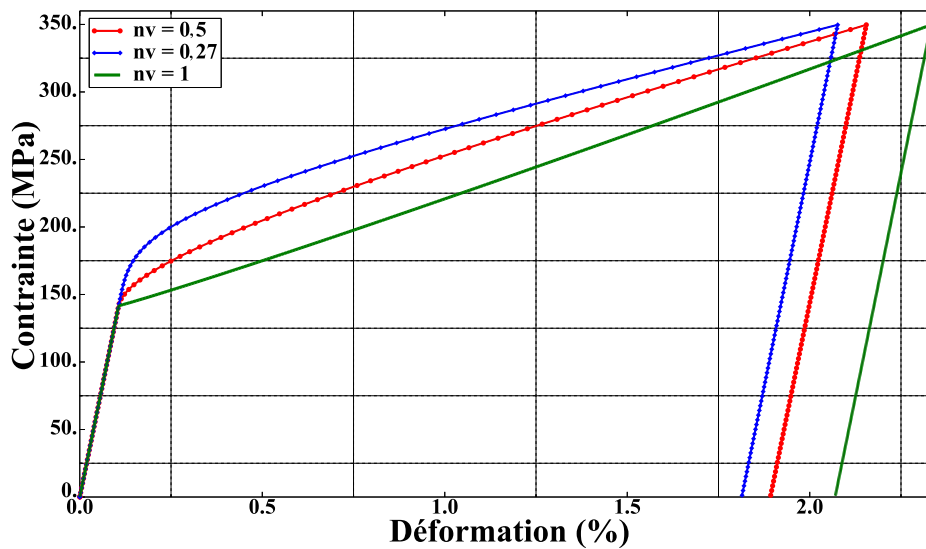


FIGURE 4.13 – Influence du paramètre H_v (MPa) sur le comportement à 20°C (AMFe-2)

FIGURE 4.14 – Évolution de la fraction f avec H_v (MPa) à 20°C (AMFe-2)

4.3.4.e Influence de n_v

Ce paramètre gère la non linéarité de la déformation de transformation, en particulier au début de son activation. La figure 4.15 montre la variation de la réponse du matériau AMFe-2 en fonction de n_v à la température 20°C. On constate que plus n_v tend vers 1, plus le comportement devient linéaire. Si $n_v = 1$, on a une réponse linéaire.

FIGURE 4.15 – Influence du paramètre n_v sur le comportement à 20°C (AMFe-2)

4.3.4.f Influence de H_s et n_s

Par ailleurs, on constate les mêmes influences de H_s et n_s à haute température (130°C) sur la réponse du matériau AMFe-2. Le taux de plasticité diminue avec l'augmentation du H_s (figure 4.16) tandis que l'augmentation de n_s rend le comportement de plus en plus linéaire (figure 4.17), en particulier au début de son activation. On remarque également que l'effet du paramètre n_g sur la non linéarité du comportement plastique (figure 4.11) est plus important que celui du n_s .

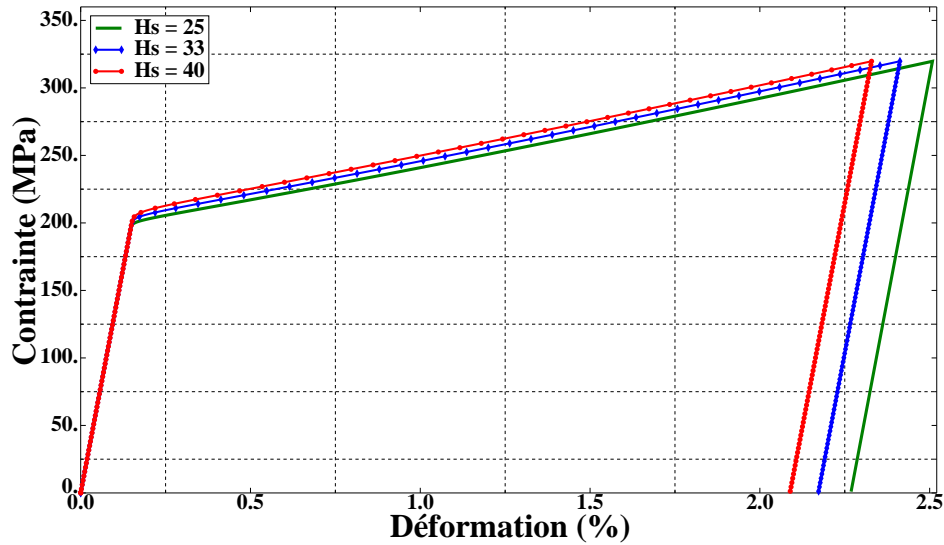


FIGURE 4.16 – Influence du paramètre H_s (MPa) sur le comportement à 130°C (AMFe-2)

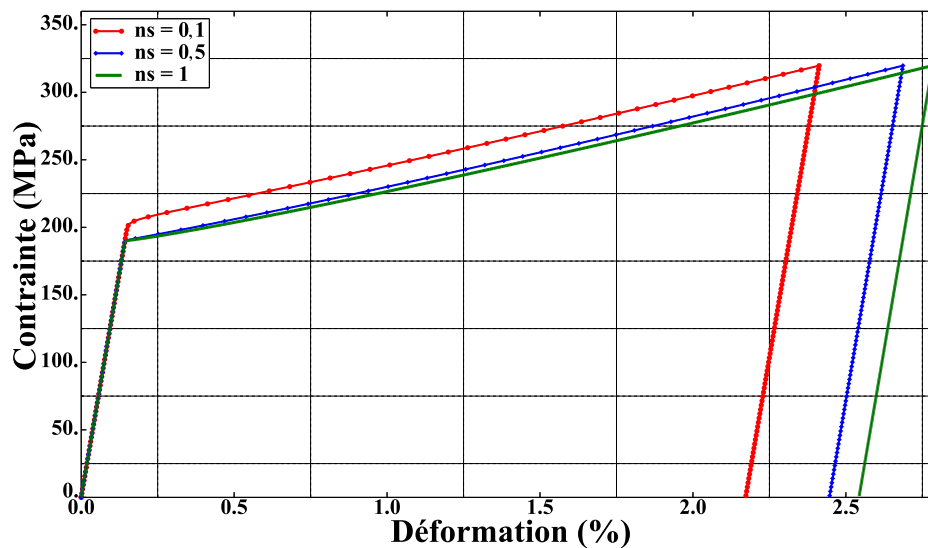
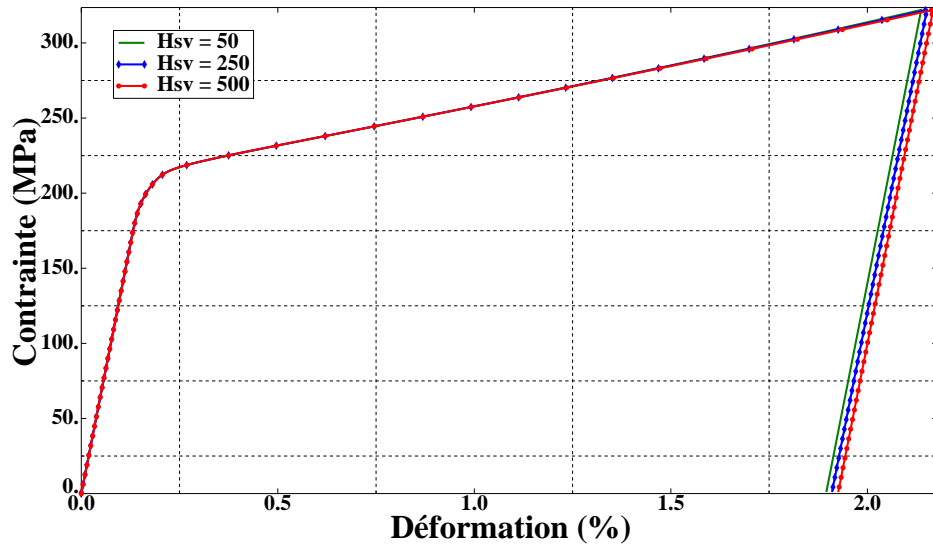
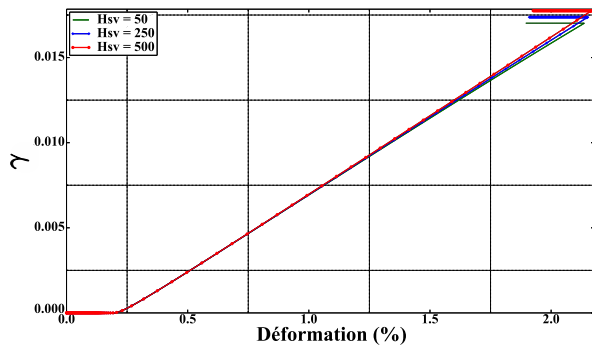
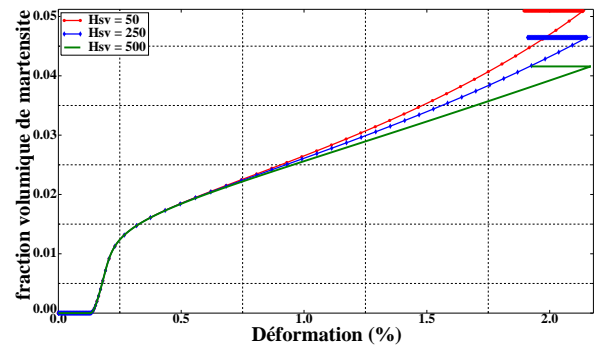


FIGURE 4.17 – Influence du paramètre n_s sur le comportement à 130°C (AMFe-2)

4.3.4.g Influence de H_{sv}

L'effet de H_{sv} est détecté lors du couplage entre la transformation de phase et la plasticité à une température moyenne. La figure 4.18 montre l'effet de ce paramètre sur le comportement du matériau AMFe-2 à 50°C. On remarque que si H_{sv} augmente, la déformation inélastique a légèrement augmenté. L'analyse de l'évolution de deux déformations inélastiques (figure 4.19), montre que f et γ augmentent légèrement avec H_{sv} .

FIGURE 4.18 – Effet de H_{sv} (MPa) sur le comportement à 50°C (AMFe-2)(a) Effet de H_{sv} sur le taux de la plasticité(b) Effet de H_{sv} sur la fraction volumique de martensiteFIGURE 4.19 – Effet de H_{sv} (MPa) sur les deux mécanismes inélastique à 50°C (AMFe-2)4.3.4.h Influence de n_{sv}

L'effet de n_{sv} est, comme celui de H_{sv} , détecté si les deux mécanismes sont activés. Ce paramètre influence principalement la non linéarité de comportements couplés. Trois simulations ont été effectuées avec les paramètres matériau AMFe-2 à 50°C pour étudier l'effet de n_{sv} sur la réponse du matériau. Si n_{sv} augmente, γ diminue, f augmente (figure 4.20) et la déformation totale résultante diminue (figure 4.21).

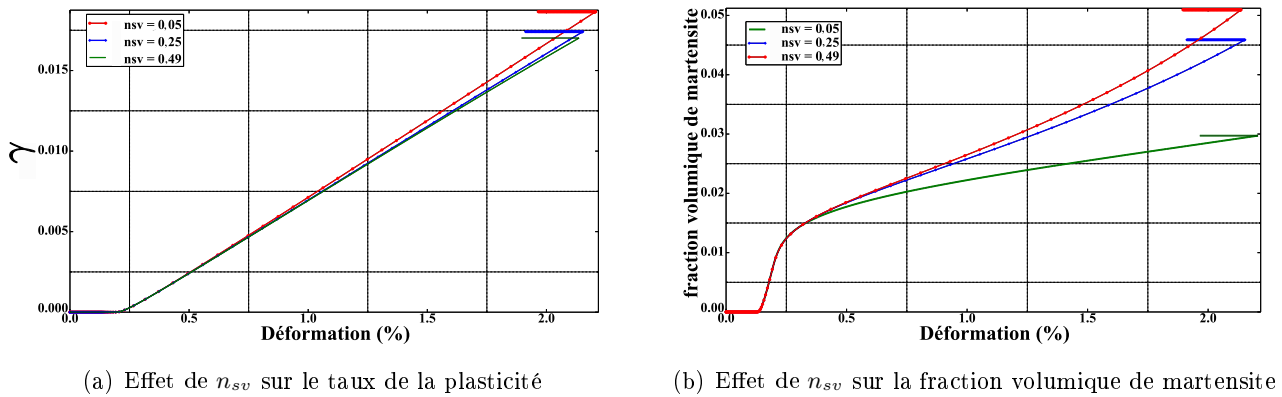


FIGURE 4.20 – Effet de n_{sv} sur les deux mécanismes inélastique à 50°C (AMFe-2)

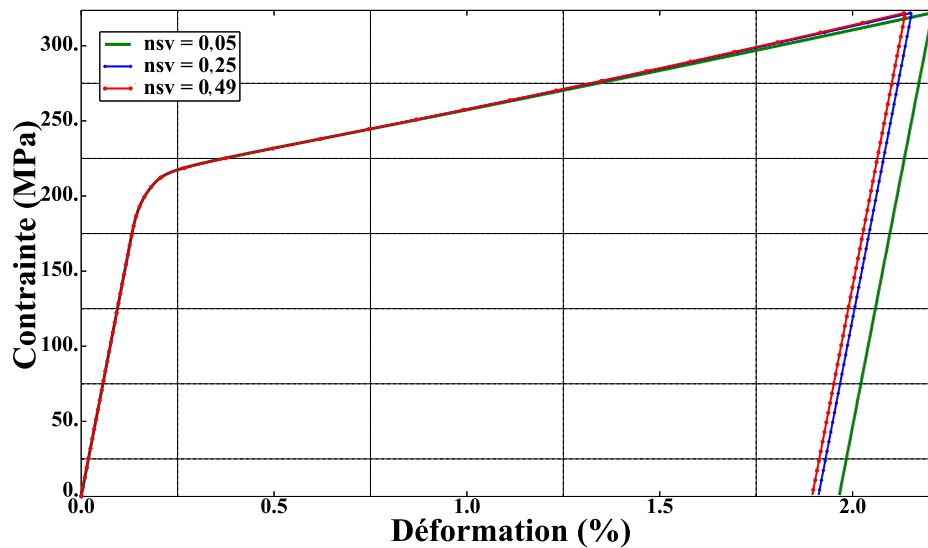


FIGURE 4.21 – Effet de n_{sv} sur le comportement de traction à 50°C (AMFe-2)

4.3.5 Validation du modèle de comportement sur des chargements homogènes

Afin de tester la capacité du modèle proposé et son intégration numérique pour prédire le comportement d'AMF étudié sous des chargements thermomécaniques homogènes, nous allons simuler un essai de traction à différentes températures constantes. Le cycle de chargement appliqué consiste en une charge/décharge mécanique suivie d'un chauffage pour activer la transformation inverse (figure 4.22). Le chauffage nous permet de quantifier la part de la déformation due à la transformation par rapport à celle due à la plasticité. Nous supposons ainsi pouvoir récupérer toute la martensite créée lors du chargement mécanique par chauffage et donc que seule la déformation plastique reste permanente.

Le premier matériau utilisé pour les simulations est l'AMFe-1, étudié expérimentalement dans le deuxième chapitre. Les paramètres matériau utilisés sont présentés dans le tableau 4.2.

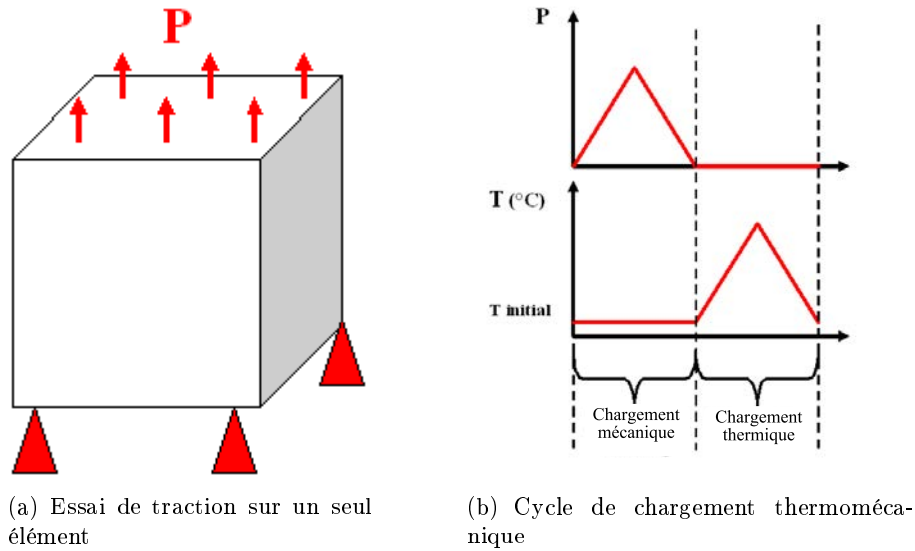


FIGURE 4.22 – Chargement et conditions de la simulation de l'essai de traction.

La figure 4.23 montre une comparaison entre la courbe expérimentale et celle prédite numériquement à 20°C pour le premier cycle de chargement uniquement. Après chauffage, toute la déformation inélastique est récupérée. Il s'agit alors de la transformation seule jusqu'à ce niveau de chargement mécanique.

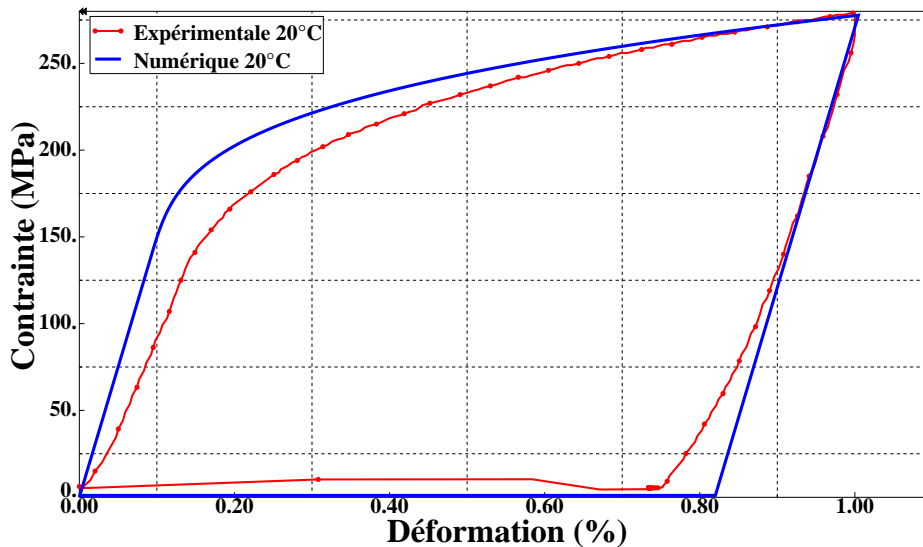


FIGURE 4.23 – Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 20°C (matériau AMFe-1)

La figure 4.24 montre une comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux à 50°C également pour le premier cycle de chargement. Il est constaté qu'une partie de la déformation inélastique reste rémanente, c'est la déformation plastique, et que le reste a disparu après chauffage. On en déduit alors que les deux mécanismes sont activés à 50°C. Il est constaté également que lors du chauffage, la valeur de déformation de transformation issue de la simula-

tion est beaucoup plus faible que celle obtenue expérimentalement. Des essais supplémentaires en mesurant l'évolution de la déformation de transformation en fonction de la température sont nécessaires pour affiner l'identification des paramètres. Le même comportement thermomécanique est constaté à 80°C, la figure 4.25 montre, à partir d'une comparaison entre la courbe expérimentale et la courbe numérique, l'activation de deux mécanismes inélastiques. Cependant, un écart important entre ces deux courbes est enregistré, à cause de l'activation de la plasticité plus tôt qu'à 50°C marquée par un changement de la pente. Ceci confirme la nécessité des essais supplémentaires.

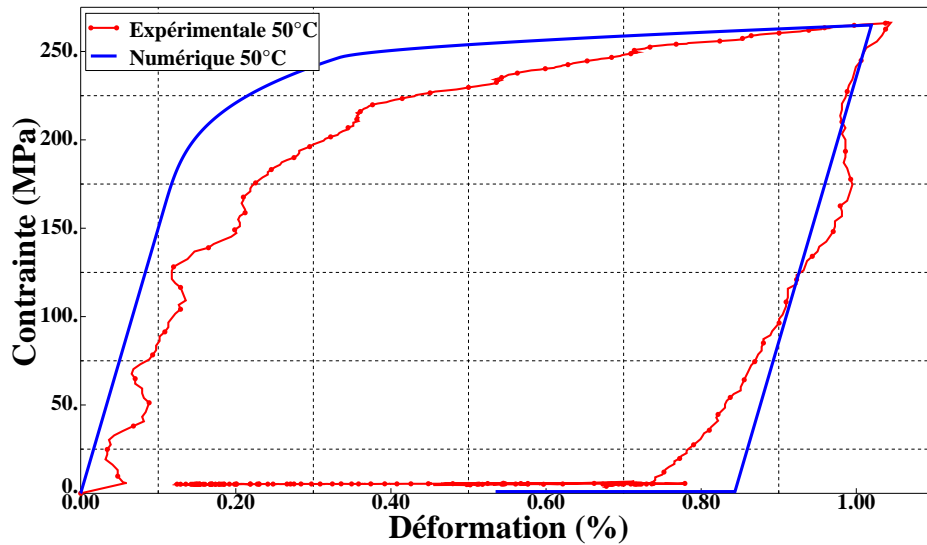


FIGURE 4.24 – Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 50°C (matériau AMFe-1)

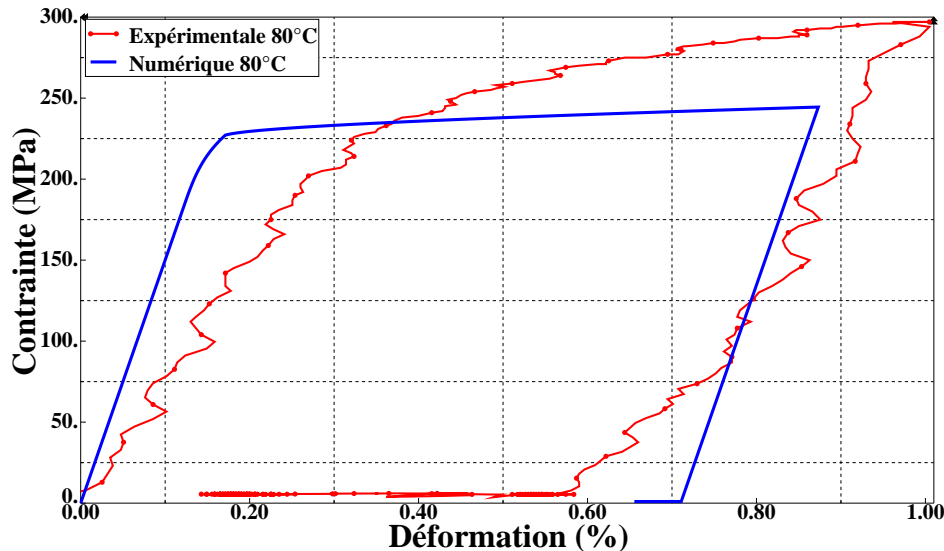


FIGURE 4.25 – Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 80°C (matériau AMFe-1)

Par ailleurs, la comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux représentée sur la figure 4.26 montre que toute la déformation inélastique résultante après chargement mécanique

à 152°C, reste rémanente après chauffage. Il s'agit alors d'un comportement plastique seul activé à cette température.

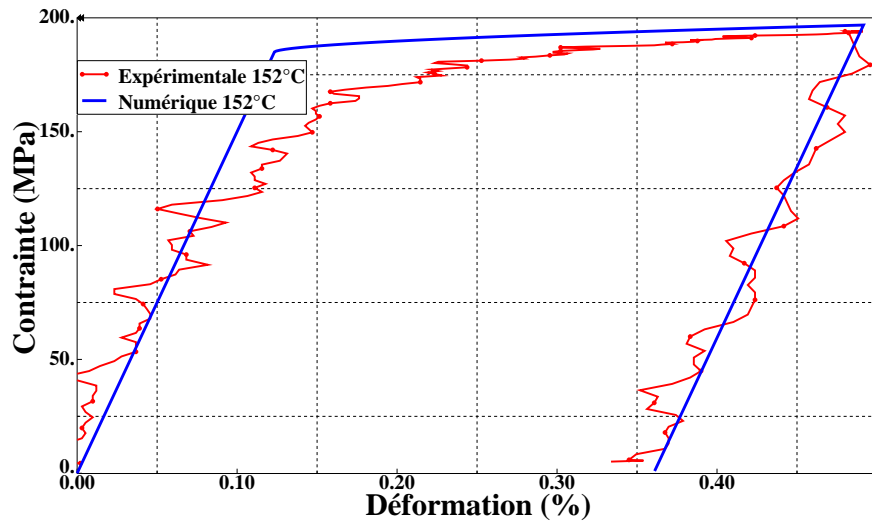


FIGURE 4.26 – Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 152°C (matériau AMFe-1)

Pour valider ces paramètres sur d'autres niveaux de chargement, des simulations du chargement cyclique (jusqu'à trois cycles charge - décharge - chauffage) aux températures initiales choisies (20°C, 50°C, 80°C et 152°C) ont été effectuées. La comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques sur les figures 4.27, 4.28, 4.29 et 4.30 montrent globalement une bonne concordance. Les différents types de comportement sont prédits pour les quatre températures initiales choisies pour les simulations. La transformation inverse, activée lors du chauffage, permet de récupérer toute la déformation de transformation, et par conséquent de distinguer et de quantifier la déformation plastique.

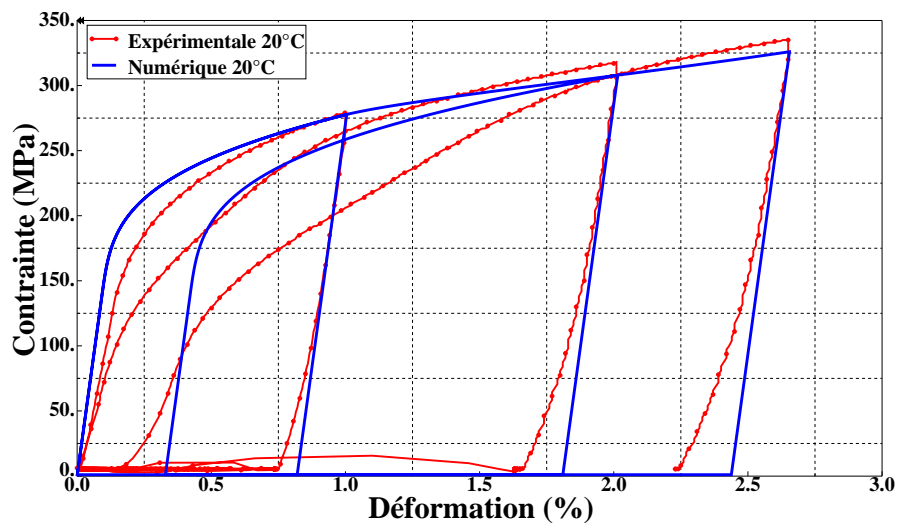


FIGURE 4.27 – Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 20°C - 3 cycles (matériau AMFe-1)

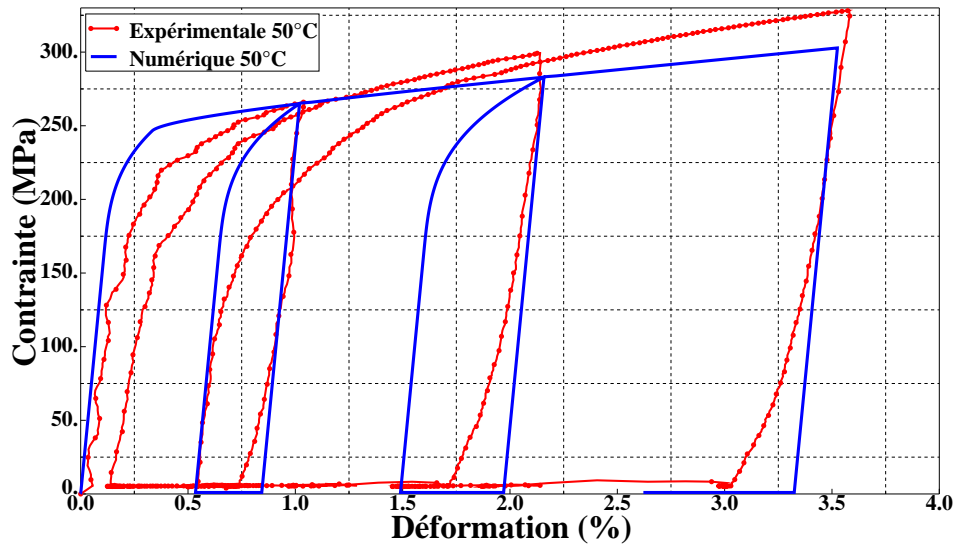


FIGURE 4.28 – Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 50°C - 3 cycles (matériau AMFe-1)

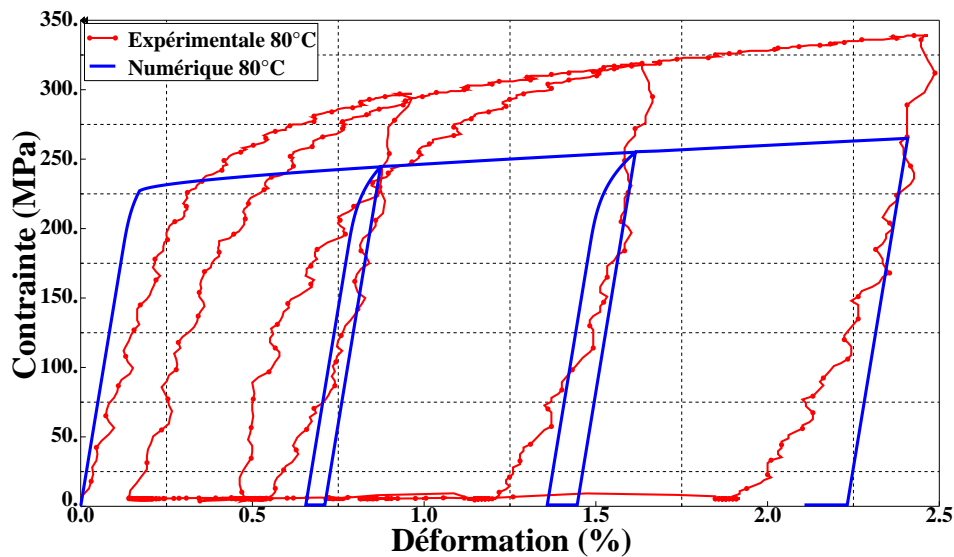


FIGURE 4.29 – Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 80°C - 3 cycles (matériau AMFe-1)

Néanmoins, le décalage constaté entre les zones élastiques linéaires sur les courbes numériques et expérimentales, notamment à 20°C, 50°C et 80°C, pourrait être lié à la variation du module d'Young avec la température. En effet, ce module est de l'ordre de 90 000 MPa à 20°C alors qu'il est égal à 150 000 MPa à 152°C. La valeur utilisée est celle identifiée à haute température puisque le comportement à cette température est induit par plasticité uniquement. D'autre part, les résultats numériques à 80°C ne sont pas satisfaisants comparativement aux résultats expérimentaux (figure 4.29), ceci est probablement dû à la différence constatée dès le premier cycle (figure 4.25) et qui ne cesse d'augmenter d'un cycle à l'autre.

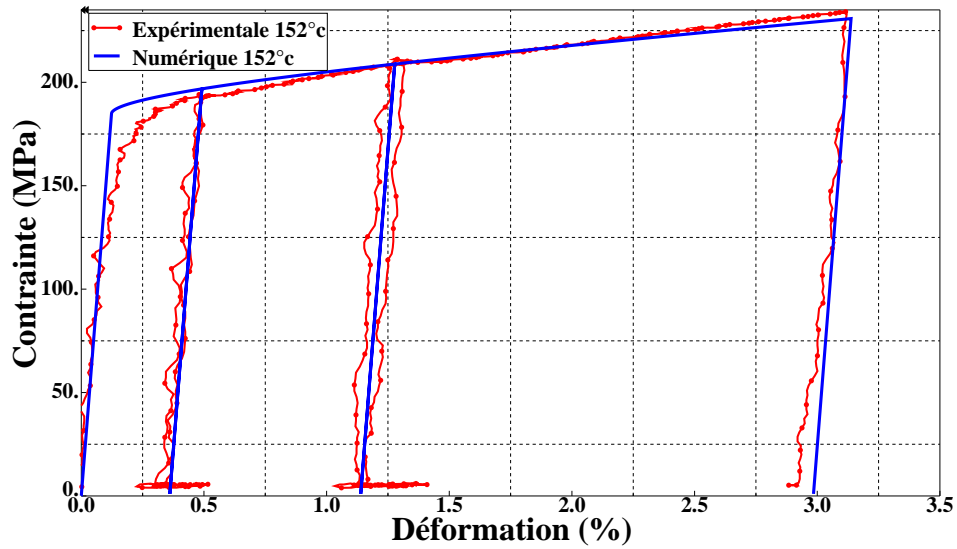


FIGURE 4.30 – Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 152°C - 3 cycles (matériau AMFe-1)

Par la suite, l'évolution des deux déformations inélastiques (de transformation et de plasticité) au cours du chargement cyclique a été déterminée numériquement pour les quatre températures en utilisant les mêmes paramètres identifiés. La comparaison entre les évolutions numériques et expérimentales est représentée sur les figures 4.31, 4.32, 4.33 et 4.34.

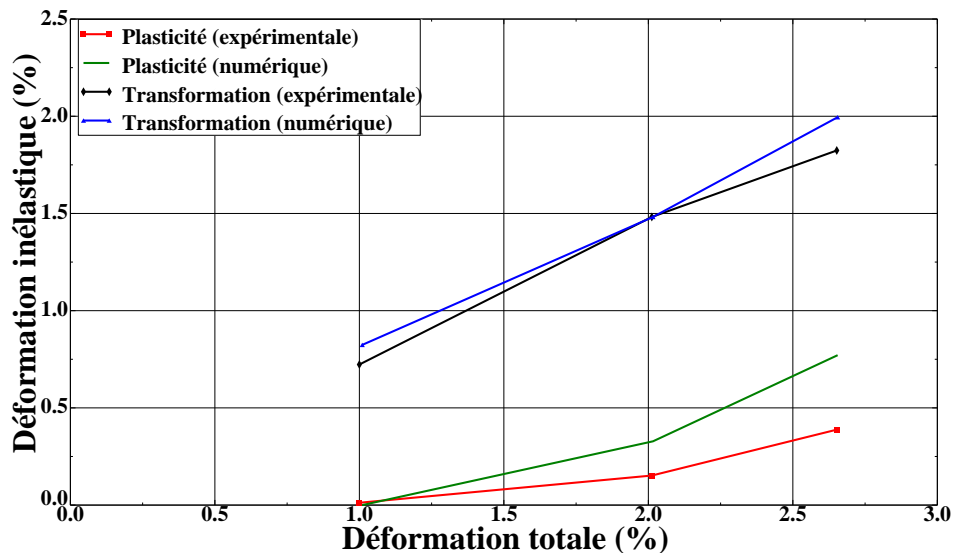


FIGURE 4.31 – Comparaison des évolutions numérique et expérimentale des déformations de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale (20°C) (matériau AMFe-1)

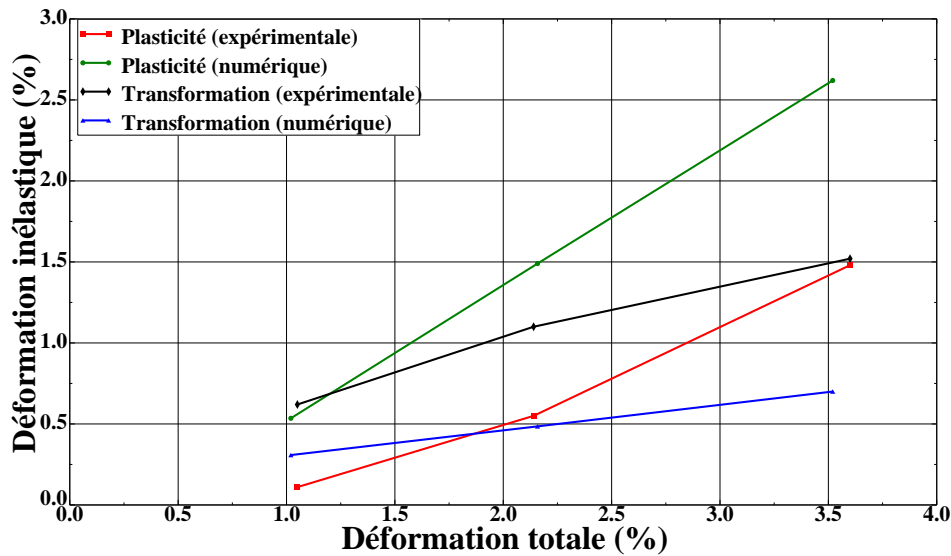


FIGURE 4.32 – Comparaison des évolutions numérique et expérimentale des déformations de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale (50°C) (matériau AMFe-1)

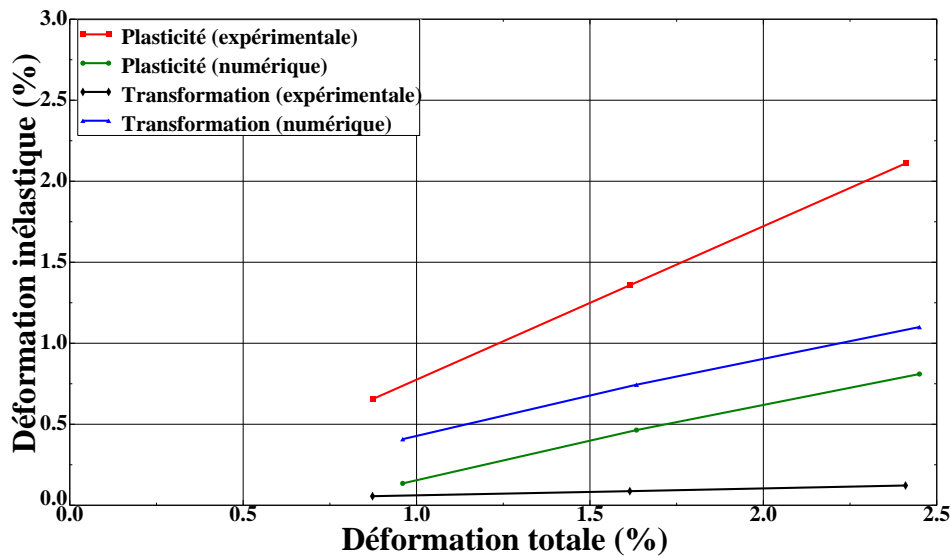


FIGURE 4.33 – Comparaison des évolutions numérique et expérimentale des déformations de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale (80°C) (matériau AMFe-1)

Une bonne cohérence est constatée entre les deux résultats, puisque les courbes numériques ont les mêmes allures et mêmes ordres de grandeurs que les courbes expérimentales. Ceci a permis de valider la capacité du modèle à prédire le comportement thermomécanique d'AMF à base fer sous des chargements cycliques. Toutefois, au cours du cyclage, l'écart entre les résultats numériques et expérimentaux grandit comme le montre les figures 4.32 et 4.33. Le modèle ne permet plus de prédire correctement le comportement à partir du 3^{ème} cycle. Afin de palier ce défaut, il est nécessaire dans le futur d'introduire une dépendance des paramètres de transformation en fonction de la plasticité cumulée.

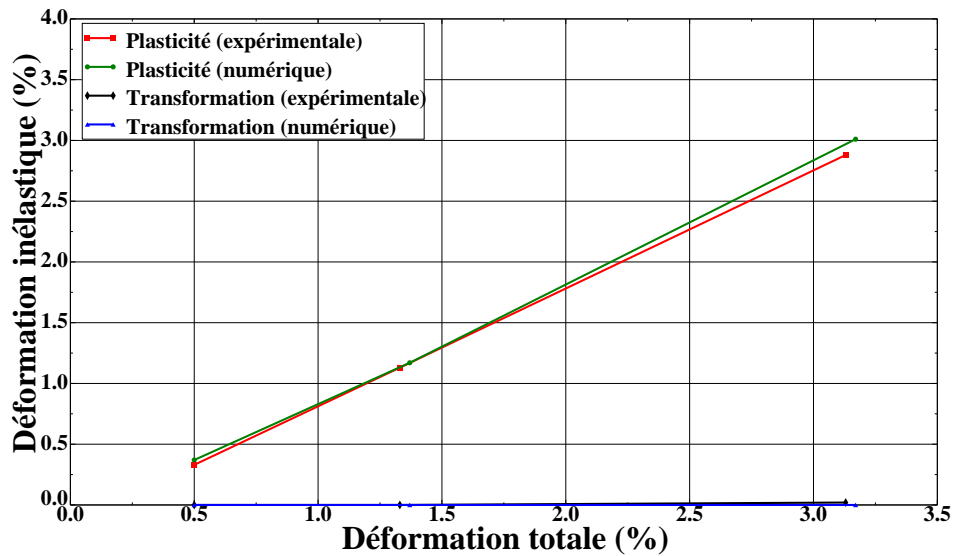


FIGURE 4.34 – Comparaison des évolutions numérique et expérimentale des déformations de transformation et de plasticité en fonction de la déformation totale (152°C)(matériau AMFe-1)

Les contraintes critiques d'activation de deux mécanismes inélastiques ont alors pu être déterminées numériquement et utilisées pour les simulations précédentes. Il est donc possible de tracer l'évolution de ces contraintes critiques, prédites numériquement, en fonction de la température. La figure 4.35 montre une comparaison entre les deux diagrammes (numérique et expérimental) des contraintes critiques. On constate que les valeurs numériques sont fidèles aux valeurs expérimentales. Ceci permet de conclure que le modèle développé est représentatif des comportements réels des AMF à base fer.

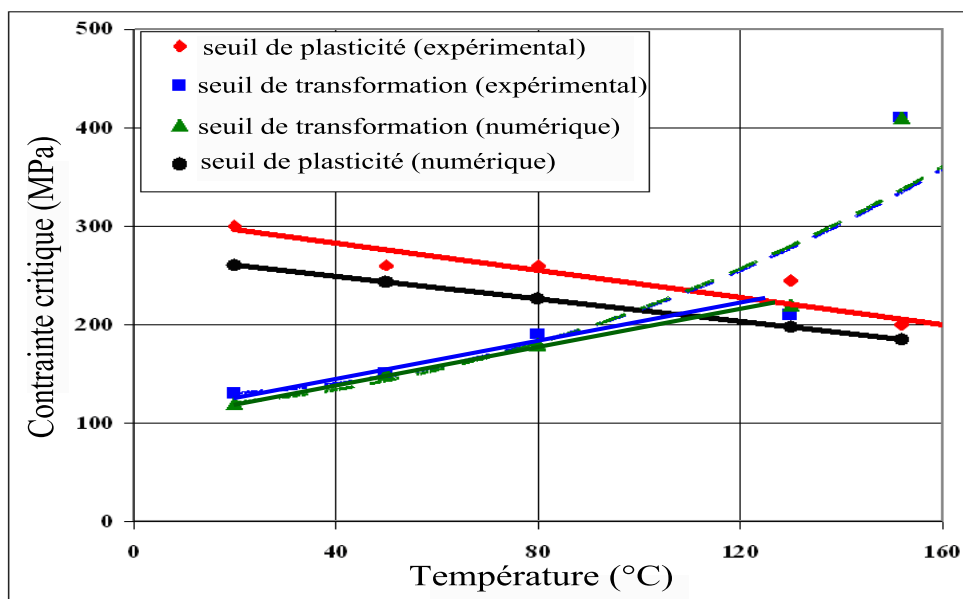


FIGURE 4.35 – Comparaison entre les diagrammes numérique et expérimental de contraintes critiques

Pour le matériau AMFe-2, nous disposons de résultats expérimentaux pour des chargements de traction à trois températures différentes 20, 50 et 130°C ([34]). Cela permet de mettre en évidence les différents types de comportement des AMF à base fer : uniquement la transformation à 20°C, la plasticité seule à 130°C et le couplage de deux mécanismes à 50°C. Les paramètres matériau utilisés sont donnés par le tableau 4.4. Les figures 4.36, 4.37 et 4.38 montrent une bonne cohérence entre les courbes numériques et expérimentales. Il s'agit de la transformation seule à 20°C puisqu'elle est totalement récupérable par chauffage (figure 4.36), le couplage à 50°C (figure 4.37) et seulement la plasticité irréversible par chauffage à 130°C (figure 4.38). A 50°C une partie de la déformation est récupérée par chauffage, c'est la déformation de transformation, et l'autre partie reste rémanente, c'est la déformation plastique.

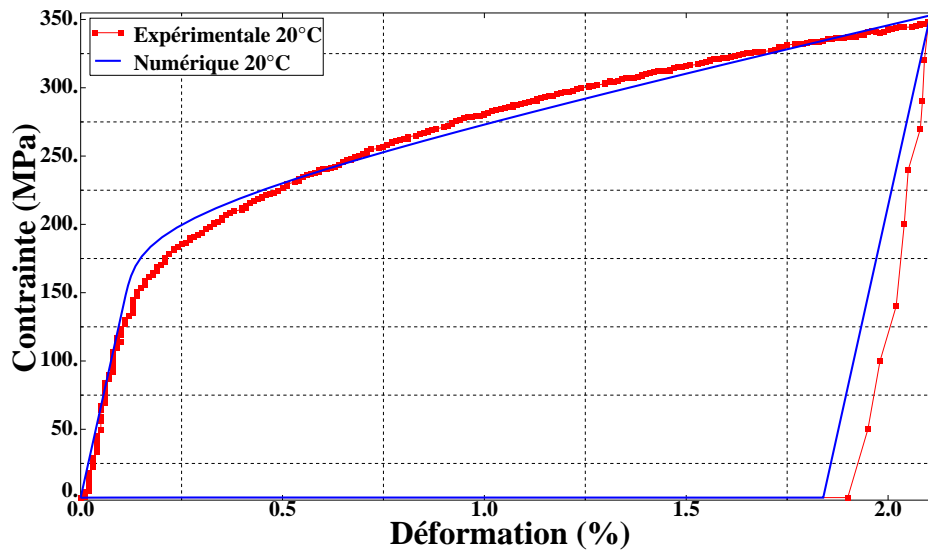


FIGURE 4.36 – Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 20°C (AMFe-2)

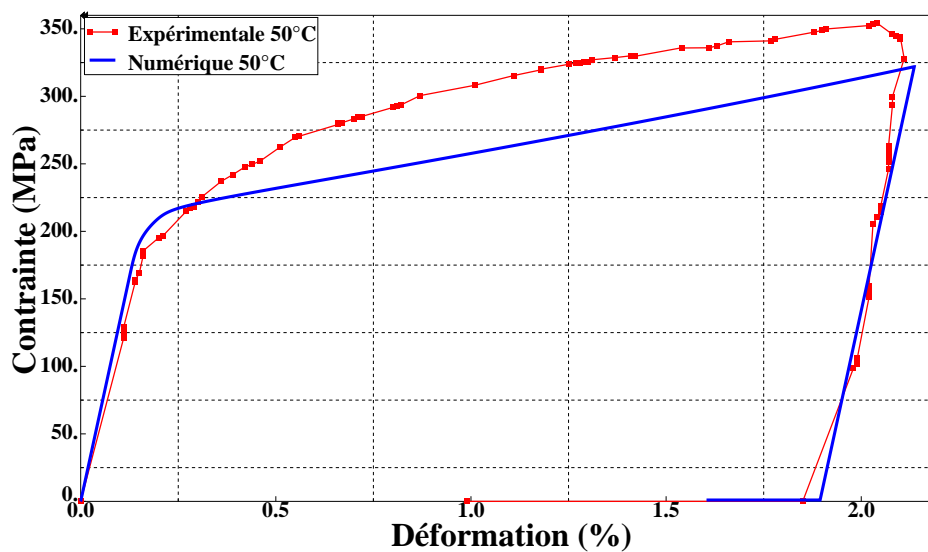


FIGURE 4.37 – Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 50°C (AMFe-2)

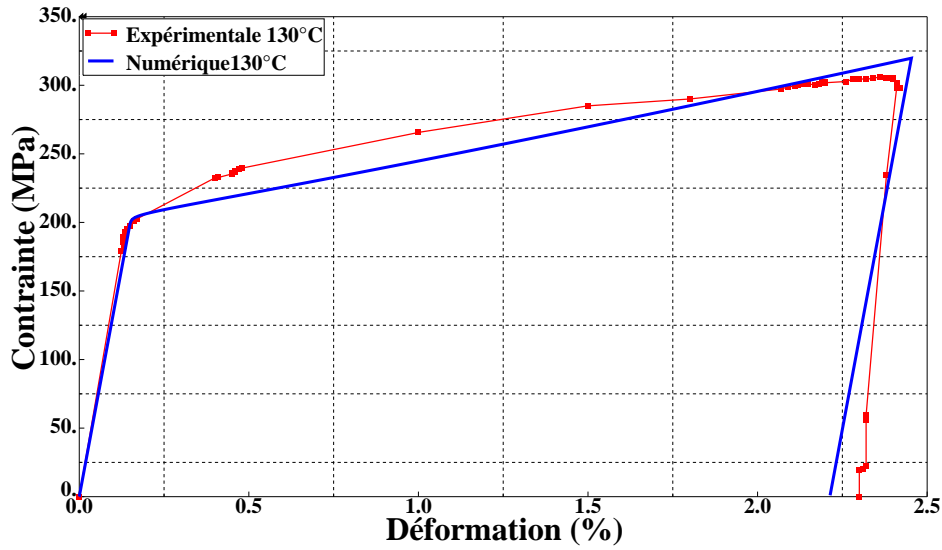


FIGURE 4.38 – Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 130°C (AMFe-2)

Pour le matériau AMFe-3, il s'agit d'appliquer le cycle de chargement précédent mais sans chauffage. Les températures initiales choisies pour reproduire les mêmes conditions d'essais citées dans [3] sont 22, 60 et 100°C. Les paramètres matériau utilisés sont donnés par le tableau 4.6. La comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux à 22°C (figure 4.39), à 60°C (figure 4.40) et à 100°C (figure 4.41) montre une bonne concordance lors du chargement. Les coefficients de non linéarité n_g , n_v , n_s et n_{sv} ont permis de prédire avec précision la courbure de la réponse observée expérimentalement même dans le cas du couplage entre les deux mécanismes. Néanmoins, une différence est constatée lors de la décharge. Elle est due au phénomène de pseudo-élasticité résultant du traitement thermique appliqué expérimentalement sur le matériau AMFe-3 (voir [52]). Ce traitement ne fait pas l'objet de notre étude et son effet, pour l'instant, n'est pas prédit par notre modèle qui considère une décharge élastique et linéaire.

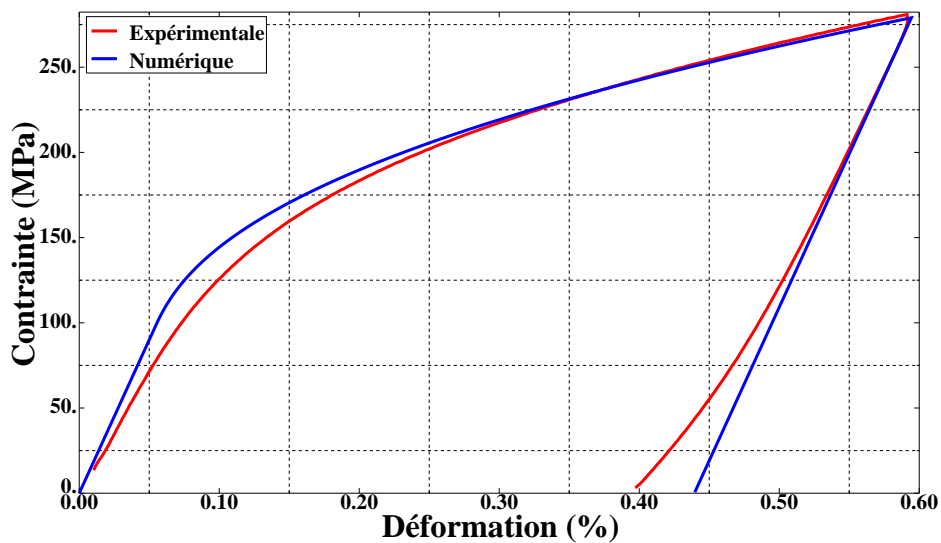


FIGURE 4.39 – Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 22°C (AMFe-3)

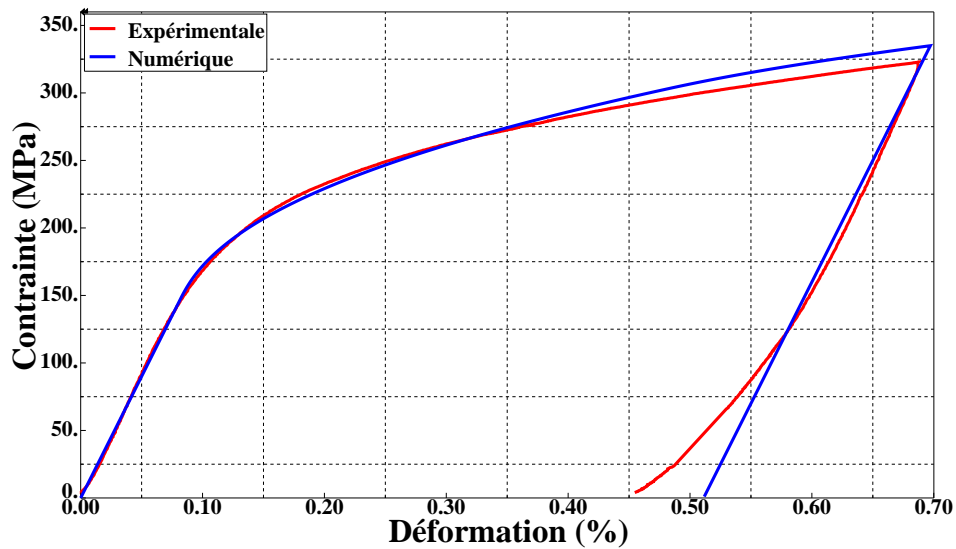


FIGURE 4.40 – Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 60°C (AMFe-3)

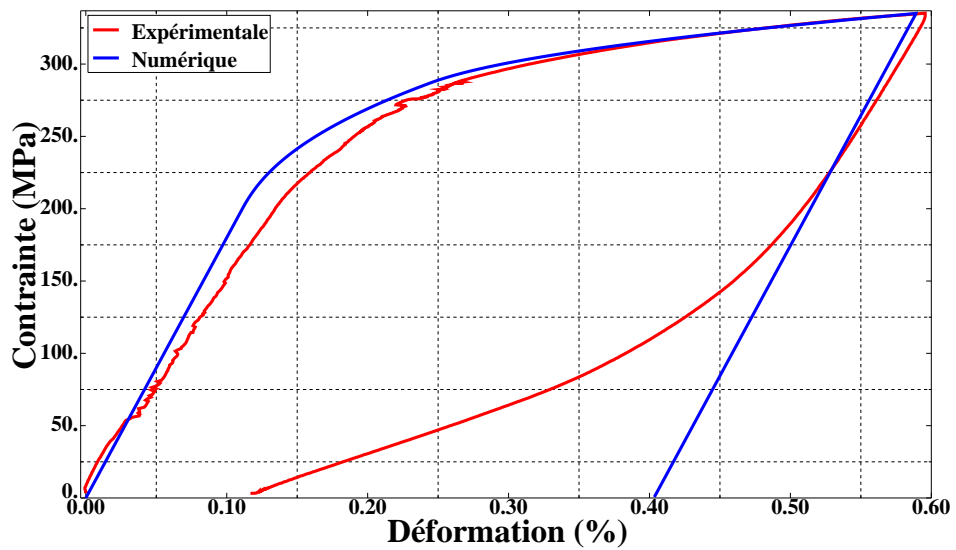


FIGURE 4.41 – Comparaison entre les résultats expérimentaux et numériques à 100°C (AMFe-3)

4.4 Conclusion

Dans ce chapitre nous avons détaillé l'intégration numérique et la validation de la loi de comportement développée dans le chapitre précédent. L'approche implicite a été choisie pour s'assurer de la précision et la stabilité du calcul et de l'indépendance des résultats par rapport à la discrétisation du chargement pour des tailles d'incrémentes raisonnables.

La bonne cohérence entre les résultats numériques et expérimentaux montre que le modèle prédit les différents mécanismes de déformation à différentes températures d'essais et qu'il décrit

fidèlement les réponses des alliages à mémoire de forme à base fer sous différents chargements thermomécaniques. Cependant, un écart entre les résultats numériques et expérimentaux est constaté dans le cas de chargements cycliques, notamment à partir du 3^{ème} cycle. Pour corriger cet écart, nous envisageons d'intégrer dans la formulation du modèle, une dépendance des propriétés de transformation en fonction de la plasticité cumulée au cours de chargements cycliques. Dans le chapitre suivant nous allons tester la validité de ce modèle phénoménologique macroscopique pour le calcul par éléments finis du comportement de structures plus complexes en AMF à base fer. Des applications industrielles avec un état de contraintes hétérogène et des trajets de chargement complexes en chaque point matériel seront étudiées.

Chapitre 5

Application au calcul de structures en AMF à base fer

Sommaire

5.1	Introduction	104
5.2	Implémentation du modèle dans le code éléments finis Abaqus	104
5.2.1	Introduction	104
5.2.2	Calcul des modules tangents thermomécaniques	104
5.3	Validation sur des cas de chargements hétérogènes	106
5.3.1	Étude du comportement d'une plaque trouée en AMF à base fer	106
5.3.2	Étude d'un système de serrage par bagues en AMF à base fer	110
5.3.3	Étude d'une éclisse en AMF à base fer pour jonction de rails	117
5.4	Conclusion	126

Résumé

Ce chapitre se décompose en deux grandes parties. La première partie consiste à décrire la procédure d'implémentation numérique du modèle dans le code de calcul par éléments finis Abaqus. La deuxième partie sera consacrée à la validation de cette implémentation. Il s'agit dans un premier temps de simuler le comportement d'une plaque trouée qui présente une perturbation géométrique induisant un état de contraintes hétérogène. Dans un second temps, une application industrielle, conçue par la société japonaise AWAJI, pour effectuer un serrage par bagues est étudiée. Les bagues d'accouplement sont en AMF à base fer. Enfin, une seconde application exploitant les caractéristiques des AMF à base fer est analysée, un système de jonction de rails par des plaques en AMF ferreux.

5.1 Introduction

Dans ce chapitre, le modèle numérique développé dans le cadre de ces travaux, est exploité pour prédire par éléments finis le comportement de structures en AMF à base fer, de géométries complexes, soumises à des chargements thermomécaniques. Cet outil numérique de dimensionnement, intégrant la loi de comportement des AMF à base fer, permet de varier les conditions, le type de chargements et d'analyser les réponses de ces structures en vue de leurs dimensionnements. Il en résulte un gain considérable de temps et de coût puisqu'on aura la possibilité d'intervenir sur la conception du système et de la corriger (s'il y a nécessité), jusqu'à optimiser la solution (le produit industriel) sans procéder à des essais expérimentaux.

Nous allons développer la procédure d'implémentation de ce modèle dans le code de calcul par éléments finis Abaqus. Comme illustration, nous allons simuler le fonctionnement de deux applications industrielles utilisant les caractéristiques des AMF à base fer. Pour cela, il est tout d'abord nécessaire de valider l'implémentation numérique sur un exemple classique de structure (plaque trouée) présentant des concentrations de contraintes (un état hétérogène de contraintes), permettant ainsi de vérifier les modules tangents. Les deux systèmes industriels étudiés sont conçus et fabriqués par la société japonaise AWAJI. Le premier est une bague de serrage utilisée pour connecter les tubes de transport de pétrole et le deuxième est une plaque de jonction de rails de ponts roulants.

5.2 Implémentation du modèle dans le code éléments finis Abaqus

5.2.1 Introduction

La plupart des codes éléments finis ne disposent pas dans leur bibliothèque de lois adaptées à des comportements complexes tels que ceux des AMF à base fer, présentant un couplage transformation de phase-plasticité. Toutefois, par l'intermédiaire de routines utilisateurs, tel que UMAT sous Abaqus, il est possible d'implémenter une loi spécifique. La démarche consiste à récupérer en tous points d'intégration (points de Gauss) de l'élément, l'incrément de déformations et de température ainsi que l'état de contraintes et les variables internes à la fin de l'incrément précédent. Ces valeurs sont introduites comme des données d'entrée pour la subroutine UMAT, pour déterminer l'évolution du comportement des AMF à base fer. Cette dernière permet alors de calculer les incréments de contraintes et de variables internes en fonction des mécanismes activés afin d'actualiser leurs valeurs. Elle calcule et fournit également les opérateurs tangents mécaniques DDSDDDE et thermiques DDSDDT. Ces données sont alors communiquées au code éléments finis afin d'être exploitées pour le calcul de la puissance des forces intérieures et par conséquent le résidu d'équilibre global et la matrice jacobienne pour chaque élément. L'assemblage des puissances et des résidus permettra la résolution du problème sur toute la structure (Figure 5.1). Dans ce qui suit, la procédure de calcul des opérateurs tangents est développée.

5.2.2 Calcul des modules tangents thermomécaniques

Comme indiqué sur la figure 5.1, l'information de retour entre UMAT et Abaqus est constituée des modules tangents mécaniques et thermiques et de l'état actualisé de contraintes et des variables internes. En effet, les modules tangents traduisent l'effet des perturbations des variables de pilotage (déformations et température) sur le niveau de contrainte. Ainsi nous devons

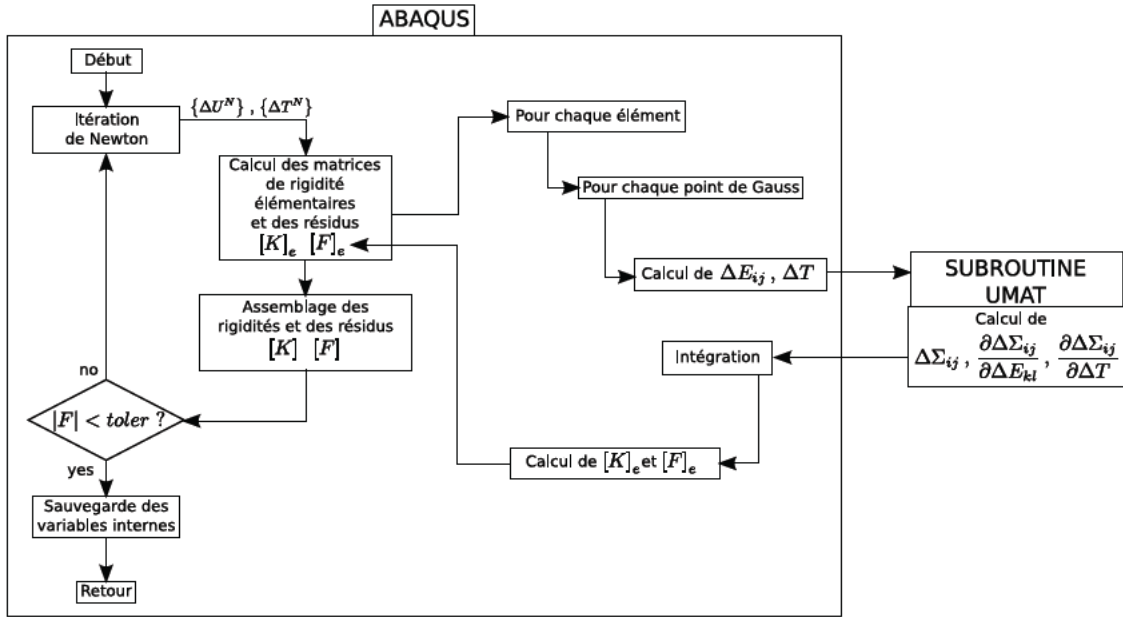


FIGURE 5.1 – Principe de la résolution par EF (d'après [22]).

déterminer :

- le module tangent mécanique (DDSDDE) : $\frac{\partial \Delta \Sigma}{\partial \Delta \mathbf{E}}$,
- et le module tangent thermique (DDSDDT) : $\frac{\partial \Delta \Sigma}{\partial \Delta T}$.

La boucle de Newton-Raphson, déjà programmée (voir chapitre précédent), nous permet de calculer les modules tangents cohérents avec le schéma d'intégration adopté. Le calcul est direct et issu du développement de Taylor. Celui-ci permet d'avoir une relation linéaire entre les variables de pilotage (\mathbf{Y}) et les variables inconnues (\mathbf{X}). Après une petite perturbation par $\delta \Delta \mathbf{Y}$, nous devons avoir :

$$\delta \mathcal{R} = \frac{\partial \mathcal{R}}{\partial \Delta \mathbf{X}} \delta \Delta \mathbf{X} + \frac{\partial \mathcal{R}}{\partial \Delta \mathbf{Y}} \delta \Delta \mathbf{Y} = 0 \quad (5.1)$$

où $\mathbf{J}_X = \frac{\partial \mathcal{R}}{\partial \Delta \mathbf{X}}$ et $\mathbf{J}_Y = \frac{\partial \mathcal{R}}{\partial \Delta \mathbf{Y}}$ sont les jacobiens associés respectivement aux variables inconnues et aux variables de pilotage. A partir de la relation précédente, nous pouvons écrire :

$$\delta \Delta \mathbf{X} = -\mathbf{J}_X^{-1} \mathbf{J}_Y \delta \Delta \mathbf{Y} \quad (5.2)$$

Finalement, les modules tangents $\frac{\partial \Delta \Sigma}{\partial \Delta \mathbf{E}}$ et $\frac{\partial \Delta \Sigma}{\partial \Delta T}$ sont extraits des composantes de $-\mathbf{J}_X^{-1} \mathbf{J}_Y$. Or, \mathbf{J}_X et \mathbf{J}_Y sont déjà calculés lors du processus de résolution du système d'équations du comportement. Le premier est calculé et inversé à chaque itération, alors que le deuxième est obtenu par la dérivation des résidus par rapport aux variables de pilotage que nous avons déjà définies dans UMAT. En effet, seule la dérivée du résidu élastique par rapport à la déformation totale est non nulle, alors que les dérivées des résidus de plasticité et de transformation par rapport à la déformation sont nulles. De même, si la transformation (directe ou inverse) et/ou la plasticité sont actives, alors les termes $\frac{\partial R_{tr}}{\partial \Delta T}$ et $\frac{\partial R_{pl}}{\partial \Delta T}$ respectivement, seront non nuls et

$$\mathbf{J}_y = \begin{bmatrix} \frac{\partial R_{pl}}{\partial \Delta \mathbf{E}} & \frac{\partial R_{pl}}{\partial \Delta T} \\ \frac{\partial R_{tr}}{\partial \Delta \mathbf{E}} & \frac{\partial R_{tr}}{\partial \Delta T} \\ \frac{\partial \mathbf{R}_{el}}{\partial \Delta \mathbf{E}} & \frac{\partial \mathbf{R}_{el}}{\partial \Delta T} \end{bmatrix}; \mathbf{J}_x = \begin{bmatrix} \frac{\partial \mathbf{R}_{el}}{\partial \Delta \gamma} & \frac{\partial \mathbf{R}_{el}}{\partial \Delta f} & \frac{\partial \mathbf{R}_{el}}{\partial \Delta \Sigma} \\ \frac{\partial R_{tr}}{\partial \Delta \gamma} & \frac{\partial R_{tr}}{\partial \Delta f} & \frac{\partial R_{tr}}{\partial \Delta \Sigma} \\ \frac{\partial R_{pl}}{\partial \Delta \gamma} & \frac{\partial R_{pl}}{\partial \Delta f} & \frac{\partial R_{pl}}{\partial \Delta \Sigma} \end{bmatrix} \quad (5.3)$$

avec $\frac{\partial R_{pl}}{\partial \Delta T} = K_T$, $\frac{\partial R_{tr}}{\partial \Delta T} = -B$ et $\frac{\partial \mathbf{R}_{el}}{\partial \Delta \mathbf{E}} = \mathbb{C}$

La simulation par éléments finis en utilisant une loi de comportement spécifique introduite via UMAT est très sensible à la précision et à la cohérence des modules tangents. La cohérence entre le schéma d'intégration du modèle et les modules tangents assure la stabilité et la convergence du calcul par éléments finis.

5.3 Validation sur des cas de chargements hétérogènes

5.3.1 Étude du comportement d'une plaque trouée en AMF à base fer

Avant de simuler la réponse de structures avec la loi de comportement développée et intégrée au code éléments finis Abaqus, il est primordial de la valider sur un état de contraintes hétérogène. Pour cela, le comportement d'une plaque trouée en AMF à base fer est étudié. L'intérêt de cet exemple est la présence d'une concentration de contraintes (état de contraintes hétérogène) induite par la présence d'un trou au centre de la plaque. Ceci permet d'avoir un système numérique à résoudre permettant de vérifier la cohérence des modules tangents.

5.3.1.a Modèle éléments finis de la plaque trouée

Compte tenu de l'existence de deux plans de symétrie (XZ) et (YZ), seule le quart de la structure est étudié. La géométrie, les conditions aux limites, le chargement et le maillage sont présentés sur les figures 5.2. Des simulations ont été menées jusqu'à la détermination du nombre optimal d'éléments à partir duquel les résultats sont stables. La structure est maillée par 513 éléments de type C3D8R, des éléments cubiques à 8 noeuds et à intégration réduite. Un raffinement du maillage est imposé au niveau de la zone la plus sollicitée (autour du trou). Le cycle de chargement thermomécanique appliqué est le même que celui du chapitre précédent (figure 4.22). Dans un premier temps, une charge - décharge mécanique est imposée à une température constante pour activer un des comportements possibles (transformation de phase et/ou plasticité). Cette sollicitation mécanique est suivie par un chauffage dans un second temps pour distinguer la déformation de transformation réversible de la déformation plastique. Les simulations ont été effectuées à trois températures d'essais différentes pour activer les différents types de comportements. Ces températures sont choisies par rapport au diagramme d'évolution des contraintes critiques en fonction de la température (figure 5.3). Les paramètres matériau utilisés sont ceux de l'AMFe-2 ([34]), présentés dans le tableau 4.4.

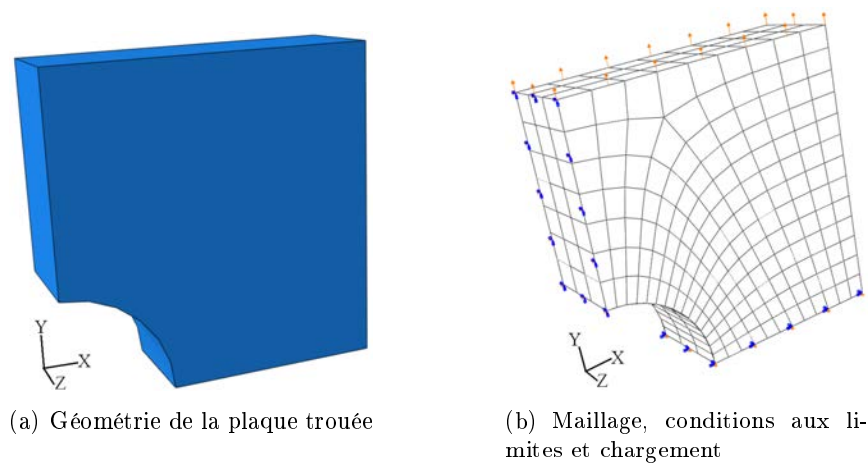


FIGURE 5.2 – Modèle géométrique, maillage, conditions aux limites et chargement

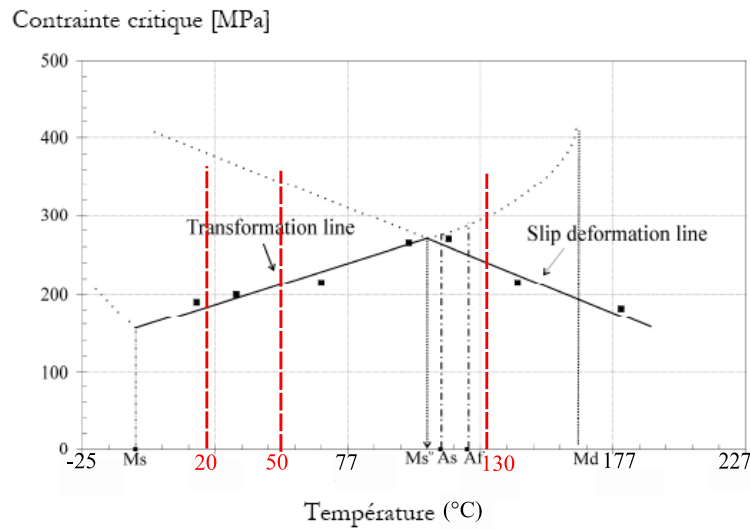


FIGURE 5.3 – Températures initiales des simulations

5.3.1.b Résultats

La figure 5.4(a) montre la répartition hétérogène de la contrainte équivalente de von Mises pour le chargement maximal (à la fin du chargement mécanique) à 20°C. La valeur maximale est autour du trou, ce qui correspond à la zone de concentration de contraintes. La figure 5.4(b) montre la déformation de la plaque après chargement mécanique. Comme résultat de la distribution des contraintes, la déformation maximale se situe au voisinage du trou.

Les figures 5.5 montrent la distribution de la fraction volumique de martensite et l'amplitude de plasticité après chargement mécanique et après chauffage pour les trois températures initiales 20, 50 et 130°C. Après la première étape de chargement, les comportements actifs sont uniquement la transformation à 20°C ($\gamma = 0$), uniquement la plasticité à 130°C ($f = 0$), et le couplage de deux mécanismes à 50°C. Après chauffage à une température supérieure à A_f , la martensite créée disparaît et se transforme totalement en austénite ($f = 0$ après chauffage à 20°C et 50°C). Par conséquent, toute la déformation de transformation est récupérée si le chauffage est suffisant. Seule la déformation de plasticité reste permanente après chauffage.

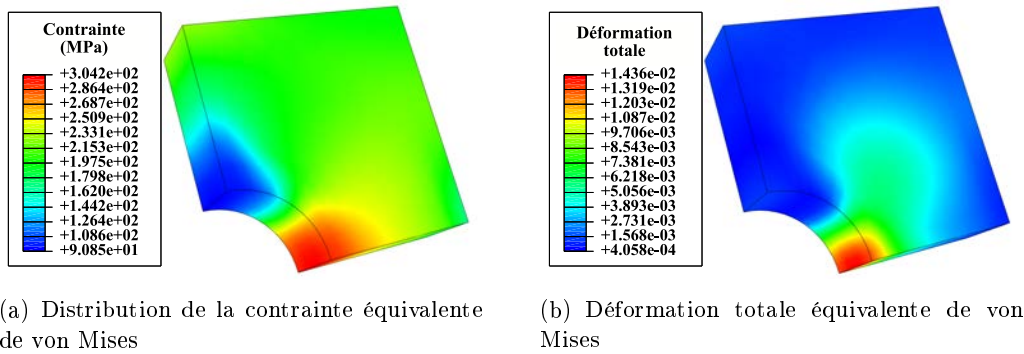


FIGURE 5.4 – Distribution de la contraintes de von Mises et la déformation totale à 20°C

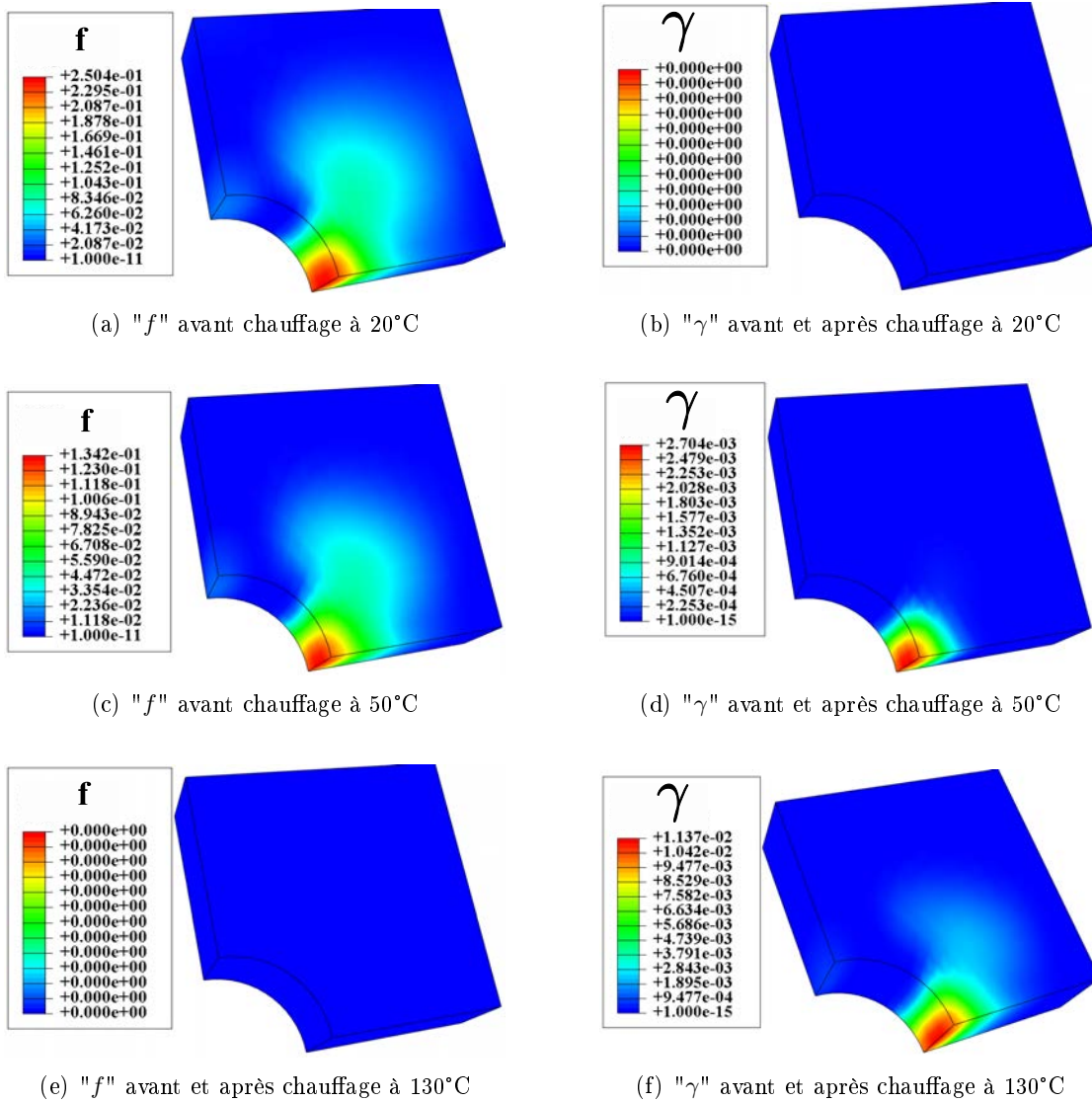


FIGURE 5.5 – Fraction volumique de martensite f et taux de plasticité γ avant et après chauffage pour les trois températures initiales d'essai (20, 50 et 130°C)

La figure 5.6 montre que la déformation totale à 50°C diminue après chauffage. Cette déformation devient nulle après chauffage dans le cas où la température d'essai est de 20°C, alors qu'elle reste constante à 130°C. C'est la contribution de la transformation de phase qui disparaît par activation de la transformation inverse.

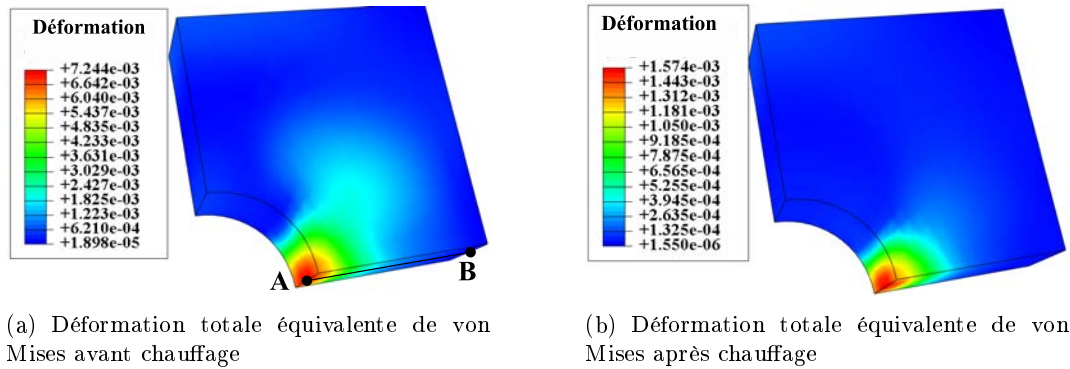


FIGURE 5.6 – Déformation totale équivalente de von Mises avant et après chauffage (à 50°C)

La figure 5.7 montre l'évolution des deux variables internes f et γ le long du segment [AB] en partant du trou jusqu'au bord de la plaque (figure 5.6 (a)), après chargement mécanique à 50°C. Nous remarquons que les valeurs maximales de f et γ sont au voisinage du trou, et qu'elles diminuent en s'en éloignant.

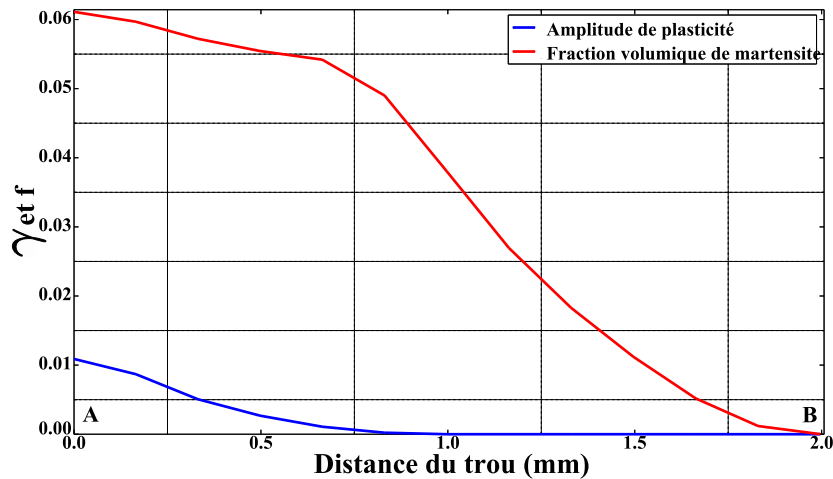


FIGURE 5.7 – Distribution de la fraction martensitique f et de la plasticité γ sur le segment [AB] (figure 5.6 (a))

La figure 5.8 montre l'évolution de f et γ en fonction de la déformation totale équivalente de von Mises au point A lors du chargement mécanique à 50°C. Au début, seule la transformation est activée (la fraction f évolue seule). A partir d'un certain niveau de chargement, la plasticité débute et les deux mécanismes sont actifs simultanément. La pente de l'évolution de f change après le démarrage de la plasticité, marquant le fait que l'activation de cette dernière freine le développement de la transformation. Étant donné que cet effet a été observé expérimentalement

(voir les figures 2.14, 2.15 et 2.16), ceci montre la capacité du modèle à prédire les interactions qui règnent dans une structure en AMF à base fer.

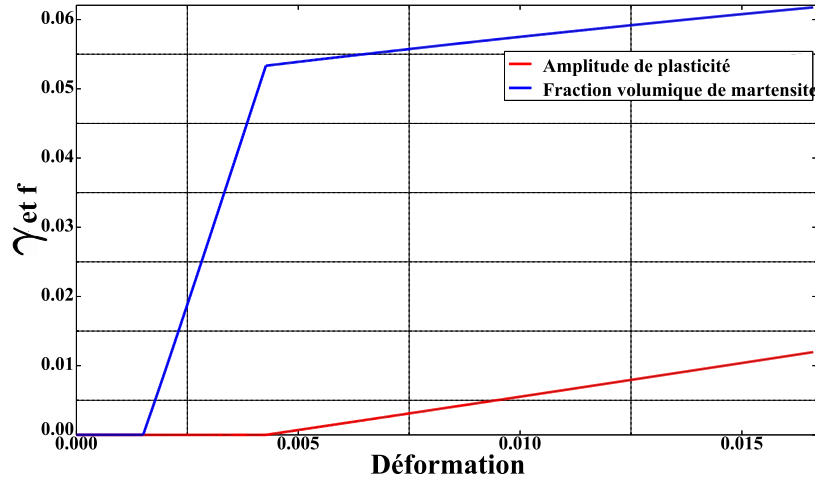


FIGURE 5.8 – Évolution de la fraction de martensite f et de la plasticité γ au point A (figure 5.6 (a)) en fonction de la déformation totale équivalente de von Mises

A travers cette étude d'une plaque trouée présentant un état de contraintes hétérogène, nous avons pu valider la loi de comportement proposée et prédire le type de comportement activé en fonction de la température d'essai, et également valider le schéma d'intégration numérique introduit dans le code de calcul par éléments finis Abaqus. Il est alors possible d'exploiter cet outil numérique pour des cas de chargements thermomécaniques hétérogènes.

5.3.2 Étude d'un système de serrage par bagues en AMF à base fer

5.3.2.a Solution industrielle

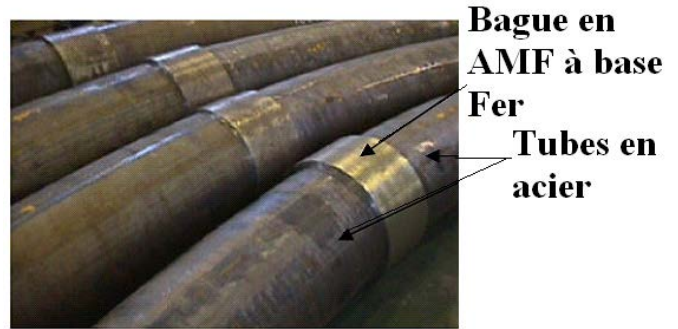
Dans le domaine pétrolier, le transport du pétrole est effectué par des tubes en acier de grand diamètre (de 300 mm jusqu'à 2600 mm). La distance parcourue est de l'ordre des milliers de kilomètres (d'un pays à un autre), alors que le processus de fabrication de ces tubes est limité à une longueur maximale ne dépassant pas 4 m. Le soudage était la solution utilisée pour assembler ces tubes. Mais cette méthode a des inconvénients comme un coût assez élevé et l'apparition de corrosion dans les zones des cordons de soudage. Ainsi, le système de serrage par bagues en AMF à base fer, conçu par la société japonaise AWAJI, présente une meilleure solution pour réduire le coût bien qu'il ne réponde que partiellement au problème de corrosion inévitable dans ce type d'alliage. Le système est présenté sur les figures 5.9.

5.3.2.b Cycle de serrage

La première condition est que le diamètre intérieur de la bague en AMF à base fer, qui est initialement en état austénitique, soit impérativement inférieur au diamètre extérieur des tubes. Une pression est appliquée à l'intérieur de la bague pour augmenter son diamètre, ceci pour permettre l'insertion des tubes (figure 5.10(a)). Cette déformation macroscopique est induite par transformation de phase avec ou sans plasticité. Après assemblage, la bague est chauffée jusqu'à activer la transformation inverse permettant ainsi d'appliquer une pression de serrage sur les



(a) Système de serrage



(b) Différentes parties du système de serrage

FIGURE 5.9 – Système de serrage

tubes. En effet, après l'activation de la transformation inverse, le diamètre intérieur de la bague subit une diminution due à celle de la déformation par recouvrement pour essayer d'atteindre sa valeur d'origine. Par conséquent, une pression de serrage est créée entre la bague et les tubes. Le chauffage est appliqué industriellement par induction à haute fréquence (figure 5.10(b)). Enfin, les bagues sont refroidies à l'air libre jusqu'à température ambiante. Lors du refroidissement, la pression de serrage reste constante et égale à sa valeur maximale. Elle ne diminue pas comme c'est le cas pour les bagues en NiTi, et ceci grâce à sa large hystérésis thermique (ce point sera détaillé dans la section résultats et discussion).



(a) Assemblage entre deux tubes 3 et 4 par la bague en AMF



(b) Chauffage par induction

FIGURE 5.10 – Assemblage et chauffage

5.3.2.c Simulation numérique

Le modèle géométrique comporte deux bagues complètes, une représentant le tube en acier qui a un comportement élastique et l'autre la bague en AMF à base fer. Les propriétés matériau utilisées pour la bague élastique sont données par le tableau 5.1, alors que les propriétés matériaux et les paramètres du modèle affectés à la bague en AMF à base fer sont ceux du matériau AMFe-2 ([34]) et présentés dans le tableau 4.4. La structure est maillée par 2228 éléments (1500 pour la bague en AMF et 728 pour la bague élastique) de type C3D8R (des éléments cubique 3D à 8

noeuds et à intégration réduite). Plusieurs tailles d'éléments ont été testées jusqu'à stabilisation des résultats permettant de converger vers la taille optimale. La figure 5.11 montre le maillage, le chargement et les conditions aux limites. La simulation est composée de trois étapes. La première correspond à l'ouverture de la bague en AMF à base fer par un chargement mécanique, la deuxième correspond à l'insertion et finalement le chauffage est appliqué au cours de la troisième étape. Le cycle de chargement est similaire à celui appliqué industriellement et illustré sur la figure 5.12. En effet, au cours de la première étape, les translations des deux bagues suivant leurs axes sont bloquées, et une pression homogène est appliquée sur la surface intérieure de la bague en AMF à base fer pour augmenter son diamètre intérieur. Plusieurs simulations ont été menées pour déterminer le chargement nécessaire pour que le diamètre intérieur soit, après décharge mécanique, légèrement supérieur au diamètre extérieur de la bague élastique. Un déplacement est appliqué à la bague élastique à la deuxième étape jusqu'à l'insérer totalement dans la bague en AMF à base fer. Finalement, à la troisième étape, un chauffage homogène jusqu'à la température maximale est appliqué sur la bague en AMF à base fer afin d'activer la transformation inverse. Nous avons appliqué un contact de type "surface-to-surface" avec friction entre les deux bagues. La pression de contact lors du serrage de la bague en AMF à base fer sur la bague élastique est extraite.

TABLE 5.1 – Propriétés matériau de la bague élastique

E (MPa)	ν
210000	0.3

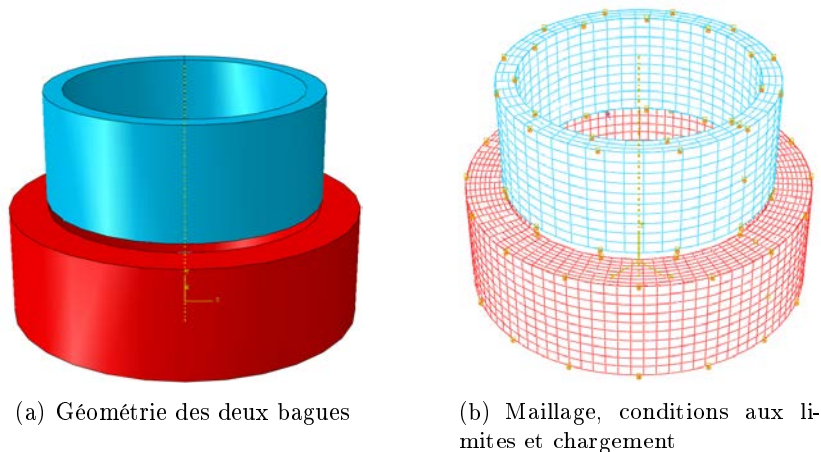


FIGURE 5.11 – Modèle géométrique, maillage, conditions aux limites et chargement

5.3.2.d Résultats et discussion

Les figures 5.13 représentent les états de contraintes équivalentes de von Mises au cours des différentes étapes de la simulation. En effet, la configuration de départ (figure 5.13(a)) correspond aux 2 bagues séparées. Ensuite, la figure 5.13(b) montre l'ouverture de la bague en AMF à base fer à la fin du chargement mécanique. Après insertion (figure 5.13(c)), le jeu entre les deux bagues est rattrapé lors du chauffage, et une pression de contact est générée (figure 5.13(d)).

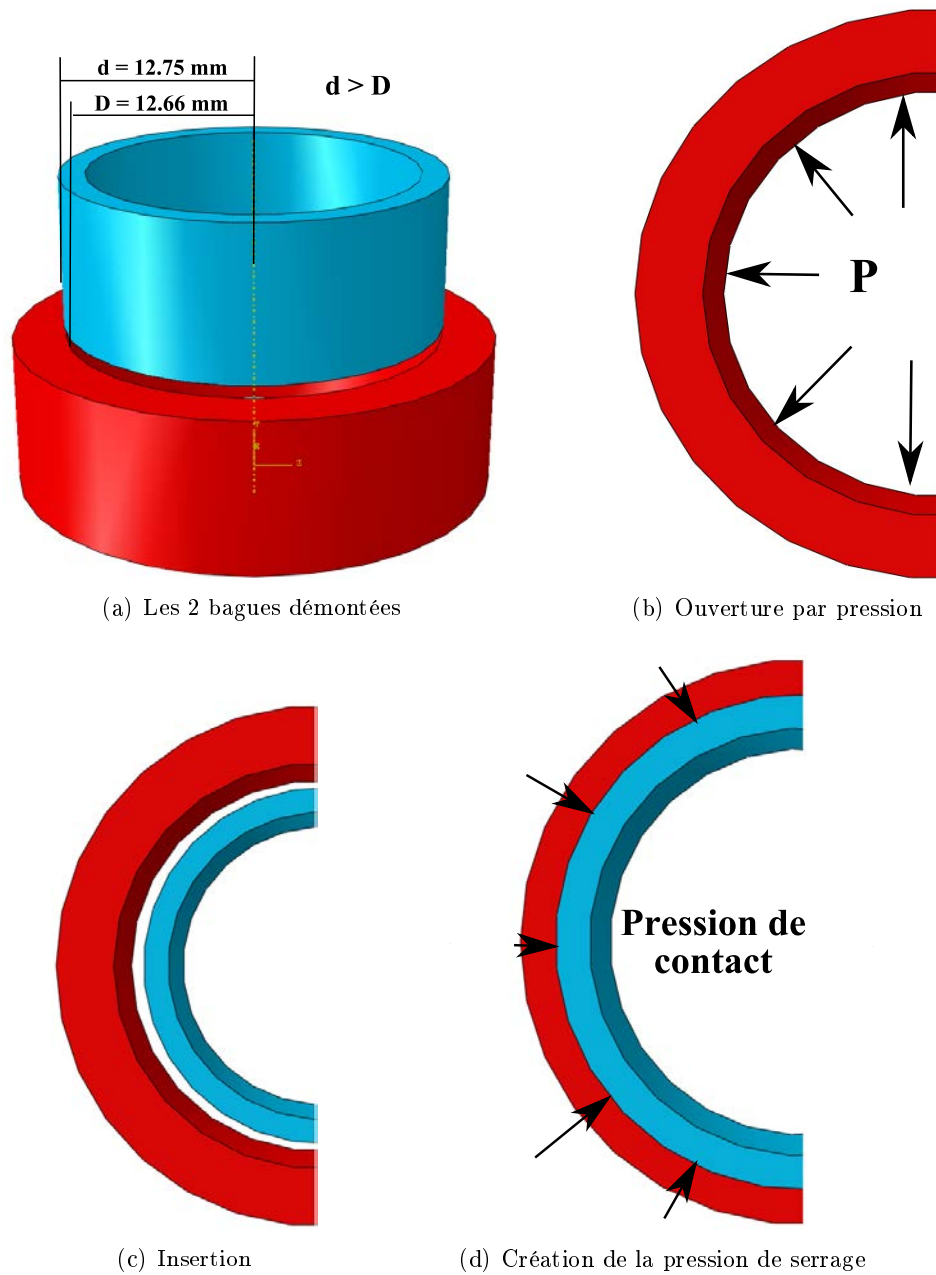


FIGURE 5.12 – Différentes étapes de la simulation

Les figures 5.14 (a) et (b) montrent les déformées de la bague en AMF après chargement mécanique et après chargement thermique respectivement. La diminution de la déformation est induite par la transformation inverse.

Par ailleurs, d'autres simulations ont été menées à différentes températures initiales pour vérifier l'activation de différents types de comportements des AMF à base fer. Les figures 5.15 , 5.17 et 5.16 montrent l'état de la fraction volumique de martensite f et du glissement plastique γ dans la bague en AMF à base fer avant et après chauffage. Globalement, la transformation de phase seule est activée à 20°C, uniquement la plasticité à 130°C et le couplage des deux

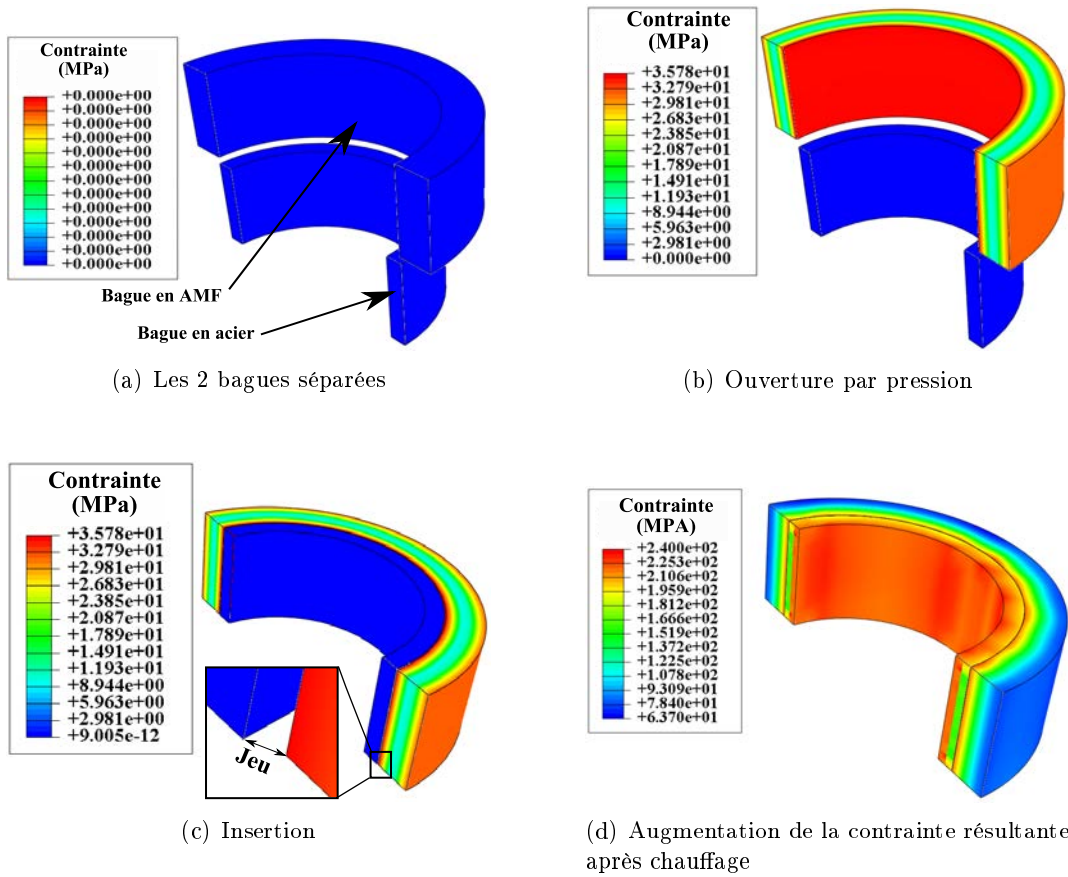


FIGURE 5.13 – État de contraintes équivalentes de von Mises lors de différentes étapes de la simulation

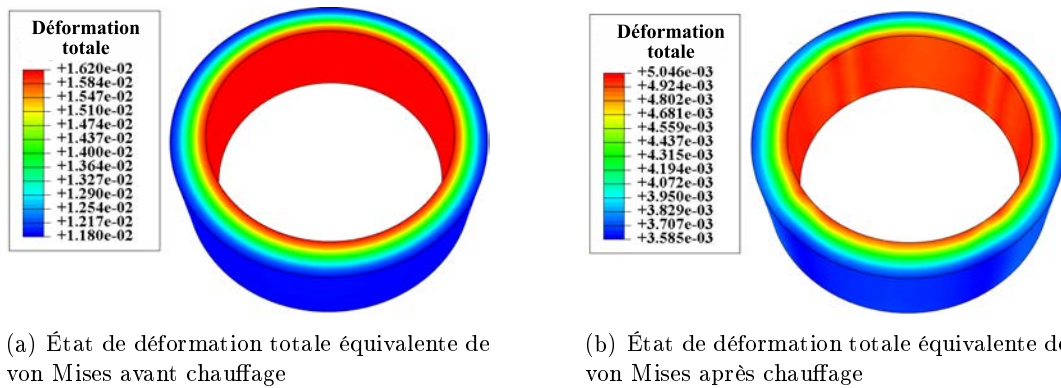


FIGURE 5.14 – Recouvrement de la déformation de transformation par chauffage

mécanismes à 50°C. Le chauffage permet d'activer la transformation inverse et de récupérer la déformation de transformation. A 20°C, une quantité de martensite reste non transformée malgré le chauffage jusqu'à 1000°C. Ceci est dû à un état de contraintes élevé dans la bague en AMF à base fer induit par le serrage, et donc les conditions d'activation de la transformation inverse ne sont plus vérifiées.

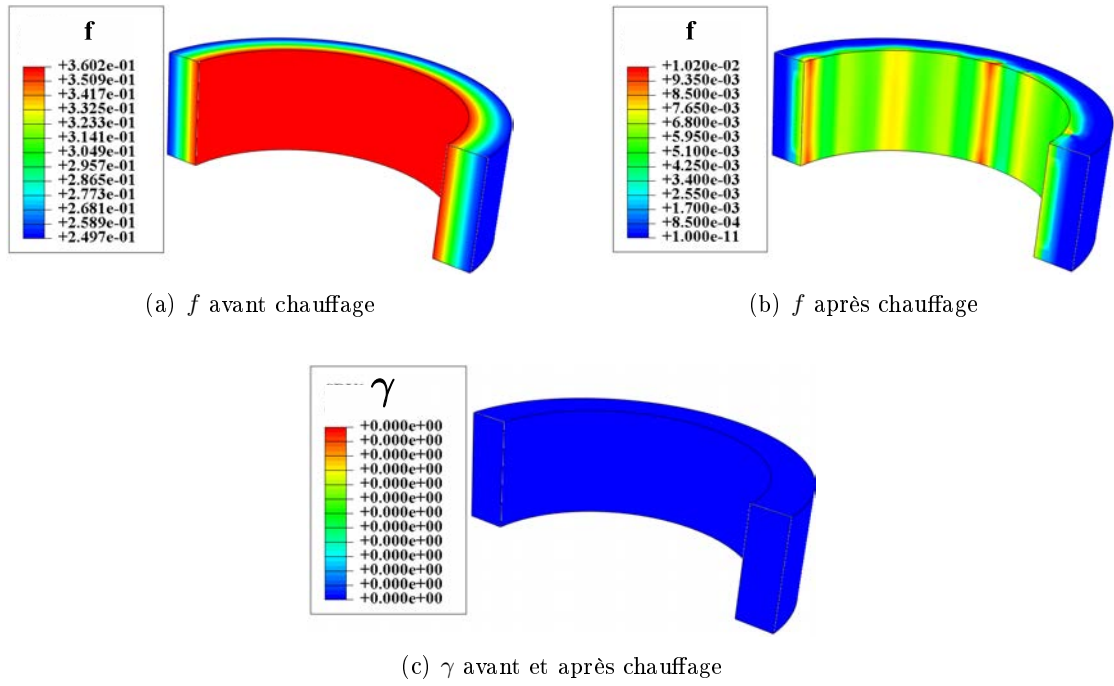


FIGURE 5.15 – f et γ avant et après chauffage (T initiale = 20°C)

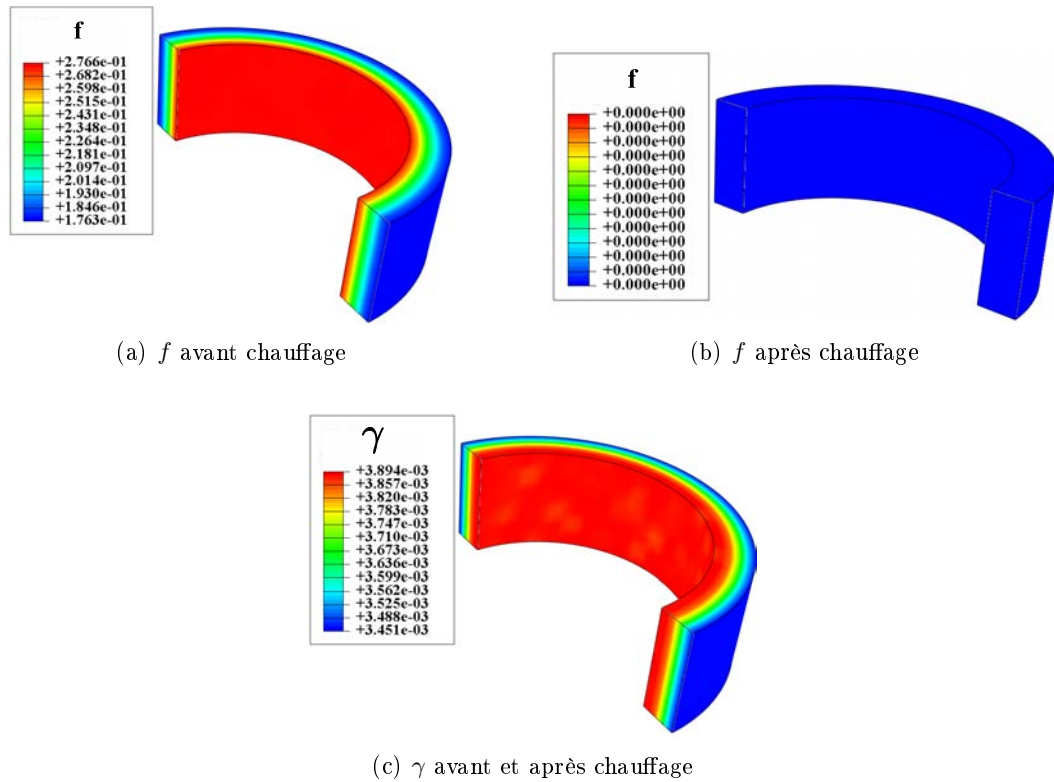


FIGURE 5.16 – f et γ avant et après chauffage (T initiale = 50°C)

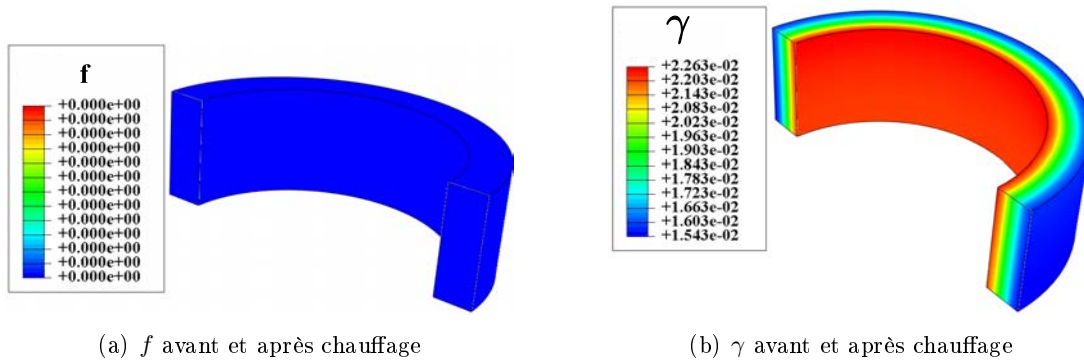


FIGURE 5.17 – f et γ avant et après chauffage (T initiale = 130°C)

La figure 5.18 montre, en un seul point d'intégration, l'évolution de f et γ lors de différentes étapes de la simulation à 50°C . Au cours du chauffage, γ reste constante, alors que f diminue jusqu'à transformation de toute la martensite en austénite.

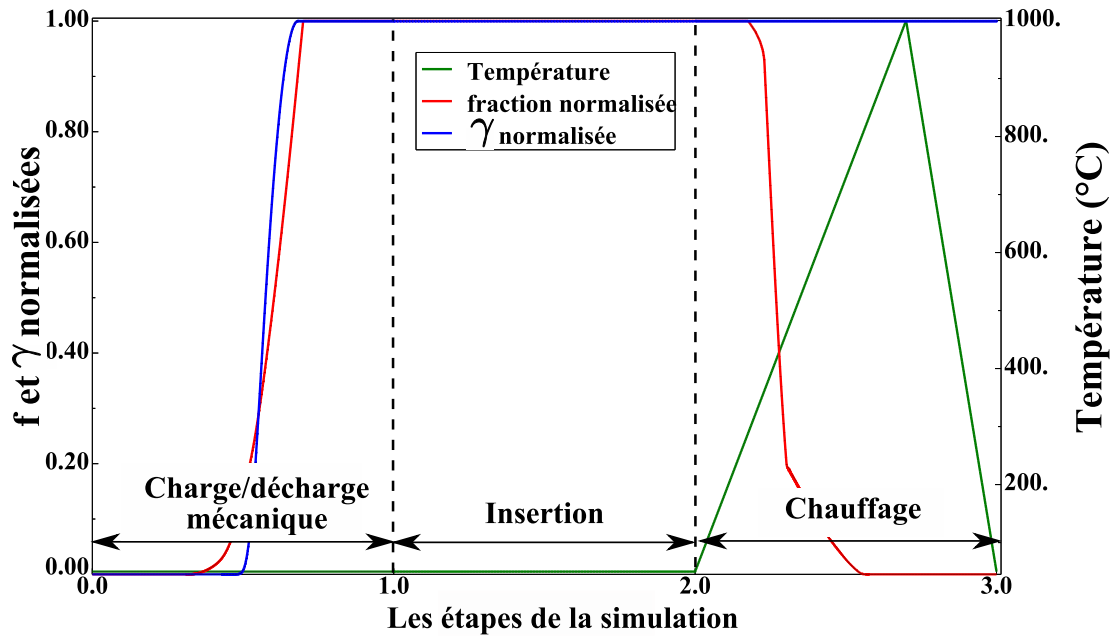


FIGURE 5.18 – Évolution de f/f_{max} et γ/γ_{max} lors de différentes étapes de chargement (T initiale = 50°C)

Finalement, la figure 5.19 montre l'évolution de la pression de serrage avec la température. Cette pression augmente linéairement à partir du moment de contact entre les deux bagues, jusqu'à atteindre une valeur maximale marquant la fin de la transformation inverse. Cette pression reste constante lors du refroidissement. Il en ressort que si la déformation inélastique est induite uniquement par la plasticité irréversible (comme c'est le cas à 130°C), alors la pression entre les deux bagues reste nulle et il n'y a pas de serrage. Le système de serrage par bague en AMF à base fer est donc exploitable seulement dans le cas où toute, ou une partie de, la déformation inélastique est induite par transformation de phase. La quantité de martensite formée est récupérée totalement (comme c'est le cas à 50°C) ou partiellement (comme c'est le cas à 20°C) donnant

naissance à une pression de serrage.

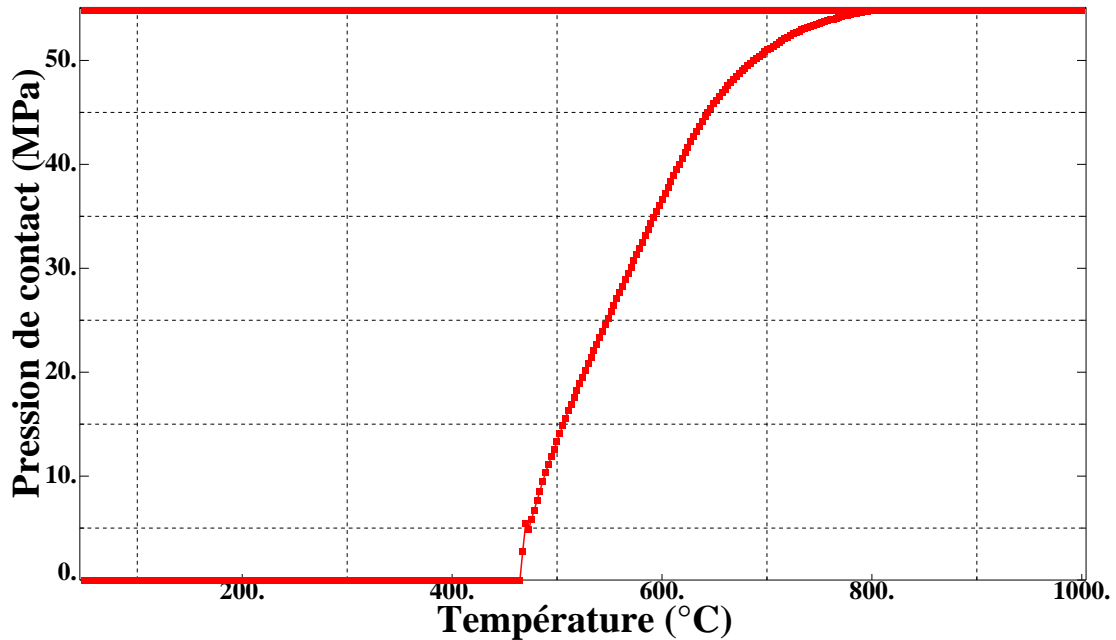


FIGURE 5.19 – Évolution de la pression de serrage avec la température pour les AMF à base fer

La figure 5.20 montre une comparaison entre les hystérésis des AMF à base de NiTi et base fer, l'effet important de cette hystérésis thermique est constaté principalement lors du refroidissement. La figure 5.21 montre l'évolution de la pression de serrage en fonction de la température pour un système utilisant une bague en AMF à base de NiTi. Pour ce type d'alliage, la pression diminue lors du refroidissement et la perte est très importante, voire totale dans certaines conditions. Cette figure montre une perte de 40% de la pression maximale, après un refroidissement à 50°C, alors que dans le cas de la bague en AMF à base fer, la pression maximale reste constante après refroidissement à la température ambiante. Ceci est obtenu grâce à la large hystérésis thermique puisque l'écart entre les températures de transformation martensitique directe et de transformation inverse est inférieur à 40°C (entre 20°C et 40°C) pour les NiTi, alors qu'il est de l'ordre de 170°C (entre 150 et 270°C) pour la famille des alliages ferreux. De plus, pour activer la création des variantes de martensite thermiquement, il faudrait refroidir en dessous de la température de début de transformation martensitique M_s qui est négative (entre -20 et -40°C). Pratiquement, il n'y a donc pas de risque d'activation de la transformation lors du refroidissement à la température ambiante.

5.3.3 Étude d'une éclisse en AMF à base fer pour jonction de rails

5.3.3.a Solution industrielle

Dans cette section, nous allons simuler le comportement d'une deuxième application industrielle exploitant les spécificités des AMF à base fer, et ceci dans le secteur du guidage de ponts roulants. Il s'agit d'une plaque de jonction de rails. Ce système est conçu et fabriqué par la même société japonaise AWAJI. Il a été testé pendant plus de 4 ans et a donné des bons résultats. En

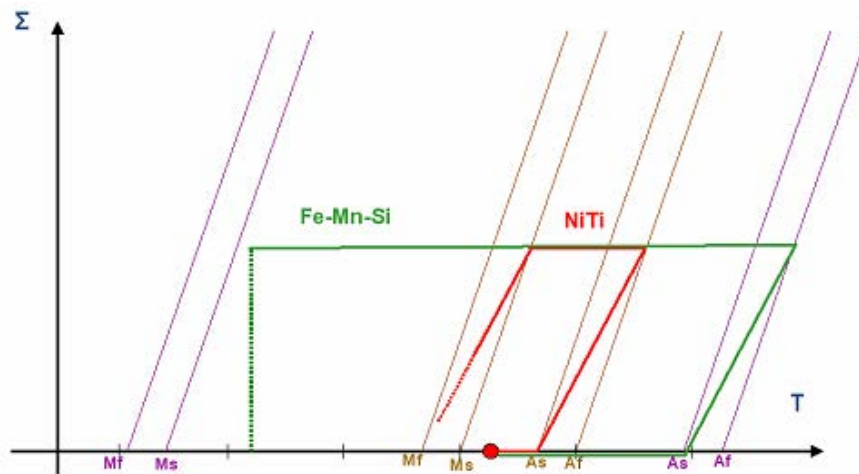


FIGURE 5.20 – Comparaison des hystérésis thermiques des AMF à base fer et à base de NiTi

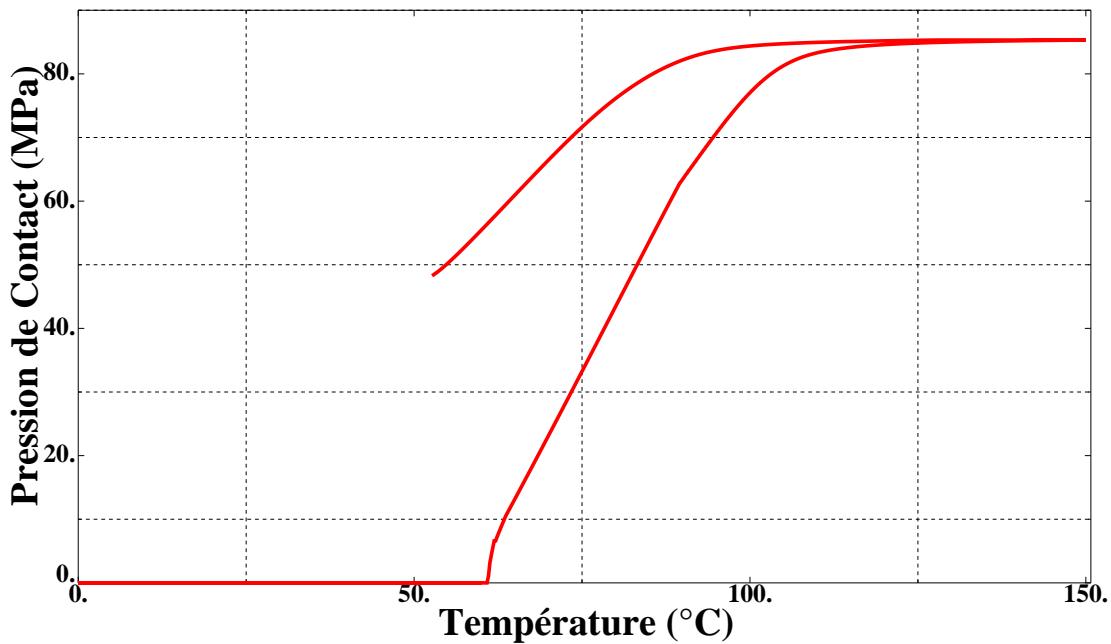


FIGURE 5.21 – Évolution de la pression de serrage avec la température pour les AMF à base de NiTi

effet, la méthode classique utilisée pour assembler deux rails consiste à utiliser une plaque en acier et des boulons. Lors du fonctionnement, les multiples passages des ponts roulants, chargés et en vibration permanente sont à l'origine du desserrage des boulons et la création d'un jeu entre les surfaces de contact des rails. Ce jeu ne cesse d'augmenter jusqu'à atteindre des niveaux très dangereux. Le résultat final de cette augmentation du jeu est soit la rupture de la plaque, soit le déraillement, soit une opération d'intervention coûteuse (main d'oeuvre, temps d'arrêt de circulation, temps de réglage de la position par rapport aux trous des boulons, coût des plaques à changer). L'idée des chercheurs japonais est de remplacer la plaque en acier par une autre du même coût offrant la possibilité de récupérer le jeu sans difficulté. L'AMF à base fer est le

meilleur candidat grâce à son faible coût, son effet mémoire de forme et sa large hystérésis. Le système en position réelle est présenté sur la figure 5.22 et les plaques sont montrées sur la figure 5.23 ([51]). Le poids d'une seule plaque est de l'ordre de 10 kg ([1]).

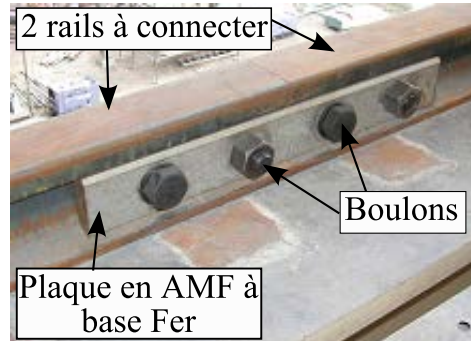


FIGURE 5.22 – Système assemblé, d'après [1]

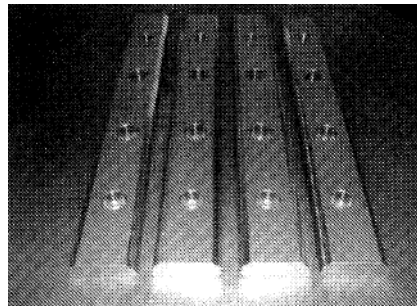


FIGURE 5.23 – Éclisses pour assembler les rails, d'après [51]

5.3.3.b Cycle de fonctionnement

La figure 5.24 montre les différentes étapes de l'installation et du fonctionnement de cette application industrielle. La plaque est initialement en état austénitique et de longueur l . Un chargement de traction est appliqué pour augmenter sa longueur de Δl ($\Delta l > \text{jeu}$). Cet allongement est induit par transformation de phase de l'austénite en martensite avec ou sans plasticité. Après décharge, la plaque est en état martensitique. L'assemblage est effectué par les 4 boulons qui sont répartis de la manière suivante : les boulons numéros 1 et 4 jouent le rôle de la transmission de l'effort de recouvrement de la plaque aux rails après l'activation de transformation inverse, alors que les deux autres (2 et 3) sont présents pour assurer le guidage en translation et éviter les risques de flexion (figure 5.24). La dernière étape est l'application d'un chauffage sur la plaque à l'aide d'un chalumeau par exemple, jusqu'à activer la transformation inverse. Après le recouvrement de la déformation de transformation, la longueur de la plaque diminue en essayant de reprendre sa longueur initiale l . L'effort de recouvrement est transmis de la plaque aux rails par l'intermédiaire des boulons. Il est à l'origine d'un mouvement de translation des deux rails sur le même axe mais dans des sens inverses. Par conséquent, le jeu disparaît et les surfaces des rails entrent en contact. Une pression de contact est créée entre les deux surfaces latérales des rails, en fonction de la différence entre l'allongement Δl et le jeu. Il est alors nécessaire d'estimer la pression de serrage optimale permettant de maintenir les deux rails en contact au cours du

fonctionnement sans pour autant induire un état de contraintes trop important, qui provoque une déformation plastique. En effet, cette plastification est préjudiciable pour le bon fonctionnement du système.

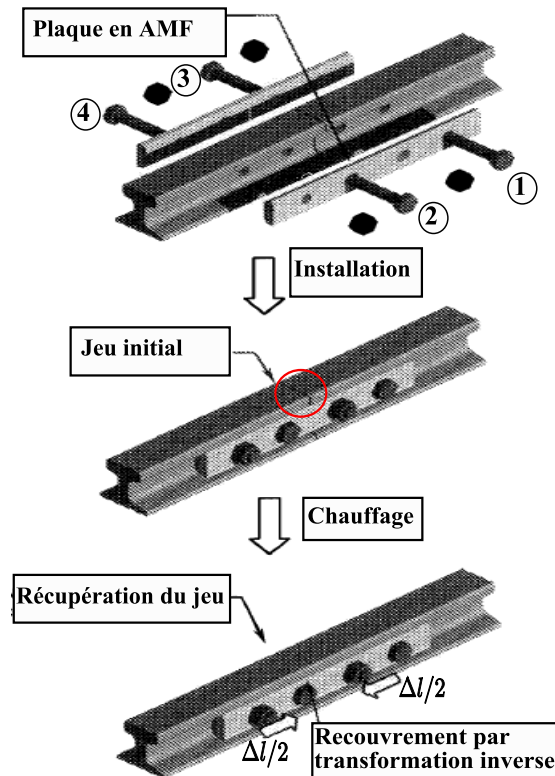


FIGURE 5.24 – Cycle de fonctionnement, d’après [51]

5.3.3.c Simulation par éléments finis du comportement du système de serrage

Dans l’objectif de simuler par éléments finis les mêmes conditions de fonctionnement de la plaque, nous avons adopté la géométrie et les dimensions réelles ([51]) indiquées sur la figure 5.25. Les figures 5.26 montrent les 2 rails et la plaque séparés puis assemblés. Les propriétés matériau utilisées pour la plaque sont celles du matériau AMFe-3 (voir table 4.6)([3]). Un comportement du type élastique classique est attribué aux rails. Les propriétés matériau utilisées sont données par le tableau 5.2. Des conditions aux limites de symétrie suivant le plan longitudinal (XY) sont appliquées pour réduire la taille du modèle. La structure est maillée par 1600 éléments de type C3D8R, avec un raffinement dans les zones de contact entre les 2 rails et entre les rails et la plaque. La simulation est effectuée en deux étapes, chacune étant consacrée à un type de chargement : traction sur la plaque seule pour la première étape afin d’augmenter sa longueur de Δl , et chauffage lors de la deuxième étape pour recouvrir une partie ou toute la déformation inélastique (déformation de transformation). La température maximale atteinte après chauffage est de 1000°C, suivie d’un refroidissement à température ambiante. Le chargement, le maillage, les conditions aux limites ainsi que le jeu imposé sont présentés sur la figure 5.27. Un contact collant de type "Tie" est appliqué entre la plaque en AMF et les rails au début de la deuxième étape. Ce type d’interaction remplace le rôle des boulons, puisque avec ce contact la plaque reste solidaire aux rails.

TABLE 5.2 – Propriétés matériau des rails

E (MPa)	ν
210 000	0.3

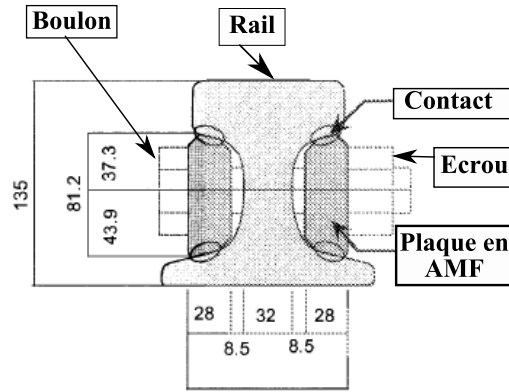


FIGURE 5.25 – Dimensions réelles (mm), d'après [51]

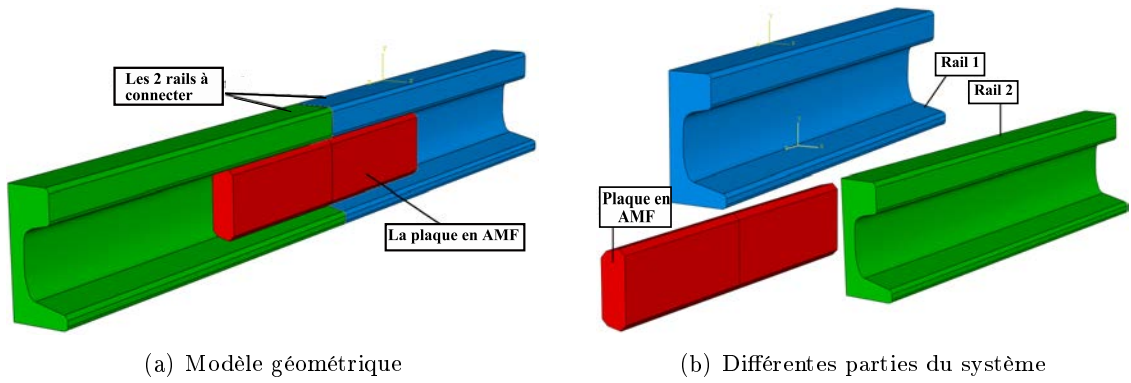


FIGURE 5.26 – Système de serrage

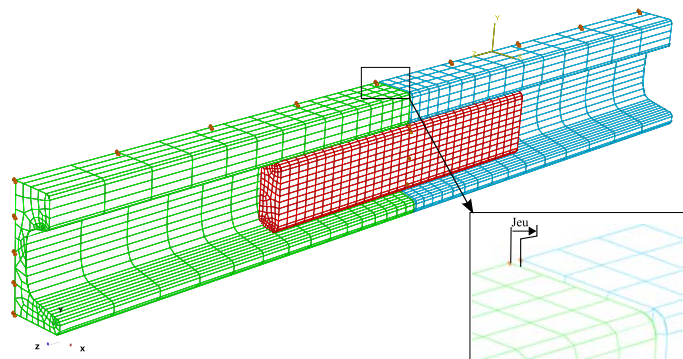


FIGURE 5.27 – Maillage et conditions aux limites

5.3.3.d Résultats et discussion

La figure 5.28 montre la répartition des contraintes équivalentes de von Mises dans la plaque après charge/décharge mécanique comparé à la distribution après chauffage (figure 5.29). La comparaison montre une augmentation des contraintes dans les zones de liaison avec les rails. Cette augmentation est le résultat du recouvrement de la déformation de transformation. Ces zones très sollicitées jouent le rôle des zones de contact entre les boulons et la plaque d'une part, et les boulons et les rails d'autre part, dans la structure réelle.

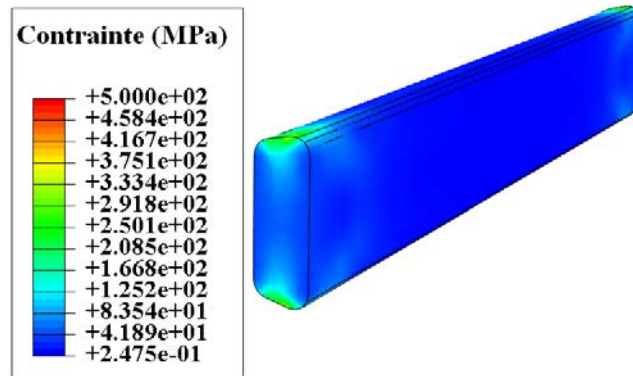


FIGURE 5.28 – Distribution de la contrainte équivalente de von Mises avant chauffage

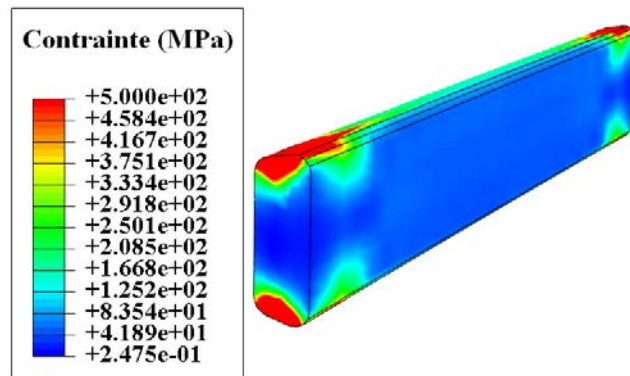


FIGURE 5.29 – Distribution de la contrainte équivalente de von Mises après chauffage

L'état de déformation sur la plaque après chargement mécanique se traduit par un allongement de Δl . L'allongement a lieu dans le sens longitudinal de la plaque (figure 5.30). La déformation correspondante est induite par transformation de phase, avec ou sans plasticité.

La quantité de martensite ainsi créée est montrée sur la figure 5.31. Cette figure montre aussi le jeu imposé entre les deux rails. La figure 5.32 montre la disparition de toute la martensite après chauffage et donc le recouvrement de toute la déformation de transformation après l'activation de la transformation inverse de la Martensite en Austenite. Ainsi, le jeu disparaît, et les deux rails sont en contact.

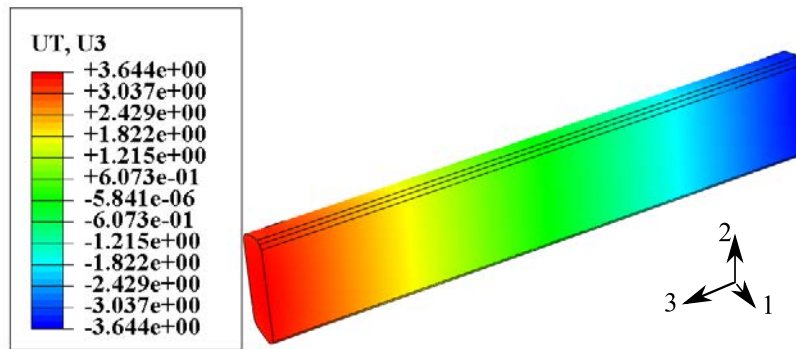


FIGURE 5.30 – Allongement de la plaque après chargement mécanique (mm)

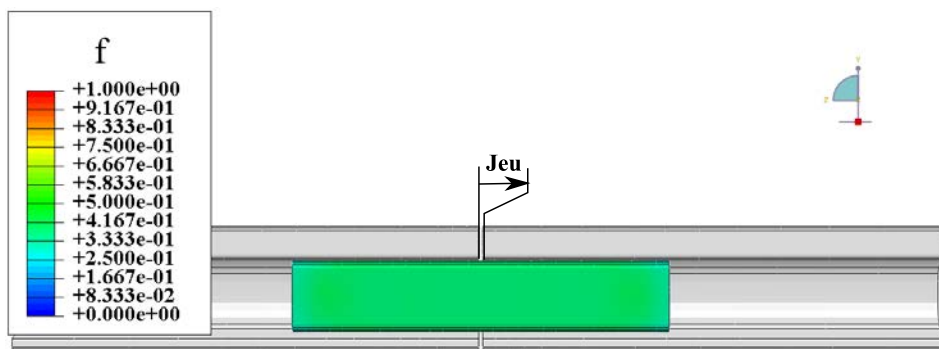


FIGURE 5.31 – Distribution de la fraction volumique de martensite dans la plaque avant chauffage

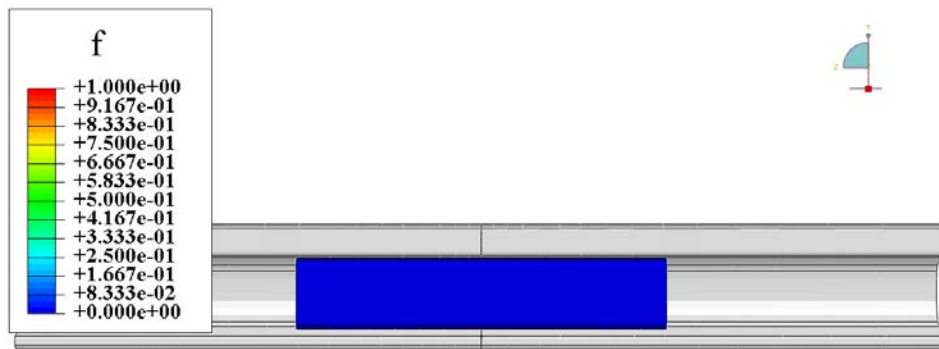


FIGURE 5.32 – Distribution de la fraction volumique de martensite dans la plaque après chauffage

La courbe (figure 5.33) montre l'évolution de la fraction volumique de martensite avec la température en un seul point de la plaque. La valeur maximale est atteinte après chargement mécanique à température initiale constante. Nous pouvons diviser cette courbe en trois domaines. Lors de la première phase (zone 1), la température augmente sans effet sur la fraction de martensite. Le début de la deuxième phase (zone 2) marque l'activation de la transformation inverse. La déformation recouverte sert à rattraper le jeu. A la fin de ce domaine, le jeu devient nul et les deux surfaces entrent en contact. Le point de changement de pente marque le début de contact entre les deux rails. Le recouvrement n'est plus libre (zone 3), et la quantité de martensite restante après récupération du jeu, induit une pression de contact entre les deux surfaces de rails.

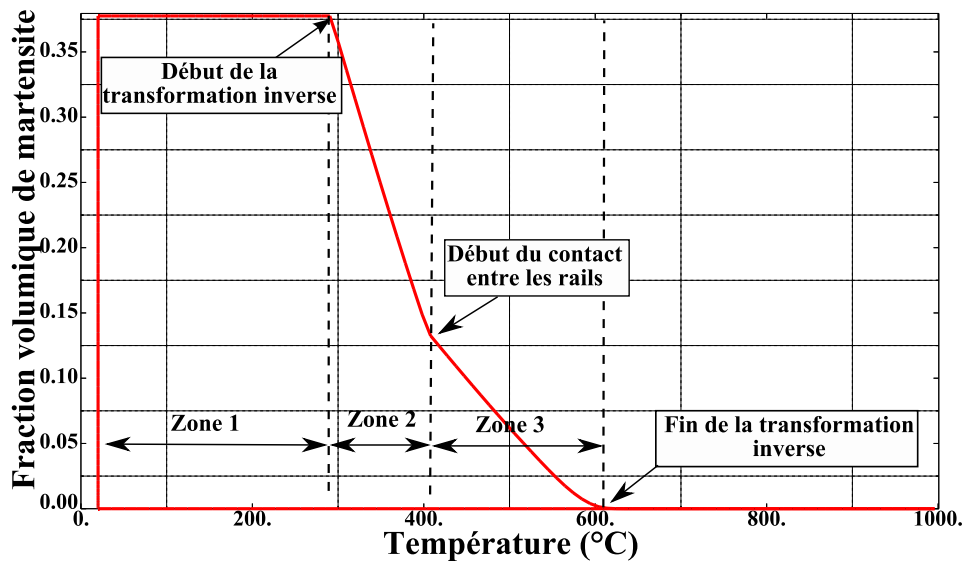


FIGURE 5.33 – Évolution de la fraction de martensite en fonction de la température

La figure 5.34 montre les isovaleurs de la pression de contact sur la section latérale d'un rail. Avec cette pression, les deux rails sont maintenus en contact pour une longue période, puisqu'elle compense l'effet de vibration lors du passage du pont roulant sur les rails. L'avantage de ce type d'alliage est que la récupération du jeu devient plus facile et ne nécessite pas une longue intervention. Il suffit de chauffer la plaque jusqu'à dépasser la température de fin de la transformation inverse. D'autre part, la large hystérésis des AMF à base fer empêche la réactivation de la transformation lors du refroidissement. La figure 5.35 montre l'évolution de la pression de contact avec la température en un seul point (le point A sur la figure 5.34). La valeur maximale, atteinte à la fin du chauffage, reste constante lors du refroidissement à température ambiante.

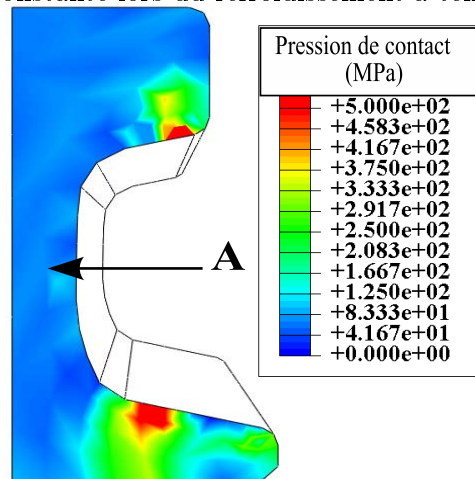


FIGURE 5.34 – Répartition de la pression de contact au niveau de la section du rail

Étant donné que la déformation de recouvrement se décompose en une partie qui sert à récupérer le jeu et une seconde qui induit une pression de contact, nous avons étudié l'effet du jeu imposé initialement sur cette pression. Cinq valeurs de jeu ont été imposées (0.2, 1.2, 2.2, 3.2 et 4.2 mm). La courbe (figure 5.36) montre que la pression de contact diminue linéairement

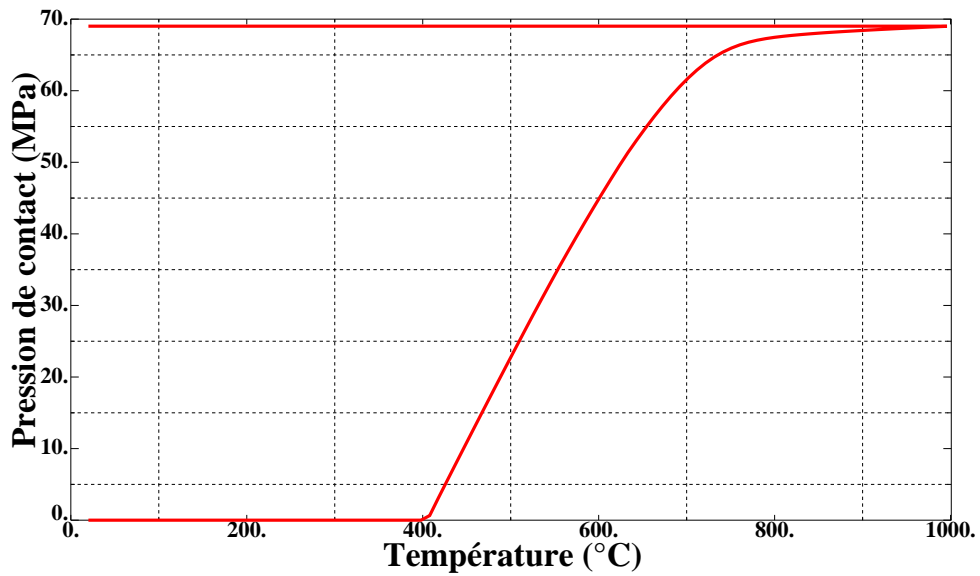


FIGURE 5.35 – Évolution de la pression de contact en fonction de la température au point A (figure 5.34)

avec l'augmentation du jeu. Ceci peut être expliqué par le fait que plus le jeu est important plus il y a besoin de transformation inverse pour le recouvrir. La quantité de martensite restante et induisant un recouvrement sous contrainte est par conséquent de plus en plus faible. Si l'allongement de la plaque est de $\Delta l > jeu$, alors :

$$\Delta l = jeu + d \quad (5.4)$$

avec d l'allongement restant après récupération du jeu, qui est proportionnel à la pression de contact. Donc plus d est grand plus la pression est importante. Ce résultat est, qualitativement, en parfaite cohérence avec les résultats expérimentaux de [51] (figure 5.37).

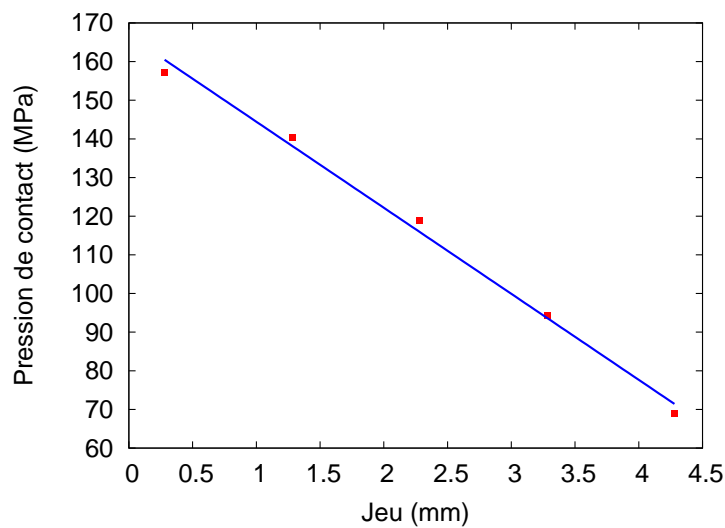


FIGURE 5.36 – Effet du jeu initial sur la pression de contact (résultats numériques)

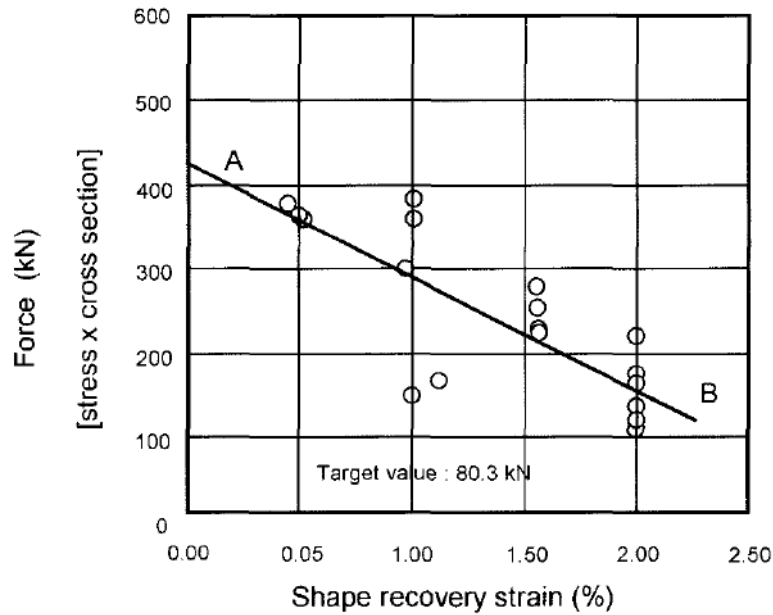


FIGURE 5.37 – Effet du jeu initial sur la pression de contact (résultats expérimentaux), d’après [51]

5.4 Conclusion

Dans ce chapitre, l’implémentation dans le code éléments finis Abaqus du modèle de comportement des AMF à base fer, développé dans le cadre de ces travaux, a été validée sur un état de contraintes hétérogène. La réponse de structures de géométries complexes avec un chargement thermomécanique est simulée. Il s’agit de deux applications industrielles exploitant les caractéristiques des AMF à base fer. La première est un système de serrage par bague en AMF à base fer utilisé dans le secteur pétrolier. La deuxième est une éclisse de jonction de rails utilisée pour les rails des ponts roulants. Les résultats numériques montrent d’une part, la capacité du modèle à reproduire le comportement de ces applications, et d’autre part, les avantages à utiliser ce type d’alliage comme la large hystérésis.

Globalement, le modèle donne des résultats prometteurs pour le calcul de structures. Ceci permet d’envisager de nouvelles études de solutions industrielles en AMF à base fer.

Conclusion générale

Les alliages à mémoire de forme (AMF) à base fer deviennent de plus en plus demandés dans diverses applications industrielles de grandes dimensions, notamment dans les secteurs pétrolier, ferroviaire et du génie civil. L'intérêt des AMF à base fer est leur faible coût et leur effet mémoire de forme relativement bon. Cependant, les études expérimentales de ce matériau dans des conditions de chargement extrêmes (haute température et/ou haut niveau de changement mécanique) sont insuffisantes et ne répondent pas à toutes les questions qui pourraient être posées à ce sujet. Par ailleurs, les modèles existants des comportements des AMF à base fer manquent de finesse dans leurs descriptions des non linéarités de comportements, des interactions inter-granulaire et intra-granulaire, de la prédiction de la transformation inverse et la généralisation en 3D pour pouvoir simuler le comportement des structures de géométries complexes sous chargement thermomécanique hétérogène.

L'objectif de ces travaux était, d'une part d'essayer d'apporter une contribution à la compréhension des comportements des AMF à base fer par des essais de chargement thermomécanique, et d'autre part, de construire une loi de comportement qui tient compte de toutes les spécificités de ce type d'AMF comme le couplage entre la plasticité et la transformation de phase et également la variation du type de comportement avec la température.

La première partie des travaux de cette thèse s'est focalisée sur la caractérisation expérimentale d'un AMF à base fer. Tout d'abord, des analyses DSC nous ont permis de déterminer les températures de transformation martensitique directe et inverse. Par la suite, des essais de traction avec chargement incrémental ont été effectués à différentes températures initiales, chaque cycle étant composé d'une boucle charge-décharge-chauffage. Le chauffage permet d'activer la transformation inverse et par conséquent, de récupérer toute la déformation de transformation. La déformation rémanente après chauffage est alors induite uniquement par glissement plastique. On en a déduit qu'à basse température, seule la transformation s'activait à bas niveau de chargement, et que la plasticité pouvait s'activer couplée avec la transformation si le chargement augmentait. A haute température, c'est la plasticité qui s'activait en premier suivie par un très faible taux de transformation à haut niveau de chargement (>420 MPa). Il a été également montré que les contraintes critiques d'activation de deux mécanismes dépendent fortement de la température initiale. En effet, la contrainte critique d'écoulement plastique diminue linéairement avec la température, alors que la contrainte critique de transformation augmente linéairement avec cette dernière jusqu'à la température M_s^σ à partir de laquelle elle semble évoluer d'une manière non linéaire.

Les courbes d'évolution des deux déformations inélastiques en fonction de la déformation totale ont montré que la plasticité, une fois activée, freine de manière drastique la formation de nouvelles variantes de martensite.

Le deuxième volet d'essais a porté sur des éprouvettes obtenues par laminage ce qui a comme effet la génération d'un état de pré-déformation plastique à l'intérieur du matériau. Par consé-

quent, toutes les contraintes critiques (de transformation et de plasticité) ont été augmentées et ce de manière beaucoup plus importante sur les contraintes d'écoulement plastique que sur les contraintes de transformation. Ceci nous a confirmé l'effet positif du laminage sur les performances des AMF à base fer. En effet, plus l'activation de la plasticité est tardive au cours du chargement mécanique plus l'effet mémoire de forme est meilleur.

La deuxième partie de ces travaux portait sur la construction d'un modèle de comportement des AMF à base fer destiné au calcul de structures. Le modèle est basé sur les résultats expérimentaux des essais menés dans la première partie de ces travaux. Il est bâti dans un cadre énergétique thermodynamique, avec une description microscopique des différents mécanismes au niveau d'un volume élémentaire représentatif. Deux variables internes ont été choisies, la fraction volumique de martensite et le taux de plasticité. Les interactions inter-granulaires et intra-granulaires (interactions entre les variantes de martensite, entre les systèmes de glissement et entre les systèmes de glissement et les variantes de martensite) sont exprimées par des fonctions traduisant la non linéarité de ces interactions constatée expérimentalement. L'évolution des contraintes critiques de plasticité et de transformation avec la température a été introduite également. Enfin, nous avons intégré un critère pour la transformation inverse, qui peut s'activer lors du chauffage. Des simulations de cas de chargement uniaxial, ont permis de valider la loi développée. La comparaison entre les résultats numériques et expérimentaux montre que le modèle de comportement prédit fidèlement les différents types de comportement des AMF à base fer.

Finalement, ce modèle a été implémenté dans le code de calcul par éléments finis Abaqus via la subroutine UMAT. La résolution du système d'équations est effectuée par la méthode itérative de Newton-Raphson. Avec cet outil numérique, nous avons pu simuler avec succès le comportement des structures industrielles de géométries complexes sous des chargements thermomécaniques hétérogènes. Ceci a permis de valider le schéma d'intégration implicite et la cohérence des modules tangents. Les résultats numériques prouvent la capacité et la robustesse du modèle développé ainsi que son implémentation.

Néanmoins, des améliorations pourront être introduites dans le modèle proposé afin de prédire plus fidèlement le comportement des AMF à base fer. Des phénomènes observés expérimentalement comme la pseudo-élasticité devraient être intégrés dans le modèle de comportement. De plus, l'augmentation fortement non linéaire de la contrainte critique de transformation à hautes températures freine de manière drastique la formation de martensite sous contrainte à ce niveau de température. Il faudrait donc apporter les améliorations au modèle permettant de tenir compte de ce phénomène. D'après les essais sous chargement cyclique, nous avons constaté également une variation de la réponse du matériau d'un cycle à l'autre dans le cas où la plasticité est active. Cette variation des propriétés matériau en fonction du taux de plasticité affecte clairement le comportement d'AMF à base fer. Cet aspect nécessite d'une part, d'enrichir la base de données expérimentale par des essais de chargement thermomécanique avec chauffage lent permettant ainsi d'étudier soigneusement l'effet de l'augmentation du taux de plasticité sur les propriétés matériau, et d'autre part d'intégrer cet effet dans la formulation du modèle afin de prédire fidèlement la réponse au chargement cyclique. Par ailleurs, nous proposons également la re-formulation du modèle dans le cadre des transformations finies, ce qui permettrait une meilleure exploitation pour des calculs de structures sollicitées par de grandes déformations (où la déformation dépasse 15%). Ces améliorations permettront de tenir compte de toutes les spécificités de comportement des AMF à base fer et d'ouvrir les portes sur d'éventuelles applications afin d'exploiter industriellement au mieux les propriétés intéressantes de ce type d'alliage.

Bibliographie

- [1] Awaji. Characteristics and applications of Fe-Mn-Si-based shape memory alloys. Technical report, 2008. http://www.awaji-m.jp/english/r_and_d/pdf/memory_alloy.pdf.
- [2] A. Baruj. Improvement of shape memory properties of NbC containing Fe-Mn-Si based shape memory alloys by simple thermomechanical treatments. *Materials Science and Engineering A*, 378 :333 – 336, 2004.
- [3] A. Baruj, G. Bertolino, and H.E. Troini. Temperature dependence of critical stresses and pseudoelasticity in a Fe-Mn-Si-Cr pre-rolled alloy. *Journal of alloys and compounds*, 2010.
- [4] A. Baruj, A. Fernandez Guillermet, and M. Sade. Effects of thermal cycling and plastic deformation upon the Gibbs energy barriers to martensitic transformation in Fe-Mn and Fe-Mn-Co alloys. *Materials Science and Engineering A*, 273 - 275 :507 – 511, 1999.
- [5] A. Baruj, T. Kikuchi, and S. Kajiwara. TEM observation of the internal structures in NbC containing Fe-Mn-Si-based shape memory alloys subjected to pre-deformation above room temperature. *Materials Science and Engineering A*, 378 :337 – 342, 2004.
- [6] A. Baruj and H.E. Troiani. The effect of pre-rolling Fe-Mn-Si-based shape memory alloys : Mechanical properties and transmission electron microscopy examination. *Materials Science and Engineering A*, 481 - 482 :574 – 577, 2008.
- [7] N. Bergeon, G. Guenin, and C. Esnouf. Characterization of the stress-induced ε martensite in a Fe-Mn-Si-Cr-Ni shape memory alloy : microstructural observation at different scales, mechanism of formation and growth. *Materials Science and Engineering A*, 238 :309 – 316, 1997.
- [8] N. Bergeon, G. Guenin, and C. Esnouf. Microstructural analysis of the stress-induced ε martensite in a Fe-Mn-Si-Cr-Ni shape memory alloy : Part I - calculated description of the microstructure. *Materials Science and Engineering A*, 242 :77 – 86, 1998.
- [9] N. Bergeon, G. Guenin, and C. Esnouf. Microstructural analysis of the stress-induced ε martensite in a Fe-Mn-Si-Cr-Ni shape memory alloy Part II : Transformation reversibility. *Materials Science and Engineering A*, 242 :87 – 95, 1998.
- [10] T. Bouraoui. *Transformations martensitiques suivies par mesure de résistance électrique et de plasticité de transformation. Conception et réalisation des appareils. Applications aux aciers à mémoire de forme de la gamme Fe-Mn-Si*. Thèse de doctorat, Université Pierre et Marie Curie (Paris 6), 1996.
- [11] T. Bouraoui. *Influence de l'instabilité microstructurale sur le comportement thermomécanique et la mise en forme des aciers : Analyse Physique, Durabilité, Modélisation et Optimisation*. Mémoire d'habilitation universitaire, Université de Sfax, 2008.
- [12] T. Bouraoui, F. Jemal, and T. Ben Zineb. Tensile properties of a Fe-32Mn-6Si shape memory alloy. *Strength of Materials*, 40 :203 – 209, 2008.

- [13] N. Van Caenegem, L. Duprez, K. Verbeken, D. Segers, and Y. Houbaert. Stresses related to the shape memory effect in Fe-Mn-Si-based shape memory alloys. *Materials Science and Engineering A*, 481 - 482 :183 – 189, 2008.
- [14] A. Charfi, T. Bouraoui, M. Feki, C. Bradai, and B. Normand. Surface treatment and corrosion behaviour of Fe-32Mn-6Si shape memory alloy. *C. R. Chimie*, 12 :270 – 275, 2009.
- [15] Y. Chemisky. *Modélisation du comportement macroscopique des alliages à mémoire de forme - Application aux matériaux composites*. Thèse de doctorat, Université Paul Verlaine de Metz, 2009.
- [16] Y. Chemisky, A. Duval, E. Patoor, and T. Ben Zineb. Constitutive model for shape memory alloys including phase transformation, martensitic reorientation and twins accommodation. *Mechanics of Materials*, 43 :361 – 376, 2011.
- [17] Wai-Fah Chen. *Constitutive Equations for Engineering Materials*, volume 2. Elsevier, netherlands - amsterdam edition, 1994.
- [18] M. Cherkaoui, M. Berveiller, and X. Lemoine. Couplings between plasticity and martensitic phase transformation : overall behavior of polycrystalline TRIP steels. *International Journal of Plasticity*, 16(10 - 11) :1215 – 1241, 2000.
- [19] C.Y. Chung, C. Shuchuan, and T.Y. Hsu (Xu Zuyao). Thermomechanical training behavior and its dynamic mechanical analysis in an Fe-Mn-Si shape memory alloy. *Materials Characterization*, 37 :227 – 236, 1996.
- [20] C. Collard. Simula+ project. <http://www.lpmm.fr/collard/simula%2B.html>.
- [21] A. Druker, A. Baruj, and J. Malarria. Effect of rolling conditions on the structure and shape memory properties of Fe-Mn-Si alloys. *materials characterization*, 61 :603 – 612, 2010.
- [22] A. Duval. *Modélisation du comportement thermomécanique d'alliages à mémoire de forme. Application au dimensionnement de micro-systèmes et extension en non local*. Thèse de doctorat, Université Henri Poincaré Nancy 1, Nancy France, 2009.
- [23] D. Entemeyer, E. Patoor, A. Eberhardt, and M. Berveiller. Strain rate sensitivity in superelasticity. *International Journal of Plasticity*, 16 :1269 – 1288, 2000.
- [24] E. Eskil and M. Ceylan. Characterization of phase transformations and shape memory behavior of Fe-27.79 Mn-2.72 Si (wt%) alloy by thermomechanical and thermal treatments. *J Mater Sci*, 44 :3633 – 3642, 2009.
- [25] X.O. Feng and Q. Sun. Shakedown analysis of shape memory alloy structures. *International Journal of Plasticity*, 23 :183 – 206, 2007.
- [26] Q. Gu, J. Van Humbeeck, and L. Delaey. A review on the martensitic transformation and shape memory effect in Fe-Mn-Si alloys. *Journal de Physique IV*, 4 :135 – 144, 1994.
- [27] G. Guénin. *Techniques de l'ingénieur*, chapter Alliages à mémoire de forme, pages M530 (1 – 14). 1995.
- [28] G. Guénin. Shape Memory and Pseudoelastic Properties of Fe-Mn-Si and Ti-Ni Based Alloys. *Journal de Physique IV*, C5 :467 – 476, 1997.
- [29] D.J. Hartl and D.C. Lagoudas. Constitutive modeling and structural analysis considering simultaneous phase transformation and plastic yield in shape memory alloys. *Smart Materials and Structures*, 18, 2009.
- [30] R. Hill. Elastic properties of reinforced solids : some theoretical principles. *J. Mech. Phys. Solids*, 46 :1379 – 1409, 1963.

-
- [31] I. Goliboroda (Holyboroda), K. Rusinko, and K. Tanaka. Description of an Fe-based shape memory alloy thermomechanical behavior in terms of the synthetic model. *Computational Materials Science*, 13 :218 – 226, 1999.
- [32] M. Huang, X. Gao, and L.C. Brinson. A multivariant micromechanical model for SMAs Part 2. Polycrystal model. *International Journal of Plasticity*, 16 :1371 – 1390, 2000.
- [33] F. Jemal. *Modélisation du comportement thermomécanique d'un alliage à mémoire de forme à base de Fer type Fe-Mn-Si*. Thèse de doctorat, Université Henri Poincaré Nancy 1, Nancy France et Université de Sfax, Sfax Tunisie, 2009.
- [34] F. Jemal, T. Bouraoui, T. Ben Zineb, E. Patoor, and Ch. Bradai. Modelling of martensitic transformation and plastic slip effects on the thermomechanical behaviour of Fe-based shape memory alloys. *Mech. Mater.*, 41(7) :849 – 856, 2009.
- [35] S. Kajiwara. Characteristic features of shape memory effect and related transformation behavior in Fe-based alloys. *Materials Science and Engineering A*, 273 - 275 :67 – 88, 1999.
- [36] S. Kajiwara and T. Kikuchi. Shape memory effect and related transformation behavior in Fe-Ni-C alloys. *Acta Metallurgica et Materialia*, 38 :847 – 855, 1990.
- [37] S. Kajiwara, D. Liu, T. Kikuchi, and N. Shinya. Remarkable improvement of shape memory effect in Fe-Mn-Si based shape memory alloys by producing NbC precipitates. *Scripta Materialia*, 44 :2809 – 2814, 2001.
- [38] M. Khaled, J. De Baerdemaeker, N. Van Caenegem, D. Segers, and Y. Houbaert. Influence of Carbon on the microstructure of a Fe-Mn-Si-Cr-Ni alloy. *JMEPEG*, 2009.
- [39] T. Kirindi, U. Sari, and M. Dikici. The effects of pre-strain, recovery temperature, and bending deformation on shape memory effect in an Fe-Mn-Si-Cr-Ni alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 475 :145 – 150, 2009.
- [40] V.G. Kouznetsova and M.G.D. Geers. A multi-scale model of martensitic transformation plasticity. *Mechanics of Materials*, 40 :641 – 657, 2008.
- [41] M. Koyama, T. Sawaguchi, and K. Tsuzaki. Si content dependence on shape memory and tensile properties in Fe-Mn-Si-C alloys. *Materials Science and Engineering A*, 528 :2882 – 2888, 2011.
- [42] E.P. Kwon, S. Fujieda, K. Shinoda, and S. Suzuki. Texture evolution and fcc/hcp transformation in Fe-Mn-Si-Cr alloys by tensile deformation. *Materials Science and Engineering A*, 527 :6524 – 6532, 2010.
- [43] D.C. Lagoudas and P.B. Entchev. Modeling of transformation-induced plasticity and its effect on the behavior of porous shape memory alloys. Part I : constitutive model for fully dense SMAs. *Mechanics of Materials*, 36 :865 – 892, 2004.
- [44] D.C. Lagoudas, P.B. Entchev, P. Popov, E. Patoor, L.C. Brinson, and X. Gao. Shape memory alloys, Part II : Modeling of polycrystals. *Mechanics of Materials*, 38 :430 – 462, 2006.
- [45] D.C. Lagoudas and B. Zhonghe. Thermomechanical modeling of polycrystalline SMAs under cyclic loading, Part II : material characterization and experimental results for a stable transformation cycle. *International Journal of Engineering Science*, 37 :1141 – 1173, 1999.
- [46] S. Leclercq and C. Lexcelent. A general macroscopic description of the thermomechanical behavior of the shape memory alloy. *J. Mech. Phys. Solids*, 44(6) :953 – 980, 1996.
- [47] H. Li, D. Dunne, and N. Kennon. Factors influencing shape memory effect and phase transformation behaviour of Fe-Mn-Si based shape memory alloys. *Materials Science and Engineering A*, 273 - 275 :517 – 523, 1999.

- [48] Y. Liu and D. Favier. Stabilisation of martensite due to shear deformation via variant reorientation in polycrystalline NiTi. *Acta Materialia*, 48 :3489 – 3499, 2000.
- [49] S. Manchiraju and P.M. Anderson. Coupling between martensitic phase transformations and plasticity : A microstructure-based finite element model. *International Journal of Plasticity*, 26 :1508 – 1526, 2010.
- [50] P. Marinelli, A. Baruj, S. Cotes, A. Fernandez Guillermet, and M. Sade. The γ - α' martensitic transformation in Fe-Mn and Fe-Mn-Co alloys : experiments, thermodynamic analysis and systematics of driving forces. *Materials Science and Engineering A*, 273 - 275 :498 – 502, 1999.
- [51] T. Maruyama, T. Kurita, S. Kozaki, K. Andou, S. Farjami, and H. Kubo. Innovation in producing crane rail fishplate using Fe-Mn-Si-Cr based shape memory alloy. *Materials Science and Technology*, 24 :908 – 912, 2008.
- [52] O. Matsumura, T. Sumi, N. Tamura, K. Sakao, T. Furukawa, and H. Otsuka. Pseudoelasticity in an Fe-28Mn-6Si-5Cr shape memory alloy. *Materials Science and Engineering A*, 279 :201 – 206, 2000.
- [53] K. Motomichi, S. Takahiro, O. Kazuyuki, K. Takehiko, and M. Masato. The effects of thermomechanical training treatment on the deformation characteristics of Fe-Mn-Si-Al alloys. *Materials Science and Engineering A*, 497 :353 – 357, 2008.
- [54] C. Niclaeys, T. Ben Zineb, S. Arbab-Chirani, and E. Patoor. Determination of the interaction energy in the martensitic state. *International Journal of Plasticity*, 18 :1619 – 1647, 2002.
- [55] F. Nishimura and K. Tanaka. Phenomenological analysis of thermomechanical training in an Fe-based shape memory alloy. *Computational Materials Science*, 12 :26 – 38, 1998.
- [56] F. Nishimura, N. Watanabe, and K. Tanaka. Transformation lines in an Fe-based shape memory alloy under tensile and compressive stress states. *Materials Science and Engineering A*, 221 :134 – 142, 1996.
- [57] F. Nishimura, N. Watanabe, and K. Tanaka. Analysis of uniaxial stress-strain-temperature hysteresis in an Fe-based shape memory alloy under thermomechanical loading. *Computational Materials Science*, 8 :349 – 362, 1997.
- [58] F. Nishimura, N. Watanabe, and K. Tanaka. Back stress and shape recoverability during reverse transformation in an Fe-based shape memory alloy. *Materials Science and Engineering A*, 247 :275 – 284, 1998.
- [59] F. Nishimura, N. Watanabe, T. Watanabe, and K. Tanaka. Transformation conditions in an Fe-based shape memory alloy under tensile-torsional loads : martensite start surface and austenite start/finish planes. *Materials Science and Engineering A*, 264 :232 – 244, 1999.
- [60] F. Nishimura, N. Watanabe, T. Watanabe, and K. Tanaka. Evolution of martensite start condition in general thermomechanical loads of Fe-based shape memory alloy. *International Journal of Mechanical Sciences*, 42 :347 – 365, 2000.
- [61] H. Otsuka, H. Yamada, T. Maruyama, K. Tanahashi, S. Matsuda, and M. Murakami. Effects of alloying conditions on Fe-Mn-Si Shape Memory Alloy. *ISIJ International*, 30 :674 – 679, 1990.
- [62] A. Paiva, M. Amorim Savi, A.M. Barbosa Braga, and P. Manuel Calas Lopes Pacheco. A constitutive model for shape memory alloys considering tensile-compressive asymmetry and plasticity. *International Journal of Solids and Structures*, 42 :3439 – 3457, 2005.
- [63] E. Patoor, A. Eberhardt, and M ; Berveiller. Micromechanical Modelling of Superelasticity in Shape Memory Alloys. *Journal de Physique IV*, 6 :277 – 292, 1996.

-
- [64] E. Patoor, D.C. Lagoudas, P.B. Entchev, L.C. Brinson, and X. Gao. Shape memory alloys, Part I : General properties and modeling of single crystals. *Mechanics of Materials*, 38 :391 – 429, 2006.
- [65] B. Peultier. *Alliages à mémoire de forme : Modélisation et calcul de structures*. Thèse de doctorat, École Nationale Supérieure d’Arts et Métiers (Centre de Metz), 2005.
- [66] B. Peultier, T. Ben Zineb, and E. Patoor. Macroscopic constitutive law for SMA : Application to structure analysis by FEM. *Materials Science and Engineering A*, 438 - 440 :454 – 458, 2006.
- [67] B. Peultier, T. Ben Zineb, and E. Patoor. Macroscopic constitutive law of shape memory alloy thermomechanical behaviour. Application to structure computation by FEM. *Mechanics of Materials*, 38 :510 – 524, 2006.
- [68] M. Sade, K. Halter, and E. Hornbogen. Transformation behaviour and one-way shape memory effect in Fe-Mn-Si shape memory alloys. *Journal of Materials Science Letters*, 9 :112 – 115, 1990.
- [69] L. Saint-sulpice, S. Arbab Chirani, and S. Calloch. A 3D super-elastic model for shape memory alloys taking into account progressive strain under cyclic loadings. *Mechanics of Materials*, 41 :12 – 26, 2009.
- [70] T. Sawaguchi, P. Sahu, T. Kikuchi, K. Ogawa, S. Kajiwara, A. Kushibe, M. Higashino, and T. Ogawa. Vibration mitigation by the reversible fcc/hcp martensitic transformation during cyclic tension-compression loading of an Fe-Mn-Si-based shape memory alloy. *Scripta Materialia*, 54 :1885 – 1890, 2006.
- [71] T. Shiming, L. Jinhai, and Y. Shiwei. Two-way shape memory effect of an Fe-Mn-Si alloy. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 25 :1119 – 1121, 1991.
- [72] N. Siredey, E. Patoor, M. Berveiller, and A. Eberhardt. Constitutive equations for polycrystalline thermoelastic shape memory alloys : Part I. intragranular interactions and behaviour of the grain. *Int. J. Solids Struct*, 36 :4289 – 4315, 1999.
- [73] O. Soderberg, X.W. Liu, P.G. Yakovenko, K. Ullakko, and V.K. Lindroos. Corrosion behaviour of Fe-Mn-Si based shape memory steels trained by cold rolling. *Materials science and engineering*, pages 543 – 548, 1999.
- [74] N. Stanford and D.P. Dunne. Thermo-mechanical processing and the shape memory effect in an Fe-Mn-Si-based shape memory alloy. *Materials Science and Engineering A*, 422 :352 – 359, 2006.
- [75] N. Stanford and D.P. Dunne. Effect of Si on the reversibility of stress-induced martensite in Fe-Mn-Si shape memory alloys. *Acta Materialia*, 58 :6752 – 6762, 2010.
- [76] N. Stanford, D.P. Dunne, and H. Li. Re-examination of the effect of NbC precipitation on shape memory in Fe-Mn-Si-based alloys. *Scripta Materialia*, 58 :583 – 586, 2008.
- [77] Y. Tomota, W. Nagakawara, K. Tsuzaki, and T. Maki. Reversion of stress-induced ϵ martensite and two-way shape memory in Fe-24Mn and Fe-24Mn-6Si alloys. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 26 :1571 – 1574, 1992.
- [78] Y. Tomota and K. Yarnaguchi. Influence of alfa’ martensite on shape memory in Fe-Mn-based alloys. *Journal de Physique IV*, 5 :421 – 426, 1995.
- [79] C.P. Wang, Y.H. Wen, H.B. Peng, D.O. Xu, and N. Li. Factors affecting recovery stress in Fe-Mn-Si-Cr-Ni-C shape memory alloys. *Materials Science and Engineering A*, 528 :1125 – 1130, 2011.

- [80] C.H. Yang, H.C. Lin, K.M. Lin, and H.K. Tsai. Effects of thermo-mechanical treatment on a Fe-30Mn-6Si shape memory alloy. *Materials Science and Engineering A*, 497 :445 – 450, 2008.
- [81] W. Zaki and Z. Moumni. A 3D model of the cyclic thermomechanical behavior of shape memory alloys. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 55 :2427 – 2454, 2007.
- [82] W. Zaki and Z. Moumni. A three-dimensional model of the thermomechanical behavior of shape memory alloys. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 55 :2455 – 2490, 2007.
- [83] W. Zaki, S. Zamfir, and Z. Moumni. An extension of the ZM model for shape memory alloys accounting for plastic deformation. *Mechanics of Materials*, 42 :266 – 274, 2010.
- [84] J. Zhang, S. Chen, L. Li, and T.Y. Hsu (Xu Zuyao). Analysis of the stress-strain curves of a Fe-Mn-Si shape memory alloy. *Materials Characterization*, 40 :37 – 41, 1998.
- [85] C. Zhao. Improvement of shape memory effect in Fe-Mn-Si-Cr-Ni alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30A :2599 – 2604, 1999.
- [86] B. Zhonghe and D.C. Lagoudas. Thermomechanical modeling of polycrystalline SMAs under cyclic loading, Part I : theoretical derivations. *International Journal of Engineering Science*, 37 :1089 – 1140, 1999.
- [87] B. Zhonghe and D.C. Lagoudas. Thermomechanical modeling of polycrystalline SMAs under cyclic loading, Part III : evolution of plastic strains and two way shape memory effect. *International Journal of Engineering Science*, 37 :1175 – 1203, 1999.

Résumé

Les AMF à base fer se distinguent par la présence d'un couplage entre la transformation de phase et le glissement plastique. Pour caractériser leur comportement thermomécanique, des essais cycliques de chargement mécanique effectués à différentes températures et à différents niveaux de chargement, suivis par chauffage, ont été effectués. Ceux ci nous ont permis de distinguer les spécificités des AMF à base fer comme la non linéarité des interactions inter et intra-granulaires, l'évolution des contraintes critiques avec la température, l'effet de la déformation plastique sur celle de transformation et l'activation de la transformation inverse uniquement par chauffage. En s'inspirant des résultats de ces essais, une loi de comportement, intégrant toutes ces spécificités, est proposée. Elle dérive d'une expression de l'énergie libre de Gibbs issue de considérations micromécaniques. Elle présente deux variables internes, la fraction volumique de martensite pour décrire la transformation de phase et le taux de plasticité pour le comportement plastique. Cette loi a été implémentée dans le code éléments finis Abaqus via la subroutine UMAT. Elle a été validée par comparaison des simulations numériques avec les résultats expérimentaux. Suite à cette validation, des applications en AMF à base fer ont été étudiées. Les résultats obtenus ont montré la capacité du modèle à être utilisé comme outil de dimensionnement de structures en AMF à base fer.

Mots-clés: AMF à base fer, comportement thermomécanique, modélisation du comportement, intégration numérique, éléments finis, système de serrage, éclisse de jonction en AMF à base fer pour rails

Abstract

The Fe-based shape memory alloys (SMAs) present a specific thermomechanical behavior compared with classical SMAs. In this PhD thesis, experimental thermomechanical tests were performed in order to study such behavior. The applied loading is a tension followed by a significant heating. The loading cycle is repeated at different constant temperatures and maximum stresses. The experimental results show a coupling between two non linear inelastic mechanisms : phase transformation and plasticity. The reverse transformation activated only during heating, the effect of plastic strain on the transformation one, were also analysed. Taking into account all these specificities, a finite element numerical tool adapted to Fe-based SMA structural analysis is proposed. It is based on a developed constitutive model which describes the effect of phase transformation, plastic sliding and their interactions on the thermomechanical behavior. Two scalar internal variables were considered to describe phase transformation and plastic sliding effects. This model was derived from an assumed expression of the Gibbs free energy taking into account, in addition to mechanical and chemical quantities, the non linear interaction quantities related to inter- and intra-granular incompatibilities. The numerical tool derived from the implicit resolution of the non linear partial derivative constitutive equations was implemented in the Abaqus finite element code via the UMAT subroutine. After verification tests for homogeneous and heterogeneous thermo-mechanical loadings, two examples of Fe-based SMA applications were studied. They correspond to Fe-based SMA tightening systems : a fish plates for crane rails and a ring for tubes connection.

Keywords: Fe-based SMA, modeling of SMA, thermomechanical behaviour, finites Elements, numerical intergration, SMA Fish Plate, SMA tightening system

