THERMIDE : un programme de recherche pour optimiser les opérations de mise en forme et de traitements thermiques de composants métalliques

T. MONTESIN[a], V. LLORCA[b], R. LOGE[c], M. NECTOUX[d], V. OPTASANU[a], D. JOBARD[e], P. LASNE[f], I. POITRAULT[g]

a. Laboratoire ICB, UMR 5209 CNRS, Université de Bourgogne, 9, Av. A. Savary, 21000 DIJON (Fr)
b. CEA Valduc, 21120 IS-SUR-TILLE (Fr)
c. Mines ParisTech, CEMEF, Ctr Mise en Forme Mat, 06904 SOPHIA-ANTIPOLIS (Fr)
d. ARTS & METIERS ParisTech, Centre de Cluny, rue Porte de Paris, 71250 CLUNY (Fr)
e. AREVA SFARSTEEL Creusot Forge, 56 rue Clémenceau BP 112, 71203 LE CREUSOT (Fr)
f. TRANSVALOR, 694 Av. Dr. Maurice Donat, 06255 MOUGINS Cedex (Fr)
g. ARCELORMITTAL Industeel Creusot, 56 rue Clémenceau, BP 19, Le Creusot Cedex (Fr)

Résumé :

L'objectif du programme THERMIDE est d'optimiser le procédé de fabrication des composants métalliques par une meilleure maîtrise des mécanismes de déformation « métallurgique » et le contrôle de la taille de grain. Devant la complexité du problème, une attention particulière est portée à la modélisation de la recristallisation dynamique activée durant la déformation à chaud des métaux. Les applications portent sur différentes nuances d'acier pour composants nucléaires ainsi qu'un matériau « école » (le tantale). La simulation d'un traitement thermique est également abordée dans l'intention d'améliorer la prise en compte des paramètres métallurgiques par le logiciel FORGE®.

Abstract :

The THERMIDE research program's objective is to optimize the manufacturing method of metallic components by the improvement of predictions of mechanical deformations as well as the grain size control. A special attention is paid to the modelling of dynamic recrystallization during the hot forging process. The applications are related to different grades of steel used in nuclear civil industry and a school material (tantalum). A quenching treatment is also simulated in order to validate the FORGE® software in that particular conditions.

Mots clefs : recristallisation dynamique et statique, changement de phase, simulation numérique, inox austénitique, acier de cuve, tantale

1 Introduction

Le projet THERMIDE aborde la simulation numérique de la mise en forme par déformation plastique d'une pièce métallique à travers les opérations :

- de forgeage libre à chaud d'un acier bainitique et d'un acier inoxydable austénitique,
- de laminage à chaud d'un acier inoxydable austénitique,
- de fluotournage (déformation à froid) du tantale.

Toutes ces opérations ont pour dénominateur commun la nécessité de développer des outils de modélisation mettant en œuvre des couplages forts entre thermique, mécanique et métallurgie. À cette contrainte s'ajoute celle, pour l'acier, de l'élaboration de produits de grandes dimensions (plusieurs mètres de diamètre et de hauteur) et/ou forte épaisseur (150 à 200 mm), pour lesquels la maîtrise de la géométrie et des propriétés finales requiert une réelle expertise. Parmi les différents champs d'investigations possibles, les principaux

axes de recherche abordés sont étroitement liés aux besoins des industriels partenaires, à savoir :

- le contrôle de la taille de grains d'un matériau soumis à un processus de recristallisation en conditions multi-passes,

- le contrôle de l'évolution de la géométrie d'un produit métallique durant une opération de traitement thermique avec changement de phase.

Devant la complexité que constitue la simulation complète de tels procédés, une attention toute particulière est portée à la modélisation de la recristallisation dynamique activée durant la déformation à chaud (forgeage libre, laminage) des métaux, dont les formulations restent totalement ouvertes à ce jour.

2 Modélisation de la recristallisation

Les travaux ont débuté par une analyse complète des procédés d'élaboration afin d'identifier les paramètres susceptibles d'être à l'origine d'une hétérogénéité de taille de grain dans l'épaisseur du produit fini.

Le forgeage libre à chaud des aciers austénitiques (figure 1) conduit à un gradient de taille de grain entre la surface (grain plus gros) et le cœur de la pièce forgée (grain plus fin). L'origine de ce gradient peut être associée à la fois au gradient de température entre la peau et le cœur ainsi qu'au gradient de déformation qui découle du processus de mise en forme.

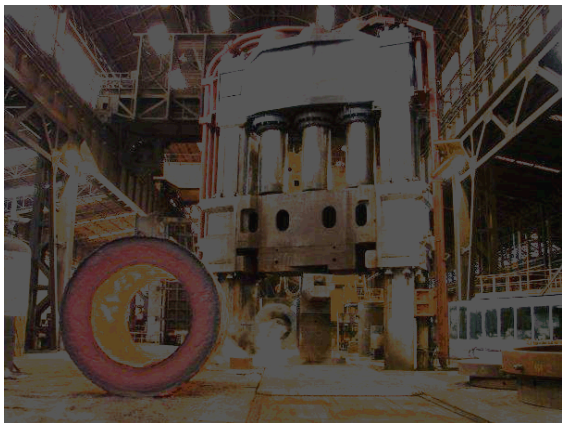


FIG. 1 : Presse de Creusot Forge Groupe AREVA-NP, servant au forgeage libre des pièces destinées à l'îlot primaire de réacteur nucléaire civil.

Dans le cas du laminage à chaud de tôles de forte épaisseur, l'analyse de la base de données du procédé de fabrication a permis de mettre en évidence le rôle important du corroyage. Parallèlement, des observations microscopiques montrent la différence de taille de grain entre la surface (grains plus fins) et le cœur des produits (grains plus gros).

Les opérations de laminage et de forgeage à chaud conduisent à un processus de recristallisation dynamique des aciers inoxydables austénitiques.

Dans le cas du tantale, le matériau est initialement déformé à froid par fluotournage. Un traitement thermique de recuit suit cette opération. À la microstructure, qui résulte des fortes déformations et vitesses de déformation déployées par le procédé de mise en forme, s'ajoute une recristallisation statique engendrée par le traitement thermique, dont les conséquences peuvent être localement très diverses sur la microstructure du produit final (mise en œuvre d'un processus de type germination/croissance ou simple restauration selon la taille initiale des grains déformés et la densité de dislocations générée).

2.1 Approche concernant l'acier inoxydable austénitique

La mise en œuvre du code éléments finis FORGE® (figure 2), dans l'état actuel des fonctionnalités dont il dispose pour simuler le comportement métallurgique (prévision de la taille du grain et du taux de recristallisation) d'un acier inoxydable austénitique déformés à chaud, a rapidement mis en évidence ses limites. C'est pourquoi, un nouveau modèle a été étudié. Le graphique ci-dessous montre la taille des grains recristallisés dynamiquement (en micron) en fonction de la déformation, pour les lois identifiées pour FORGE® (lignes continues) comparativement à des valeurs expérimentales (points sur le graphe). Deux exemples de structures après déformation de 0.92 et vitesse de déformation de $10^{-2}s^{-1}$mesurées par la

méthode EBSD illustrent la différence de structure obtenue à 1200°C (fraction recristallisée à 42% et G ASTM 5.5) et à 900°C (fraction recristallisée à 29% et G ASTM 9).

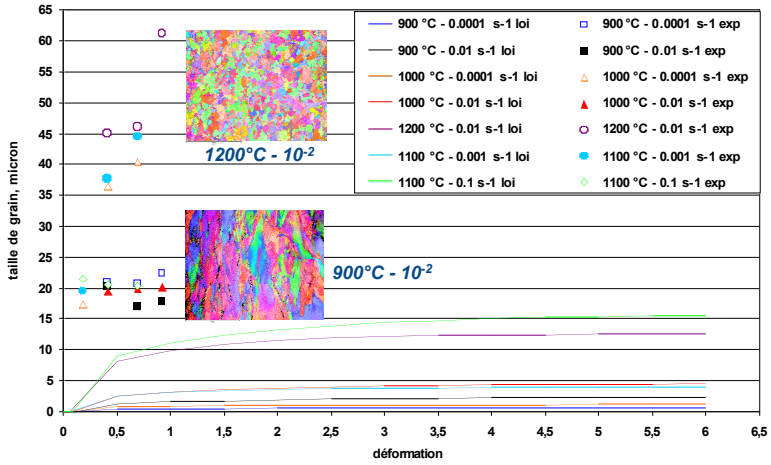


FIG. 2 - Tailles de grain d'un acier 304L après laminage à chaud.

Pour être validé et exploitable, le nouveau modèle nécessite :

- des investigations expérimentales dans des gammes de vitesses de déformation et de température similaires à celles auxquelles le matériau est réellement soumis durant sa mise en forme,

- d'être compatibles avec les logiciels métiers de simulation de mise en forme et de traitements thermiques, utilisés actuellement par les industriels.

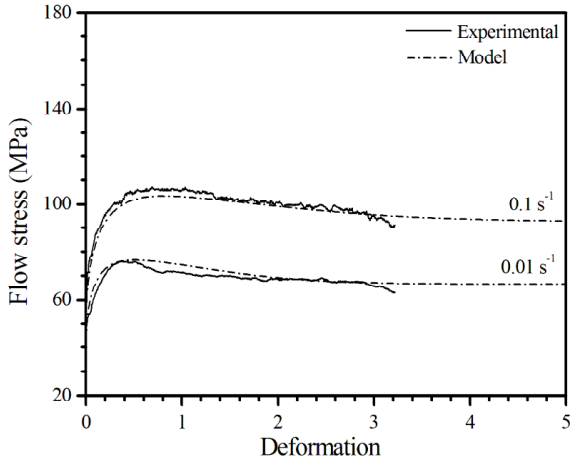


FIG. 3 : Confrontation expérience/simulation du modèle de recristallisation dynamique (non encore implémenté dans FORGE®). Les courbes expérimentales sont obtenues par essai de torsion d'un acier 304L à 1100°C, avec une taille initiale moyenne de grains de 200µm et pour 2 vitesses de déformation différentes.

À la suite de son développement, ce modèle a été validé vis-à-vis de données expérimentales obtenues avec des essais de torsion, pour certaines gammes de vitesse de déformation (figure 3). Son originalité réside dans [1] :

- la prise en compte des interactions entre 1 grain de la structure et 2 milieux homogènes équivalents l'environnant (habituellement seul un milieu équivalent est considéré), l'un désignant les zones à faibles densités de dislocations, l'autre les zones à fortes densités de dislocations. Le fait de distinguer ces deux milieux plutôt que d'en considérer un seul avec des propriétés moyennes permet de définir les fractions surfaciques mobiles de joints de grain, séparant des zones à densités de dislocations très différentes.

- la relation de proportionnalité entre le poids relatif de chaque milieu et sa fraction volumique,

- la structure de données variable décrivant la microstructure, jusqu'à ce que celle-ci parvienne à un état d'équilibre.

Parallèlement à ces développements, des méthodes d'identification basées sur un algorithme génétique ont été exploitées pour aboutir à des jeux de paramètres adéquats.

2.2 Approche concernant le tantale

Dans le cas du tantale, la maîtrise de la densité de dislocations dans les différents domaines critiques du produit préalablement déformé à froid est un élément clé de la mise en œuvre du modèle de recristallisation, processus activé durant le traitement thermique de recuit final. Le gradient de densité de dislocations est estimé à partir de filiations de microdureté couplées à un modèle qui établit une équivalence entre mesure de dureté et densité de dislocations [2]. Le modèle décrivant la germination et le mouvement des joints de grains du tantale s'appuie sur les équations développées pour l'acier, en considérant que :

- la recristallisation est purement statique,

- le temps et la température sont les données d'entrée du procédé et la densité de dislocation n'évolue pas dans les grains recristallisés,

- le mouvement des joints de grain est piloté par les différences de densités de dislocations, et les effets capillaires,

- il est nécessaire d'ajuster le mode d'évaluation des fractions surfaciques (introduction d'une énergie seuil de mouvement du joint de grain), ainsi que la loi de germination.

La première confrontation entre expérimentation et simulation correspond à la figure 4, qui présente l'évolution au cours du temps de la fraction volumique recristallisée d'un échantillon prélevé sur une matrice de tantale mis en forme par fluotournage. La zone du prélèvement faisait apparaître une faible désorientation interne des grains initialement déformés à froid. Chaque point de la cinétique expérimentale est obtenu par analyse EBSD d'une lame ayant subi un chauffage à 1000°C suivi d'un refroidissement rapide (maintien de la microstructure formée à haute température, pour l'évaluation par EBSD de la fraction transformée). L'ensemble des cycles de traitement thermique nécessaires à l'identification de la cinétique expérimentale complète est représenté figure 4b.

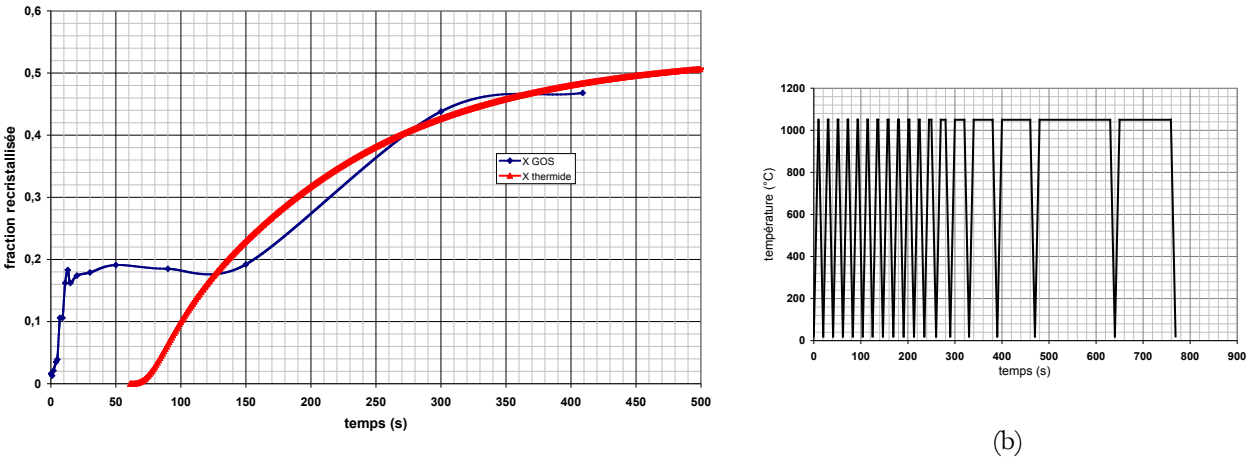


FIG. 4 – Cinétiques expérimentale (X GOS) et calculée (X Thermide) de recristallisation du Ta à température constante (1000°C). À droite (b) : la séquence de traitement de l'échantillon.

Même si l'outil numérique doit encore évoluer (Cf 1ère palier de la courbe X GOS figure 4), ce premier résultat est prometteur car la simulation, aussi bien que l'analyse expérimentale, mettent en évidence une recristallisation partielle (autour de 50%) du tantale.

3. Changement de phase résultant du traitement thermique d'un acier bainitique

À la suite d'une opération de forgeage, l'acier subit plusieurs séquences de traitements thermiques et d'usinage, destinées à lui conférer ses propriétés mécaniques et sa géométrie finales. Toutefois, le traitement thermique peut conduire à une déformation non négligeable de la pièce, qui impose au fabriquant de définir une ébauche capable de la pièce finale prenant en compte ces éventuelles déformations. La simulation

devient alors un outil important de l'élaboration de la gamme de fabrication, dans la mesure où le code numérique exploité permet de simuler les couplages entre thermomécanique et métallurgie activés par le traitement.

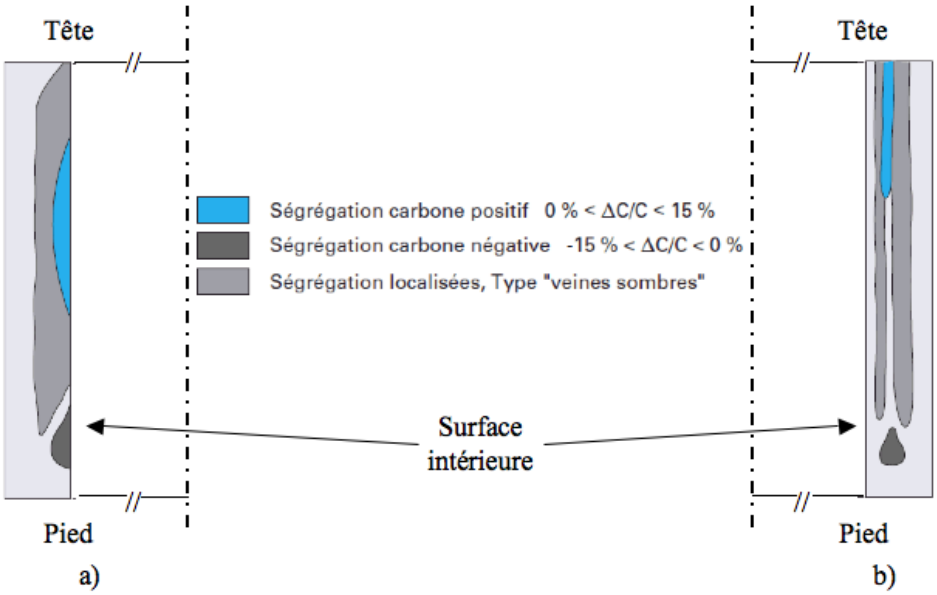
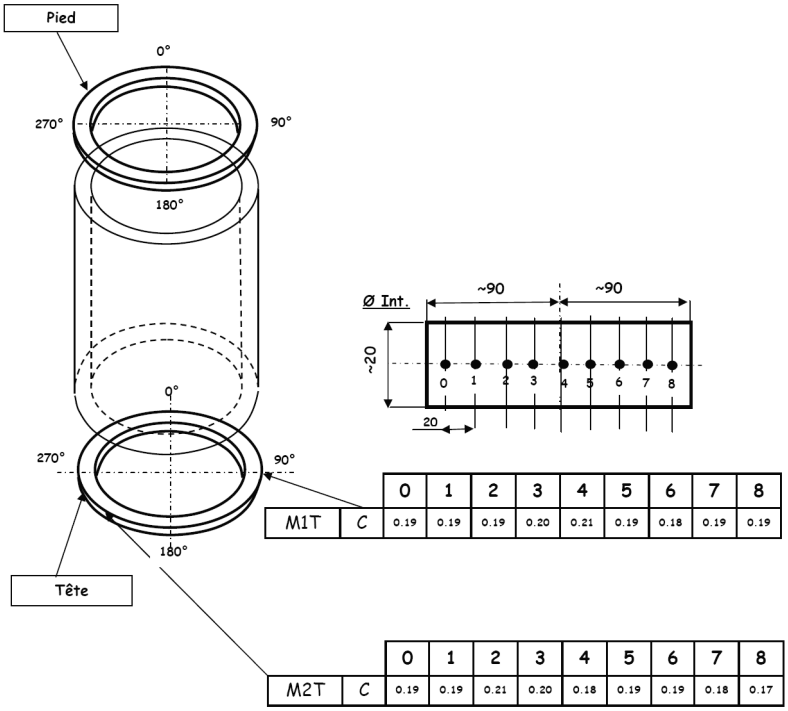


FIG. 5 – Ségrégations dans les viroles [4] obtenues à partir a) d'un lingot plein et b) d'un lingot creux.

Dans le cas de la mise en œuvre des viroles exploitées par l'industrie nucléaire civile (cylindres creux pouvant dépasser 5 mètres de diamètre et de hauteur, ainsi que plusieurs centaines de millimètres d'épaisseur), la distorsion post-traitement peut atteindre plusieurs centimètres, selon qu'on observe une extrémité (tête) ou l'autre (pied) du cylindre. Parmi les éléments susceptibles de générer ces distorsions, le paramètre qui se révèle le plus pertinent est la répartition du carbone dans l'épaisseur de la virole [3], caractéristique du mode d'élaboration du lingot creux spécifiquement développé afin de « rejeter » la ségrégation maximale à mi-épaisseur de la virole et non en surface intérieure comme cela peut être le cas des viroles issues de lingots pleins (figure 5).



		0	1	2	3	4	5	6	7	8
M1T	C	0.19	0.19	0.19	0.20	0.21	0.19	0.18	0.19	0.19

		0	1	2	3	4	5	6	7	8
M2T	C	0.19	0.19	0.21	0.20	0.18	0.19	0.19	0.18	0.17

FIG. 6 – Répartition de la concentration en carbones le long de l'épaisseur (~180mm) et selon 2 rayons différents d'une couronne prélevée en « tête » d'une virole issue d'un lingot creux.

La figure 6 représente la variation de la teneur en carbone le long de l'épaisseur d'une virole, l'échantillon ayant été prélevé en « tête ». Les écarts de composition en carbone peuvent atteindre 20% (en valeur relative) selon que le point observé se situe dans l'épaisseur de la pièce (cœur) ou proche de la surface externe (peau). Par ailleurs, le profil diffère selon qu'on observe le « pied » ou la « tête » de la virole. Au cours d'une trempe, ces variations de composition peuvent agir localement sur le début de transformation martensitique (Ms) et bainitique (Bs), données étroitement dépendantes de la teneur en carbone. Comme le montrent les cinétiques de contraintes calculées à l'aide du logiciel FORGE® (figure 7), le chemin de déformation d'un élément de matière au cours d'une trempe peut ainsi considérablement différer selon sa localisation au sein de la pièce.

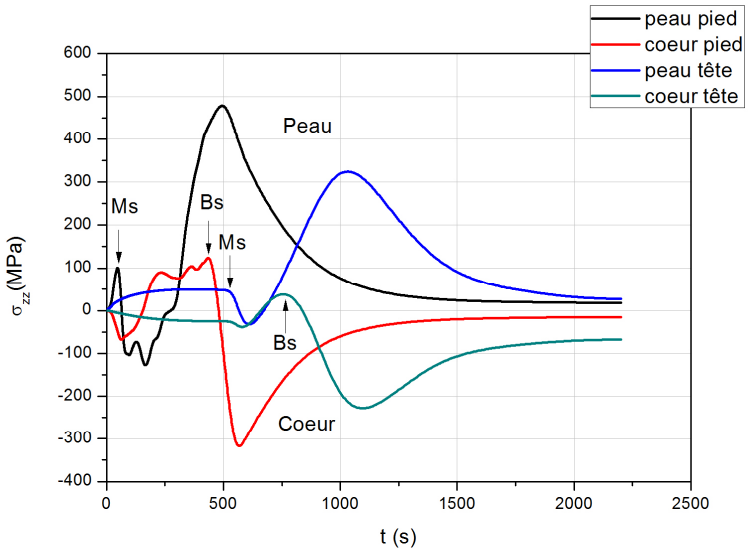


FIG. 7 – Evolution simulée des contraintes mécaniques en différents points d'une virole en cours de trempe. (Ms = « Matensite Start », Bs = « Bainite start »)

4. Perspectives

En ce qui concerne la recristallisation, les étapes à venir sont :

- la validation du modèle de recristallisation dynamique de l'acier inoxydable en conditions multi-passes et la mise en œuvre d'expérimentations sur des échantillons forgés de taille intermédiaire (cylindres de 80 mm de diamètre forgés en 1 ou 2 coups), puis de grande taille.

- le développement d'expérimentations permettant de quantifier plus complètement le processus de recristallisation statique du tantale et d'identifier simplement les paramètres du modèle.

- l'implémentation des nouveaux outils théoriques dans le code éléments finis FORGE®.

Dans l'approche de modélisation du changement de phase consécutif à un traitement thermique, la dépendance des paramètres rhéologiques vis-à-vis de la teneur en carbone du matériau est à prendre en considération et à valider dans les simulations numériques.

D'une façon générale, la transition d'échelle entre la pièce de laboratoire mise en œuvre dans le développement des nouveaux modèles et la pièce industrielle réelle, constituera un enjeu important dans la démarche de validation des outils de simulation retenus.

References

[1] Bernard P., Bag S., Huang K., Logé R.E., *A two-site mean field model of discontinuous dynamic recristallisation*, Material Science & Engineering A, 2011, « In press »
[2] Houillon M., *Modélisation du procédé de fluotournage du tantale et du traitement thermique associé*, Thèse de doctorat, CEMEF, Mines Paristech, 2009.
[3] Minne J.B., *Etude des déformations des viroles de générateur de vapeur*, Rapport Interne, 2010.
[4] Thomas J.P. & Cauquelin C., *Construction des centrales REP-Équipements primaires*, Techniques de l'ingénieur, Traité Génie nucléaire, BN 3 270.