

Réunion de la Commission Thématique Laminage de la SF2M

14 Octobre 2021, 13h00 - 18h00

- **Theme : Mechanical and tribological characterization under "realistic" conditions**

Programme

13h30 – 14h15	Gérard GARY (LMS, Ecole Polytechnique): high strain rate mechanical testing
14h15 – 15h00	Carl SLATER (Warwick Materials Group, UK): Rapid Alloy Processing at WMG - reproducing commercial product and processing to aid accelerated product development
15h15 – 16h00	Christine BOHER (ICA, Ecole des Mines d'Albi): A survey on metal oxide behavior under friction at high temperature
16h00 – 16h45	André DUBOIS (LAMIH, UPHF): Tribology under extreme conditions devoted to manufacturing processes: methods and approaches developed at LAMIH.
17h00 – 17h30	Table ronde, discussion sur le thème de la journée

Pour introduire la séance, Pierre Montmitonnet fait une brève analyse de ce que l'on peut appeler « conditions réalistes » en laminage ou plus généralement en « bulk metal forming » (formage de corps métalliques massifs). La difficulté provient de la simultanéité de grandes déformations, de grandes vitesses et de hautes températures, ces dernières posant les problèmes les plus redoutables. Les déformations, dans des procédés multipasses / incrémentaux, atteignent quelques unités (quelques centaines de pourcent) ; les vitesses les plus grandes, en tréfilage ou laminage à froid aux plus grandes vitesses (50 m.s^{-1}), ou encore en laminage à chaud de fil machine ($\sim 100 \text{ m.s}^{-1}$), atteignent 1000 à 3000 s^{-1} , soit bien moins qu'en usinage grande vitesse par exemple (UGV) ou a fortiori en placage par explosion où les forces inertielles sont responsables du mode de déformation par vaguelettes interfaciales. Ailleurs, ce sera plutôt entre 10 et 100 s^{-1} et des méthodes « classiques » telles que le plastomètre à came ou les machines hydrauliques permettront de remplir l'objectif. Enfin les températures sont bien sûr fonctions de l'alliage, au sens de « imposées par lui ».

Quatre exposés ont été sollicités pour aborder ces questions. Les résumés qui suivent veulent faciliter la lecture des supports mis à disposition :

<https://sf2m.fr/commissions-thematiques/commission-laminage/>.

Gérard Gary résume les tenants et aboutissant de la technique de mesure grande vitesse par la technique des « barres de Hopkinson » ou SHPB (Split Hopkinson Pressure Bar). « Grande vitesse » signifie ici jusqu'à quelques milliers par seconde. Les difficultés tiennent à la propagation d'ondes élastiques dans le système échantillon – barres de chargement – jauges de mesure, aux effets d'hétérogénéité (écart au 1D) ou encore à l'échauffement adiabatique. Comment, du signal fortement oscillatoire que l'on récupère, tirer une courbe représentative du comportement du

matériau, et non pas des propriétés vibratoires des accéléromètres ? G. Gary retrace l'histoire de l'émergence de l'essai, du choc de barres de Saint-Venant à Hopkinson et à Kolsky, l'analyse des ondes incidentes, réfléchies et transmises dont se tire la contrainte (par l'onde transmise) et la vitesse de déformation (par l'onde réfléchie) appliquées à l'échantillon. Diverses variantes instrumentales permettent de varier les types de sollicitation des éprouvettes et donc, les problématiques abordées de mécanique et matériaux. Le calcul numérique permet d'améliorer la précision des analyses en prenant en compte la relation de dispersion (relation vitesse de propagation - fréquence de l'onde), les effets tridimensionnels liés à la déformation élastique complexe au contact des barres. L'auteur conclut en évoquant, en réponse aux perturbations dues à l'échauffement adiabatique, une mesure de température à l'échelle de la microseconde pour laquelle les bases théoriques sont posées et qui ne demande qu'à être développée.

L'exposé de C. Slater élargit la notion de « conditions réalistes » à la reproduction de la microstructure dans le contexte du Rapid Alloy Prototyping (RAP, cf le compte rendu de la réunion du 29 Mars 2021). Le premier exemple est un acier Dual Phase. Dans l'alliage industriel, les bandes de ferrite et martensite sont espacées de 5 μm et la taille de grains est de 4,5 μm . Ces deux caractéristiques déterminent les propriétés mécaniques ; peut-on les reproduire dans une coulée en laboratoire de quelques kg (220 x 80 x [10...50] mm) ? Cette microstructure finale provient en fait de l'espacement des bras secondaires de dendrites (Secondary Dendrite Arm Spacing, SDAS), lui-même sous le contrôle de la vitesse de refroidissement. Le refroidissement dans la petite coulée de laboratoire est donc modélisé pour obtenir les SDAS de coulées de 10, 20, 30, 40 et 50 mm. Le modèle dit que c'est la coulée de 30 mm qui donne le SDAS qui, après réduction par laminage jusqu'à une épaisseur de ~ 0.8 mm, conduira aux bonnes distances entre bandes. La production en laboratoire est effectuée par coulée (épaisseur 30 mm, ~ 5 kg), laminage à chaud ou élongation par traction (Gleeble), puis recuit intercritique. Le résultat est jugé par essais de traction. Ces derniers montrent des caractéristiques comparables à celles de la production industrielle, démontrant que sur ce point, la voie RAP en laboratoire appuyée sur la modélisation thermomécanique et physique donne une réponse pertinente « in a week of man time ». Une seconde partie décrit l'utilisation de la Gleeble HDS-V40. La conception de cette machine permet d'atteindre de très hautes températures, jusqu'à une fusion partielle d'un échantillon d'acier, avant de suivre sa re-solidification puis de le déformer par PSCT (Plane Strain Compression Test = bipoinçonnement à chaud). Par ses grandes dimensions, elle permet d'une part de minimiser le gradient de température dans la zone de déformation. D'autre part et surtout, en « prenant de l'élan » grâce à la hauteur entre traverses, on attaque le métal à vitesse nominale de poinçon, rendant constante en temps la vitesse de déformation moyennée en espace. Mais ça ne suffit pas pour que les champs thermomécaniques soient homogènes en espace, et donc pour travailler à microstructure uniforme. La problématique abordée ici est donc l'hétérogénéité spatiale de la déformation et de la vitesse dans un essai mécanique, rapide ou non (« la réponse de structure » évoquée par G. Gary). La modélisation montre que dans un essai de compression de cylindre ou de PSCT standard, seule une petite fraction du volume subit la déformation nominale à x% près, ce qui pose un problème pour la corrélation comportement mécanique – microstructure. En modifiant la géométrie de l'éprouvette, l'auteur démontre qu'on peut, dans une section médiane bien choisie, atteindre une relative homogénéité de déformation et par suite, de microstructure. Il présente alors une procédure de PSCT multi-coups (\leftrightarrow laminage multipasse) permettant d'atteindre sur cette machine $\sim 100 \text{ s}^{-1}$ à déformation, vitesse, température et microstructure contrôlées, quasi-homogènes. 1000 s^{-1} serait possible avec des géométries d'éprouvettes spécifiques. Cet équipement, bien utilisé à l'extrême de ses possibilités, répond donc en pratique au besoin de « très vite, très chaud en grande déformation à peu près homogène [dans un certain sous-volume] ».

L'hétérogénéité de déformation est aussi au cœur de la troisième et dernière partie : la ségrégation (de Mn et C en l'occurrence) modifie localement la recristallisation et par là, rend les propriétés mécaniques non uniformes ; mais surtout, la prédiction de taille de grain finale en est perturbée. La comparaison se fait entre un acier 20MnCr5 ségrégué (process standard) et le même, homogénéisé puis traité pour avoir la même distribution de taille de grains initiale. Après déformation à chaud et attente, pour recristallisation méta-dynamique ou statique, de 30 à 300s, on constate que l'homogénéisé a complètement recristallisé après 30 s alors que ce n'est pas le cas après 60 s sur le non-homogénéisé : la ségrégation de Mn et C ralentit la recristallisation. A un temps donné, cela conduit à des grains plus gros et plus polydisperses, donc à des propriétés mécaniques, dureté et ténacité, plus faibles. Le modèle de recristallisation qui ne tient pas compte de la ségrégation prédit bien la taille de grain pour l'acier homogénéisé, mais la sous-estime fortement pour le ségrégué. En calculant la distribution de limite élastique due à la carte de ségrégation, puis en l'utilisant en entrée d'un calcul d'essai de compression, l'auteur conclut que la dispersion de la déformation qui en résulte est l'explication de la mauvaise performance du modèle, et qu'il peut être amélioré en considérant plutôt la borne inférieure de la déformation calculée.

Avec l'exposé de Christine Boher, nous passons à la tribologie des procédés à chaud (laminage, forgeage) et au rôle de l'oxydation de la matrice ET des carbures sur le frottement et l'usure des aciers à outil. Au cœur de l'analyse sont placés les carbures, dont les propriétés, l'évolution en température, l'oxydation dépendent de la nature des éléments d'alliage. Les mécanismes de transformation tribologiques des surfaces (TTS) s'en ressentent ainsi que, in fine, les caractéristiques tribologiques du système, niveau de frottement et résistance à l'usure. Ce qui est mis en évidence dans cet exposé, c'est cette diversité des réponses en fonction des nuances d'acier à outil et de la température, diversité issue de la multiplicité des mécanismes élémentaires différemment favorisés par les caractéristiques microstructurales d'une nuance donnée. Les essais tribologiques à chaud sont de type pion en acier à outil – disque en acier au carbone (= produit forgé, laminé...). Le disque est chauffé par induction ; 3 thermocouples implantés permettent de remonter à une estimation de la température de surface. Plusieurs alliages à outils sont étudiés : fonte à trempe indéfinie (Ni-Cr-V-Nb-Si), acier rapide (HSS, Cr-Mo-V) ou semi-rapide (S-HSS, Cr-Mo-W-V), 2 aciers à 12% de chrome. La nature des carbures (MC / M2C / M7C3 / M6C), leur morphologie et leur positionnement (inter/intradentritique), leur propension à l'oxydation (MC > M6C > M7C3) sont passés en revue. Toutes ces caractéristiques vont jouer un rôle dans l'évolution de l'interface, partant, du frottement et de l'usure. Une nette différence est faite entre les intervalles [700-800]°C et [800-900]°C. Le second se caractérise par la croissance d'oxydes « lubrifiants » (ou du moins anti-usure) sur le disque en acier au carbone et d'une « couche glacée » (Glaze Layer) sur les pions en acier à outil par oxydation de la matrice et des carbures, compaction et frittage des particules d'usure oxydées. En conséquence, on mesure un coefficient de frottement plus bas à 900°C qu'à 800°C ou 700°C. Comparant les résistances à l'usure des diverses nuances, un réseau cellulaire dense de carbures est montré préférable aux carbures dispersés, car il assure un meilleur « soutien mécanique » contre la déformation plastique de la matrice responsable de décohésion carbure-matrice. La conclusion est que les aciers à haut chrome, du fait de leur bonne résistance à l'oxydation, sont les meilleurs pour le dégrossisseur (hautes températures de contact) mais que HSS et S-HSS, du fait de leur réseau serré de carbures, offrent une résistance supérieure à la plasticité et l'usure à chaud. C'est l'explication de leur préconisation pour les premières cages du finisseur où règnent de fortes contraintes mais des températures plus basses.

La dernière des 4 présentations, celle d'André Dubois, retrace l'histoire (1992-2021) et les perspectives des tribomètres « inspirés des procédés » dont le LAMIH s'est fait une spécialité, cherchant à reproduire au mieux leurs conditions de contact pression-température-vitesse-plasticité de surface, utilisant les vrais matériaux à outils, neufs ou usagés, afin de mesurer des coefficients de frottement représentatifs, que l'on puisse, entre autres, directement entrer dans les données d'une simulation numérique du procédé. Le travail sur les divers procédés que sont le forgeage à froid et à chaud, le laminage à chaud et à froid, l'étirage, a donné lieu au montage de 5 bancs... à ce jour !

Le protocole de mesure tribologique est essentiel. Il débute par la simulation du procédé dont on tire les conditions de contact à simuler sur le tribomètre. On en déduit les paramètres d'essai à appliquer au tribomètre pour reproduire au mieux ces conditions : force de contact, pénétration de l'indenteur dans la surface de l'échantillon, vitesse de glissement. Une fois l'essai fait, force normale et tangentielle, qui font toutes deux intervenir de la déformation plastique résiduelle, sont combinées pour remonter à la contrainte normale et à la contrainte tangentielle moyennes, bases de la mesure tribologique. André analyse la pertinence de 3 lois classiques de frottement, Coulomb, Tresca et Bay. La première peut conduire à un coefficient de frottement qui varie lorsque la force normale augmente, ce qui est presque une contradiction dans les termes (loi de Coulomb = proportionnalité entre forces normale et tangentielle). Les deux dernières nécessitent la donnée externe de la contrainte d'écoulement, ce qui peut induire de graves erreurs. Mais la considération simultanée de ces trois modèles et de leurs évolutions avec les paramètres de contact apporte des informations sur les régimes de lubrification, complémentaires des analyses et observations des surfaces après essais. Ces considérations débouchent sur la stratégie expérimentale de la diapositive 17, à méditer.

Ensuite sont passées en revue quelques applications emblématiques aux lubrifiants « verts », à l'usure des outils et de leurs revêtements, à la réduction du grippage, à la modélisation de la lubrification mixte, à la propreté de surface des produits. Nous renvoyons au support de l'exposé pour en goûter toute la saveur.