

MATÉRIAUX

2014

24-28 nov.

Montpellier



RECUEIL DES RÉSUMÉS
Colloques 18

Sommaire

- [18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés](#) (n=108)
- [Index des auteurs](#)

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

AF-18-16

Structure Electronique des Composés semi-heusler : XMSb (X=Fe, Co ; M=Ti, V, Nb). Etude Ab-initio

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-16

M.Z. Bouayed, A. Yakoubi.

Département de physique, Faculté des sciences exactes, Université Djilali liabes, Algérie - Tlemcen (Algérie).

Nous avons étudié les propriétés structurales, électroniques et élastique d'une série de semi-Heusler XMSb (X = Fe, Co, M = Ti, V, Nb).

Ces composées se caractérisent par un gap étroit au niveau de fermi. En particulier les composés avec 18 électrons de valence, qui indiquent une grande puissance thermoélectrique.

Un exemple de tels systèmes sont FeNbSb et FeVSb, Ces deux composés semi-heusler ont un gap très étroites et sont donc des candidats potentiels pour des matériaux thermoélectriques à haute performance.

Nous avons utilisé la méthode des ondes planes augmentées linéairement au potentiel (FP-LAPW) basée sur la théorie fonctionnelle de la densité (DFT). Nous avons étudié les propriétés structurales et les propriétés électroniques avec la LDA pour le potentiel d'échange et de corrélation, ainsi on a appliqué une version modifiée de potentiel d'échange proposé par Becke et Johnson (MBJ) au composés pour calculé le gap.

La différence entre les structures de bandes obtenue par l'approximation de la densité locale (LDA) et le potentiel MBJLDA est également discutée. Et enfin, nous avons calculé les constantes élastiques.

AF-18-83

Comportement mécanique et structural des soudures en acier inoxydable soumises au vieillissement thermique

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-83

A. Chabbi ¹, M. Bouabdallah ².

¹LGM-Ecole militaire polytechnique, BP 17, Bordj El-Bahri - Alger (Algérie),

²LGSDS-Ecole nationale polytechnique, 10 Avenue Hassan Badi, 16200 El Harrah - Alger (Algérie).

Ce travail a pour but d'évaluer les propriétés mécaniques et structurales des soudures en acier inoxydable, ayant subis un traitement de vieillissement thermique à 650°C. L'acier étudié est de type duplex 2205 vu sa grande utilisation dans plusieurs domaines. Le procédé de soudage utilisé est le TIG. L'étude réalisée englobe plusieurs aspects à savoir :

- Etude de l'évolution structurale au cours des traitements thermiques ;
- Etude de l'évolution des propriétés mécaniques ;
- Etude de la cinétique de transformation appropriée de cet alliage ;
- Mise en évidence des mécanismes de transformation après un traitement de vieillissement.

Les propriétés mécaniques et structurales de l'acier étudié ont été évaluées à travers l'utilisation de plusieurs moyens de caractérisation à savoir : un mouton de Charpy, un microduromètre, un microscope optique, un microscope électronique à balayage et la diffraction des rayons X. Les effets de ce traitement se manifestent par une chute drastique de la résilience et une augmentation de la dureté. Les examens fractographiques ont montré que le mode de rupture a changé d'une rupture ductile vers une rupture fragile lorsque le temps de séjours des échantillons est augmenté. L'origine de ce comportement est attribué à la formation de précipités tel que la phase sigma et des carbures de chrome de type $M_{23}C_6$ suivant une réaction d'eutectoïde aux niveaux des interfaces delta/gamma et delata/delta. Ces derniers sont considérés comme des sites préférentiels de nucléation. La précipitation des composés intermétalliques a montré leurs effets néfastes sur les propriétés mécaniques et structurales de l'acier 2205. L'étude de la cinétique de décomposition de la phase ferritique dans les différentes zones de la soudure montre que ce processus de transformation obéit à la loi du modèle de Johnson-Mehl-Avrami.

CM-18-97

Caractéristiques microstructurales et mécaniques des phases ferritique et austénitique dans un alliage inoxydable austéno-ferritique

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-97

A. Lechartier ¹, N. Meyer ², A. Deschamps ¹, M. Veron ¹, R. Estevez ¹, G. Parry ¹, M. Mantel ¹.

¹Univ. Grenoble Alpes, SIMAP - 38000 Grenoble (France), ²CRU Ugitech - 73400 Ugine (France).

Les aciers inoxydables « lean-duplex » présentent des propriétés mécaniques élevées combinées à une bonne résistance à la corrosion et à un coût matière modéré. Pour cette raison, ils sont couramment employés dans la fabrication de fixations pour bâtiments, application qui requiert, notamment, une résistance élevée $R_m > 950$ MPa et une ductilité importante $A\% > 15$. Le facteur clé de l'optimisation de ce compromis est la compréhension des mécanismes de déformation plastique faisant intervenir trois phases : l'austénite, la ferrite et la martensite issue de la transformation de l'austénite induite par la déformation plastique (effet TRIP) ainsi que leurs interactions respectives. Afin de comprendre ces mécanismes d'interaction dans un acier duplex élaboré à partir de la nuance 4362, la stratégie adoptée est d'élaborer séparément les phases austénitiques et ferritiques de même composition que dans de la nuance duplex afin de mesurer leur loi de comportement individuelles.

Dans un premier temps les étapes d'élaboration de ces matériaux modèles, ainsi que la caractérisation de leur comportement mécanique seront présentées. Ensuite, nous nous attacherons à décrire par la modélisation le comportement de la nuance duplex à partir des phases austénitiques et ferritiques ainsi que de l'évolution de l'austénite en martensite. Dans une structure duplex, l'austénite et la ferrite se répartissent la déformation globale, ce qui a des implications sur la stabilité de la phase austénitique à la déformation. Afin de prédire le comportement macroscopique et étudier l'influence de chacun des constituants, un modèle d'homogénéisation (auto-cohérent) est mis en

oeuvre. Il permet notamment d'évaluer la contribution de la transformation de phase à la réponse globale, distincte de celle obtenue avec les constituants de base.

CM-18-104

Rôle de l'élasticité anisotrope sur la promotion du glissement simple dans les plans de macle aux joints S3

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-104

T. Richeton, I. Tiba, S. Berbenni, O. Bouaziz.

LEM3 - CNRS/Université de Lorraine - Metz (France).

Dans les matériaux mono-phasés, de fortes contraintes d'incompatibilité peuvent se développer aux joints de grains ou aux joints de macles en raison de l'anisotropie

élastique et/ou plastique du matériau. Leur connaissance aux joints  Σ $\langle 111 \rangle$ peut être utile pour la compréhension du comportement mécanique des matériaux c.f.c. qui présentent des structures lamellaires de macles avec une très forte densité comme les aciers TWIP ou les matériaux nano-maclés. Ici, les contraintes d'incompatibilité qui émergent à des joints de macle quelconques (type I ou II) sont tout d'abord déterminées de manière explicite. Ces contraintes sont déduites des solutions générales du problème du bi-cristal infini qui est équivalent à un problème de structure stratifiée périodique de rang 1. Dans le cas de l'élasticité pure

hétérogène et des joints de macle  Σ $\langle 111 \rangle$, le résultat est d'une remarquable simplicité. Le champ de contrainte incompatible se réduit à une contrainte de cisaillement agissant sur un plan orthogonal au plan de macle et suivant des directions opposées entre la phase parent et la macle. Dans le cas d'un chargement uniaxial, des expressions analytiques simples des cissions résolues peuvent également être déterminées selon l'orientation des joints de macle, la fraction volumique de macle et le facteur d'anisotropie élastique. De telles expressions permettent de réaliser une étude complète de l'initiation du glissement dans les aciers TWIP. En particulier, il existe un large domaine physique, dépendant des 3 paramètres précités, où les situations de glissement simple dans le plan de macle sont grandement favorisées de part et d'autre du joint de macle. Cette promotion peut largement dépassée celle correspondant à l'orientation la plus favorable possible d'un monocristal en chargement uniaxial. Ces résultats sont cohérents avec les caractéristiques expérimentales des aciers TWIP, notamment leur grande ductilité et leur écrouissage cinématique important. Ils sont en accord également

avec un modèle d'écrouissage composite où une partie des grains se déformerait en glissement simple et une autre en glissement multiple tel que cela est suggéré dans la littérature afin de capter l'évolution des textures.

CM-18-106

Etude et influence de la précipitation de la phase sigma sur la résilience de la nuance super-duplex 1.4410

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-106

M. Mantel ¹, N. Meyer ², P. Chemelle ².

¹Univ. Grenoble Alpes, SIMAP - 38000 Grenoble (France), ²Centre de Recherches, Ugitech - 73400 Ugine (France).

La structure idéale d'un acier inoxydable austéno-ferritique ou duplex serait d'être constituée uniquement de ferrite et d'austénite, mais en pratique la précipitation de phases secondaires lors du refroidissement est très difficile à éviter, surtout pour les nuances chargées en éléments d'alliages comme les super-duplex. L'addition d'éléments alpha-gène (Cr, Mo, Si) dans l'acier va notamment accélérer la transformation de la ferrite en phase chi et en phase sigma. Des examens MEB et MET ont permis de montrer que la formation de la phase sigma est précédée par la précipitation de Cr₂N et par la formation de la phase chi très riche en Mo. Pour des températures comprises entre 650 et 850°C la précipitation de la phase sigma a lieu au cours de la transformation eutectoïde de la ferrite en sigma + austénite. Entre 850 et 1000°C, la phase chi n'est plus stable et la phase sigma qui ne résulte plus d'une transformation eutectoïde apparaît uniquement aux interfaces ferrite/austénite et ferrite/ferrite. Les cinétiques de précipitation déterminées par métallographie et analyse d'image sont décrites par une loi d'Avrami. Un modèle de transformation de phase contrôlé par la diffusion avec une hypothèse d'équilibre local à l'interface est proposé pour analyser les cinétiques de précipitation de la phase sigma dans une matrice à deux phases. Le caractère extrêmement fragilisant de la phase sigma fait décroître de façon exponentielle la résilience en fonction de la quantité de phase sigma précipitée.

CM-18-125

Influence d'une contrainte sur la précipitation de carbures dans des aciers austénitiques réfractaires coulés par centrifugation

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-125

C. Mougel ¹, X. Sauvage ¹, A. Hauet ¹, A. Steckmeyer ².

¹Groupe de Physique des Matériaux, UMR CNRS 6634 - Rouen (France),

²Manoir Industries - Pîtres (France).

Les aciers austénitiques inoxydables, fortement chargés en chrome et nickel, sont des matériaux de choix pour les pièces les plus critiques de fours de pétrochimie grâce à leur excellente résistance à la corrosion et au fluage entre 900°C et 1100°C. Leur solidification dendritique conduit à une microstructure à réception principalement composée de carbures de chrome type M_7C_3 situés dans les espaces interdendritiques. Leur résistance au fluage est généralement attribuée à la germination de précipités secondaires de type $M_{23}C_6$ et MC (cf figure 1 et figure 2).

Cette étude présente la caractérisation mécanique et microstructurale (MEB, MET) de deux nuances d'aciers austénitiques inoxydables (35 Ni-25Cr et 40Ni-30Cr) utilisés en pétrochimie. On s'intéressera en particulier à l'influence de la contrainte sur l'état de précipitation (taille, distribution des précipités, fraction volumique). Les observations en MET ont notamment permis d'évaluer l'impact de la contrainte sur les phénomènes de diffusion des micro-additions présentes dans ces alliages (Ti, Nb, Ta). Ces éléments carburigènes modifient en effet la précipitation secondaire et donc les propriétés de vieillissement et les propriétés mécaniques des alliages.

KN-18-132

Précipitation dans les alliages de TiAl dopés au silicium

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#KN-18-132

A. Paris ¹, M. Perrut ¹, D. Daloz ².

¹Onera DMSM/MMS - Chatillon (France), ²IJL SI2M - Nancy (France).

Les alliages intermétalliques sont une classe émergente de matériaux de structure. Certains d'entre eux sont envisagés comme remplaçants aux superalliages base nickel, pour des applications hautes températures. Les aluminures de titane présentent de bonnes propriétés aux environs de 700°C, ce qui, avec une densité divisée par deux, permet un gain de masse par rapport aux superalliages lors de leur utilisation pour les aubes de turbine basse pression. Le premier moteur avec aubes BP en TiAl est le GENx-1B de General Electric qui est actuellement en service.

La littérature mentionne que de faibles ajout de silicium améliorent les propriétés mécaniques à haute température des alliages de TiAl, cette amélioration s'accompagne de l'apparition d'une nouvelle phase :Ti₅Si₃ [Noda1995]. Cependant, l'origine de cette amélioration de propriétés mécaniques, ainsi que sa relation avec la phase Ti₅Si₃ reste mal comprise. C'est dans ce contexte que se positionne notre étude qui vise à comprendre l'effet de l'addition de silicium aux alliages de TiAl et son interaction avec des éléments d'addition majeur : Nb, Mo et Zr. Cette étude se concentre sur les transformations de phases à l'état solide et les propriétés mécaniques d'alliages de TiAl dopés au silicium.

La ségrégation du silicium durant la solidification d'un alliage de TiAl dopé au silicium entraîne la précipitation de gros Ti₅Si₃ primaires localisés au joints de gains. Ces précipités peuvent avoir un effet néfaste sur les propriétés mécaniques alors que de fins précipités secondaires, issus d'une précipitation contrôlée depuis un état homogénéisé, pourraient améliorer les propriétés de l'alliage. Des traitements thermiques et expériences in-situ ont été mis en place afin de comprendre les transformations de phases : évolution de la microstructure lamellaire Ti₃Al+TiAl et précipitation de Ti₅Si₃. Nous montrerons que la cinétique de précipitation des Ti₅Si₃ est en grande partie contrôlée par la cinétique d'évolution de la microstructure lamellaire, à l'aide d'un modèle simple posant le problème à trois phases TiAl, Ti₃Al, Ti₅Si₃. Enfin,

nous tenterons de comparer les propriétés mécaniques associées aux divers états de précipitation.

[Noda1995] T. Noda, M. Okabe, S. Isobe and M. Sayashib, silicide precipitation strengthened TiAl, material science and engineering A192/193 (1995), p774-779

CM-18-149

ETUDE DES MECANISMES D'ENDOMMAGEMENT DES FONTES FERRITIQUES A GRAPHITE SPHÉROÏDAL SOUS SOLLICITATIONS THERMOMECANIQUES COMPLEXES

**18 - Matériaux métalliques : procédés -
microstructures - propriétés**

#CM-18-149

I. Hervas ¹, E. Hug ².

¹Ensicaen - Caen (France), ²Crismat - Caen (France).

Les fontes ferritiques à graphite sphéroïdal (GS) sont employées pour la réalisation de pièces, telles que les collecteurs d'échappement, qui requièrent une ductilité élevée ainsi qu'une bonne résistance mécanique pour des températures d'utilisation pouvant atteindre 800°C [1]. Afin d'améliorer leurs performances, il est nécessaire de comprendre l'endommagement créé lors de sollicitations mécaniques [2].

Tout d'abord, des essais de traction et de compression menés sur des éprouvettes présentant différentes géométries ont permis de générer des déformations pour plusieurs taux de triaxialité. L'étude expérimentale des caractéristiques géométriques des nodules de graphite a permis l'analyse de la déformation et du trajet de chargement local au sein du matériau. En outre, l'étude de ce matériau par simulation numérique a permis de confronter ces résultats à ceux obtenus expérimentalement (Figure 1).

Dans un second temps, l'influence de la température sur la tenue mécanique de la fonte a été étudiée au travers d'essais de traction et de compression. Un changement significatif de comportement mécanique a été mis en évidence à partir de 400°C. L'étude expérimentale de paramètres microstructuraux a permis la compréhension du comportement mécanique de la fonte ainsi que son évolution avec la température.

Finalement, ce travail a permis de comprendre le comportement mécanique des fontes pour des sollicitations mécaniques multiples ainsi que son évolution avec la

température. De plus, des modèles permettant d'expliquer et d'appréhender ce comportement mécanique ont été proposés.

Figure 1 : Calcul de la déformation des nodules et du matériau homogène global par plusieurs méthodes pour un écrasement de 0,28

[1] Szmytka F, Rémy L, Maitournam H, Köster A, Bourgeois M. *Int J Plast* 2010;26:905.

[2] Hug E, Keller C, Favergeon J, Dawi K. *Mater Sci Eng A* 2009;518:65.

CM-18-162

MODELING SHEAR-COUPLED BOUNDARY MIGRATION USING AN ELASTO-PLASTIC THEORY OF DISLOCATION AND DISCLINATION FIELDS

**18 - Matériaux métalliques : procédés -
microstructures - propriétés**

#CM-18-162

C. Fressengeas ¹, V. Taupin ¹, L. Capolungo ².

**¹Université de Lorraine/CNRS - Metz (France), ²Georgia Institute of Technology
- Metz (France).**

The elasto-plastic theory of crystal defect fields (disclinations and dislocations) is used to describe in a continuous manner the shear-coupled migration of symmetrical tilt boundaries in copper. Smoothness of this framework is attractive from the point of view of mathematical analysis because it allows coping with defect core properties. Attractiveness also arises from computational convenience because the numerical scheme does not have to resolve atomic vibrations with time steps in the femto-seconds. Indeed, the atoms and their fast vibrations are exchanged for the dissipative evolution of smooth dislocation/disclination density fields embedded in an elastic continuum. Finite element approximations then allow considering the dynamics of crystal defect ensembles over time scales in the ms, under realistic loading rates and stresses. Diffusive phenomena and dislocation climb may therefore be involved in the analysis.

The structure of the boundary is built from wedge-disclination dipole arrays defined after their atomistic topography. Lattice symmetry breaking in the boundary area is at the origin of non-locality of the elastic response. The corresponding characteristic length scale has a very small value, about 0.5 Å, implying that non-locality of elasticity is limited to the defects core region. By ensuring the presence of couple stresses in the defected area in simple shear loading, nonlocal elasticity plays a central role in securing a driving force for the normal motion of the disclination dipoles. The migration of the latter generates partial dislocation dipoles whose glide parallel to the boundary and subsequent annihilation produces plastic shearing of the

sample. In addition to retrieving the core energy of the tilt boundaries at all misorientations, the theory correctly captures the order of magnitude of the migration rate as well as the two-folded dependence of the shear-migration coupling factor on the misorientation angle.

The present continuous approach can seamlessly evolve into a coarse-grained model for averaged crystal dislocation/disclination densities, able to reflect their self-organized behavior at larger polycrystalline scale. This ability allows further investigation of alternative grain boundary mechanisms for plasticity, e.g., grain rotation and emission/absorption of dislocations at grain boundaries, in media where dislocation-based plasticity is limited, as in polynanocrystals.

AF-18-179

Full field modelling of recrystallization thanks to level set method - A step toward better mean field models

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-179

M. Bernacki ¹, N. Bozzolo ¹, S. Benjamin ¹, L. Roland ², S. Amico ³.

¹Mines ParisTech CEMEF - Sophia Antipolis (France), ²EPFL - Neuchatel (Suisse), ³Transvalor - Sophia Antipolis (France).

One of the research activities of CEMEF (Mines Paristech) is dedicated to the development of a very promising numerical methodology for modelling recrystallization at the microscopic scale. This approach is based on a Finite Element (FE) discretization, Level Set (LS) framework and anisotropic mesh adaptation.

It is well known that the micro (or nano) structure of metals is a key factor for determining the constitutive law during forming and for predicting components final properties. To treat in an average way, the evolution of the material microstructure during thermal and mechanical treatments, the classical method, well known as “mean field approach”, consists in fact in a macroscopic description, selecting representative material parameters (grain size, phase percentage, precipitates, etc.) and to identify physical laws which govern the evolution of these parameters, and their influence on the mechanical behavior. The macro approach is quite convenient for coupling thermal, mechanical and physical computations, but it suffers several limitations and needs a large amount of experiments to identify the physical laws describing microstructure evolution.

On the other hand, computation at the microscale is now possible and is developed for a potentially more realistic description of materials under the concept of “full field approach”. Micro modeling is potentially much more accurate but, due to heavier computational cost at the local micro level, direct coupling with macro thermal and mechanical simulations seems limited to 2D problems and simple parts, even with large clusters of computers.

One way to view the short term applications is to use micro modeling of material in post processing, to predict microstructure evolution for a limited number of locations in the work piece, neglecting coupling effects. Another method is to use the micro approach to help identification and improvement of mean field models. Such an

approach is developed in 2D and 3D at CEMEF for recrystallization and grain growth phenomena. Detailed of this approach will be presented.

CM-18-189

Etude comparative de la transformation martensitique dans les alliages NiTi et Titane β

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-189

L. Héraud, P. Castany, T. Gloriant.

INSA Rennes, UMR CNRS 6226, Sciences Chimiques de Rennes/ Equipe Chimie-Métallurgie - Rennes (France).

Les Matériaux à Mémoire de Forme (AMF) à base de titane rencontrent un succès grandissant dans de nombreux domaines (aérospatial, médical, sport...).

Leurs caractéristiques originales, l'effet superélastique et l'effet mémoire de forme, qui sont dues à une transformation martensitique sous contrainte, permettent leur utilisation pour la fabrication de nombreux dispositifs biomédicaux (stents, arcs orthodontiques, limes endodontiques, agrafes...)

Les alliages nickel-titane comme le Nitinol[®] sont des alliages intermétalliques avec une teneur en nickel proche de 50% atomique, ils présentent d'excellentes caractéristiques AMF mais sont difficiles à usiner et la présence de nickel, allergène, est un frein à leur utilisation en médecine.

De nouveaux alliages de titane β -métastables, sans nickel, sont actuellement développés, ils montrent une meilleure biocompatibilité tout en gardant un caractère superélastique.

Cette présentation s'axe sur l'étude comparative de la transformation martensitique dans un intermétallique Ni-Ti et dans un alliage de titane β -métastable.

Les courbes de tractions cyclées permettront de mettre en lumière les hystérésis de transformation martensitique, les contraintes de transformation à température ambiante et les déformations résiduelles. Les résultats d'analyse mécanique dynamique (DMA) montreront que les températures de transformation martensitique sont dépendantes de la contrainte appliquée.

Les profils Synchrotron d'un Ni-Ti SE et d'un alliage de titane β -métastable seront étudiés afin de suivre l'évolution des paramètres de maille des alliages, et de mettre en lumière d'un côté la réversibilité de la transformation martensitique dans les alliages Ni-Ti et de l'autre l'évolution de la martensite résiduelle dans un β -métastable.

CM-18-199

Endommagement des bords découpés dans les aciers DP : caractérisation par laminographie à rayons X in-situ et simulation numérique

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-199

M. Kahziz ¹, T.F. Morgeneyer ¹, M. Mazière ¹, L. Helfen ², E. Maire ³, A. Perlade ⁴.

¹MINES ParisTech, Centre des Matériaux, CNRS UMR 7633, BP 87, 91003 - Evry (France), ²ANKA/Institute for Photon Science and Synchrotron Radiation, Karlsruhe Institute of Technology (KIT), D-76131 - Karlsruhe (Allemagne), ³Université de Lyon, INSA-Lyon, MATEIS CNRS UMR5510, 7 Avenue Jean Capelle, 69621 - Villeurbanne (France), ⁴ArcelorMittal Research, Voie Romaine-BP30320, 57283 - Maizières-Lès-Metz (France).

La performance mécanique des pièces de structures automobiles fabriquées à partir de tôles d'acier dual phase (DP) est souvent réduite par la présence des bords découpés. En effet, lors des étapes de mise en forme, des déchirures s'initiant sur le bord ont été détectées.

L'objectif de cette étude est de mieux comprendre l'endommagement à l'état initial et son évolution lors d'un chargement mécanique d'un bord poinçonné. Ceci est réalisé en 3-D in-situ en utilisant la technique de laminographie à rayon X lors d'un chargement de traction-flexion de deux types de bord : bord poinçonné et bord usiné. La laminographie à rayon X est une technique récente d'imagerie 3-D qui permet d'observer des régions d'intérêt dans les objets étendus dans deux directions et fins dans la troisième. Pour le cas du bord poinçonné, nous avons observé que la zone rompue présente une rugosité et un micro-endommagement sous forme d'aiguilles sortant de la surface de la zone rompue et qui suivent les lignes d'écoulement. Lors du chargement mécanique ces derniers croissent et coalescent avec l'endommagement interne en formant des fissures inclinées à 45° par rapport à la direction de chargement. En revanche, l'endommagement dans le cas du bord usiné

s'est initié à environ 800 μm loin du bord dans la zone ayant subi une importante striction.

La corrélation d'image sur des images 2-D prises lors des observations laminographie a été réalisée afin de déterminer les champs de déplacement dans la région d'intérêt. Ces champs ont été comparés à ceux trouvés par le calcul 2-D réalisé ayant servi à déterminer les conditions aux limites du calcul 3-D d'une boîte contenant $\frac{1}{4}$ du trou poinçonné/usiné. La triaxialité des contraintes ainsi que la déformation plastique ont été calculées afin d'interpréter la différence de comportement entre un bord poinçonné et un bord usiné.

CM-18-201

Caractérisation in situ sous rayonnement synchrotron des mécanismes de superélasticité dans les alliages de titane β métastable

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-201

P. Castany, A. Ramarolahy, T. Gloriant.

INSA Rennes - Rennes (France).

Les alliages de titane beta métastable sont de plus en plus étudiés, notamment pour leurs propriétés superélastiques et à mémoire de forme. Ces propriétés spécifiques, ainsi que la possibilité de les élaborer uniquement à partir d'éléments biocompatibles, en font des candidats de choix pour remplacer les matériaux actuellement utilisés dans le secteur biomédical (stents, agrafes, arcs orthodontiques, ...).

Deux alliages superélastiques, de compositions Ti-24Nb-0,5N et Ti-24Nb-0,5O (%atomique), ont été élaborés au laboratoire par fusion en semi-lévitation magnétique. Après un protocole thermomécanique adapté (laminage à froid, recuits, trempe), ces alliages présentent des propriétés superélastiques avec une déformation recouvrable similaire de plus de 2%. Bien que leur composition ne diffère que par la nature de l'élément interstitiel ajouté (oxygène ou azote), les comportements mécaniques de ces deux alliages sont très différents [1]. L'alliage allié à l'azote (Ti-24Nb-0,5N) montre un comportement classique pour cette famille d'alliage avec une courbe de traction présentant un plateau en contrainte. Ce plateau caractérise l'existence d'une transformation martensitique sous contrainte réversible qui est en général responsable de la superélasticité dans cette famille d'alliage. Cependant, l'alliage Ti-24Nb-0,5O ne présente pas de tel plateau, laissant à penser qu'un autre mécanisme réversible moins conventionnel permet d'obtenir la superélasticité. Afin d'étudier et de caractériser ces mécanismes réversibles, des essais de traction cyclique ont été réalisés in situ sous rayonnement synchrotron sur la ligne ID31 à l'ESRF.

L'étude détaillée des diffractogrammes obtenus ainsi que l'évolution des paramètres de maille et de l'intensité des différents pics permet alors de déterminer et comparer les différents mécanismes responsables de la superélasticité dans ces deux alliages.

[1] A. Ramarolahy et al., Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials 9, p83, 2012.

CM-18-224

Effets du forgeage multiaxial sur la microstructure d'un alliage de Zirconium

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-224

M. Darrieulat, Y. Ben Ammar, A. Aoufi.

Ecole des mines de Saint-Etienne Laboratoire Georges Friedel UMR CNRS 5307 - Saint-Etienne (France).

Des éprouvettes de Zircaloy-4 présentant après trempe une microstructure de Widmanstätten ont été soumises à des passes de compression successives selon des directions orthogonales entre elles. Une soixantaine d'essais a été réalisée en variant la température de 550°C à 750 °C (dans le haut domaine α), l'amplitude ($\Delta\varepsilon = 0,2$ à 0,6) et la vitesse de la déformation ($\dot{\varepsilon} = 10^{-3}/s$ à 4/s). Dans chaque cycle de trois passes, la contrainte est plus forte lors de la première compression que lors des deux autres. La texture évolue car à chaque fois les pôles $\langle c \rangle$ se relèvent vers la direction de la sollicitation. Mais un échantillon initialement isotrope est peu texturé à l'issue d'un cycle, car les effets des trois compressions se compensent (voir Figure).

A vitesses modérées, le procédé affine la microstructure puisqu'après un cycle à 750°C les grains, sensiblement équiaxes, ont une taille moyenne de 33 μm . Celle-ci se réduit à 18 μm à 650°C mais à condition d'effectuer deux cycles. Toutefois, les meilleurs résultats sont obtenus en accroissant la vitesse de déformation à 4/s, où il est possible d'obtenir 10 μm à 750°C après un cycle. Il faut noter à partir de $\dot{\varepsilon} = 2/s$ un changement dans l'évolution microstructurale du matériau : alors qu'à faible vitesse, les cristallites ne se referment que progressivement en gardant de nombreux sous-joints, à vitesse supérieure la plus grande partie des grains résultants est recristallisée. La taille des grains varie aussi avec les recuits. On peut, par exemple, la faire chuter à 22 μm après un cycle à 10⁻¹/s et 650°C. Mais à 750°C, un maintien en température agit en sens opposé. Un traitement thermomécanique du Zircaloy-4 à base de forgeage multiaxial doit donc être réglé de façon très précise entre 600°C (température au-dessous de laquelle de grandes colonies de lamelles persistent) et le transus β situé à 810°C.

AF-18-247

Synthèse et caractérisation de tungstène nanométrique par mécano-synthèse

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-247

S. Dine ¹, D. Vrel ¹, V. Malard ², B. Rousseau ³, C. Grisolia ⁴, G. Pieters ⁵.

¹LSPM-CNRS - Villetaneuse (France), ²CEA - Marcoule (France), ³CEA - Saclay (France), ⁴CEA - Cadarache (France), ⁵CEA - cadarache (France).

Dans le cadre du projet international ITER (International Thermonuclear Experimental Reactor) plusieurs problèmes liés aux matériaux restent à résoudre. Parmi ceux-ci, l'étude de la pulvérisation de composants faisant face au plasma (et notamment des matériaux du divertor) liés aux flux thermique et ionique élevés, et leur retraitement, est essentielle.

Le travail présenté concerne la synthèse et la caractérisation de poudres modèles de tungstène (matériau retenu dans la conception du divertor), afin de pouvoir prédire le comportement des poudres qui seront produites au cours du fonctionnement du réacteur ITER. La réaction a lieu par mécanosynthèse entre trioxyde de tungstène et le magnésium. L'influence de la concentration des précurseurs, d'un modérateur, ainsi que de la vitesse de broyage ont été étudiées. La caractérisation structurale par diffraction des rayons X montre que les nanopoudres obtenues ont une structure tungstite (BCC), et l'analyse de la morphologie de la poudre par microscopie électronique à balayage MEB révèle des grains sphériques de diamètre variant de 30 à 70 nm, avec une surface spécifique de 15.91 m²/g. Enfin, la microanalyse par énergie dispersive de rayon X (EDX) de la poudre du W montre nettement les signaux associés à la présence du W.

AF-18-259

Etude Défaut Criques de Rives sur bobines laminées à chaud

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-259

F. Lemboub.

centre de recherche URASM/CSC ANNABA - Annaba (Algérie).

Les bandes laminées à chaud à l'usine d'EL -Hadjar (Algérie) présentent des défauts sur rives plus au moins graves rendent leurs transformations au découpage couteux et parfois impossible du fait d'endommagement des rouleaux.

L'étude a montré qu'on est en présence de deux différents défauts:

- a) Lignage de rives: d'origine train à chaud.
- b) Criques sur rives: d'origine Acierie à brames.

Nous avons utilisé pour notre étude les techniques suivantes:

- Analyse chimique par spectrométrie ARL.
- Essais de dureté HRB.
- Analyse Macrographique.
- Analyse Micrographique.

CM-18-280

Evolution et hétérogénéité du glissement planaire dans le cuivre et dans le fer monocristallin analysé par microscopie à force atomique.

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-280

C. Kahloun, L.T. Le, S. Queyreau, G. Monnet, P. Franciosi.

charlie.kahloun@lspm.cnrs.fr - Charlie.kahloun@lspm.cnrs.fr (France).

Evolution et hétérogénéité du glissement planaire dans le cuivre et dans le fer monocristallin analysé par microscopie à force atomique.

C. Kahloun¹, L. T. Le¹, S. Queyreau¹, G. Monnet², P. Franciosi¹

¹LSPM –CNRS-, UPR 3407, Université Paris 13, 93430 Villetaneuse France

² EDF R&D, MMC, 77818 Moret-sur-Loing x France

L'activité plastique des matériaux cristallins se manifeste en surface par l'apparition de marches de glissement que l'on peut observer par microscopie à force atomique (AFM). Un traitement des données AFM [1] permet d'associer aux marches deux paramètres topographiques qui combinés à l'orientation du cristal conduisent à la détermination du glissement de chaque bande [2-3].

Deux essais de traction sur micro-éprouvette mono-cristalline de fer et de cuivre ont été réalisés in situ sous AFM entre 0 et 8% de déformation plastique. L'orientation des éprouvettes est choisie pour activer en glissement simple les plans (110) du fer et (111) du cuivre. Des mesures topographiques sont effectuées à chaque

accroissement de 0.5% de déformation, dans une même zone de 100  m X100

 m. Le glissement dans chaque bandes est déterminé à chaque étape de la déformation plastique. Nous étudions l'évolution du glissement de chaque bande ainsi que l'hétérogénéité de glissement d'une bande à l'autre.

Les résultats obtenus montrent que la répartition spatiale et l'évolution de la déformation plastique au cours de l'essai de traction sont très différentes dans le cuivre et dans le fer. Le point essentiel de cette comparaison est que la déformation plastique du fer est réalisée par l'accroissement du glissement de chaque bandes dont le nombre tend à devenir constant alors que la plasticité du cuivre est assurée par la multiplication des bandes de glissement dont l'intensité de glissement reste constante.

[1] C. Kahloun , R. Badji , B. Bacroix , M. Bouabdallah , 2010. Contribution to crystallographic slip assessment by means of topographic measurements achieved with atomic force microscopy.

Mat. Charact., 61 (9), 835-844.

[2] C. Kahloun , Le L. T., G. Monnet , M-H. Chavanne Ait E., P. Franciosi 2013. Topological analysis of (110) slip in alpha-iron crystal from in-situ tests in atomic force microscope.

Acta Materialia, nov 2013.

[3] C. Kahloun, L. T. Le, G. Monnet, M-H. Chavanne, E. Ait, P. Franciosi . Quantitative analysis of slip topography on a cristal surface from AFM in-situ tensile test. SSP-Cargèse nov 2013.

CM-18-286

Elaboration par métallurgie liquide d'un composite aluminium A1350 - nanofibres de carbone à propriétés mécaniques améliorées.

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-286

P. Royes ¹, N. Masquelier ¹, T. Bréville ², D. Balloy ³.

¹Nexans - Lens (France), ²Atys Consulting Group - Herbeys (France), ³UMET - Villeneuve D'ascq (France).

Nous proposons ici une méthode d'élaboration de composite aluminium A1350-nanofibres de carbone. Les nanofibres de carbone (NFC) sont revêtues de cuivre par la méthode *molecular level mixing*, pour obtenir un mouillage des NFC par l'aluminium liquide et éviter la formation de carbure Al_4C_3 [1], et directement intégrées dans le métal liquide. Cette méthode originale permet d'élaborer le métal liquide composite par fusion électrique à induction et de réaliser des barreaux (Ø26mm) en coulée batch dans des moules métalliques (coulée semi-continue).

Une démarche de caractérisation macroscopique et microscopique est proposée pour déterminer la bonne intégration des NFC à la matrice aluminium et quantifier pour la première fois la contribution réelle des NFC aux caractéristiques mécaniques sur des échantillons élaborés en voie liquide.

Des fils ébauches (Ø7.35mm) sont obtenus à partir des barreaux bruts de coulée selon deux chemins de déformation : à froid et à chaud (450°C). Des essais de tractions sur fils ébauches montrent que le chemin de déformation à chaud permet d'obtenir des barreaux composites ayant une résistance mécanique R_m améliorée jusqu'à +18% par rapport à une référence réalisée dans les mêmes conditions. Les tractions réalisées sur fils ébauchés déformés à froid montrent un R_m amélioré de +10%. L'impact des conditions d'élaboration sur l'amélioration de la résistance mécanique est discuté.

[1] Se-Il Oh, Jun-Young Lim, Yu-Chan Kim, Juil Yoon, Gyeong-Ho Kim, Joonho Lee, Yun-Mo Sung, and Jun-Hyun Han. Fabrication of carbon nanofiber reinforced

aluminum alloy nanocomposites by a liquid process. *Journal of Alloys and Compounds*, 542:111–117, 2012.

CM-18-289

Synthèse et stabilité de matériaux intermétalliques de type semi-Heusler: l'exemple de NiTiSn

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-289

A. Berche, V. Monino, E. Ruiz, F. Rouessac, R.M. Ayrat, J.C. Tedenac, M. Tillard, P. Jund.

Institut Charles Gerhardt - Montpellier (France).

Les alliages intermétalliques de type Heusler, de composition X_2YZ , possèdent une structure cubique à faces centrées constituée de quatre sous réseaux interpénétrés. Avec un remplissage de seulement la moitié des sites tétraédriques, les composés de formule XYZ appartiennent au type semi-Heusler. Cette classe de composés est remarquable par ses propriétés particulières qui peuvent être mises à profit dans les domaines du magnétisme, de l'électronique, de la conversion d'énergie... On peut citer à titre d'exemple, la mise en évidence récente d'excellentes propriétés thermoélectriques pour les matériaux à base de NiTiSn.

C'est pourquoi nous avons focalisé notre étude sur ce composé et notamment sur sa synthèse, qui reste un challenge. En effet, les diagrammes de phases ternaires que nous avons calculés (méthode CalPhaD) montrent des équilibres thermodynamiques complexes avec en particulier la formation simultanée de plusieurs phases intermétalliques, qui est à l'origine des difficultés d'obtention d'un matériau monophasé de haute pureté nécessaire à des utilisations ultérieures. Nous avons réalisé une étude comparative des méthodes de synthèse (fusion à l'arc, SHS, mécanosynthèse) et montré que le choix de la méthode est d'une grande importance pour atteindre les objectifs. L'optimisation des conditions expérimentales et la mise en œuvre de post traitements adaptés permet de réduire très significativement le taux de phases secondaires dont la présence est nuisible à de bonnes propriétés.

CM-18-308

Influence de mécanismes athermiques sur les transformations de phases dans les alliages Al-Cu

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-308

R. Besson, J. Kwon, L. Thuinet, M.N. Avettand-Fènoel, A. Legris.

CNRS - UMET - Villeneuve D'ascq (France).

Bien que les alliages Al-Cu soient l'objet d'études intensives depuis plus d'un siècle, le domaine riche en Cu présente encore un grand nombre de composés ordonnés complexes mal connus. Afin d'interpréter la formation de ces phases riches en Cu, nous avons employé des calculs de structure électronique en conjonction avec l'approche M2BCE récemment développée, reposant sur des développements en amas partiellement réciproques. Cette démarche fournit un guide pour l'identification des structures les plus stables, aboutissant à une description détaillée de l'énergétique du système Al-Cu. Le résultat le plus notable est la mise en évidence d'un grand nombre de composés subissant la transition de Bain $cfc \rightarrow cc$ pour des teneurs en Cu comprises entre 50 et 80 %. Ces instabilités constituent un mécanisme athermique plausible, pour rendre compte de la formation privilégiée du composé Al_4Cu_9 , observé dans de nombreux procédés d'élaboration à basse température.

CM-18-311

Etude ab initio du composé Al_4Cu_9

18 - Matériaux métalliques : procédés -
microstructures - propriétés

#CM-18-311

R. Besson, J. Kwon, L. Thuinet, M.N. Avettand-Fenoël, A. Legris.

UMET - CNRS - Villeneuve D'ascq (France).

Des simulations atomiques par la méthode de la fonctionnelle de densité sont mises en œuvre pour étudier les défauts ponctuels dans le composé Al_4Cu_9 , lequel présente expérimentalement une stabilité surprenante. En raison de la structure assez complexe de ce composé, une approche de thermodynamique statistique reposant sur une hypothèse de défauts indépendants (ADPI) est requise pour obtenir les diverses quantités de défauts, antisites, lacunes et interstitiels en fonction de la température et de l'écart à la stœchiométrie, ainsi que l'énergie libre de Al_4Cu_9 . La validité de l'approche ADPI et les interactions entre défauts ponctuels sont ensuite examinées, par (i) des simulations Monte-Carlo à l'aide de potentiels empiriques pour Al-Cu et (ii) des simulations ab initio de configurations complexes de défauts ponctuels dans les composés riches en Al. Le comportement non-stœchiométrique de Al_4Cu_9 , contrastant avec celui d'autres composés Al-Cu, fournit une explication pour sa stabilité inhabituelle.

AF-18-330

Influence of cobalt addition on structural properties of Al-Co-Ti alloys prepared by high frequency magnetic induction fusion

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-330

N. Sassane ¹, M.Y. Debili ², N.E. Boukhris ³.

¹Etudiante en doctorat - Annaba (Algérie), ²professeur - Annaba (Algérie), ³maitre de conférence - Annaba (Algérie).

The aim of this paper is to study the influence of cobalt content on structure and phase transformation in ternary Al-Co-Ti alloys (2at%Ti), prepared by high frequency induction fusion and solidification to room temperature. Cobalt aluminides formed during solid state transformation are of great interest in use as primary materials in skeletal catalysis. Several AlCoTi alloys with cobalt content in atomic percent (5%,10%,15%,20%,25% and 30%) have been investigated by means of x-ray diffraction(XRD) ,scanning electron microscopy(SEM) and thermal analysis. More specifically in this paper we have focused attention on the influence of high frequency magnetic fusion on the microstructure of Al rich alloys containing the Al₉Co₂ aluminide type compound which is stable over a wide composition range of cobalt. Lattice parameter variation as well as microhardness with cobalt content show particular behaviors that may be related to metastable complex intermetallic compounds formation.

CI-18-343

Utilisation de l'outil thermodynamique pour la prédiction de la microstructure d'aciers réfractaires

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CI-18-343

J.M. Joubert ¹, W. St-Fleur ¹, J. Sarthou ¹, A. Steckmeyer ², B. Fournier ².

¹ICMPE/CNRS - Thiais (France), ²Manoir Industries - Pîtres (France).

Les aciers réfractaires fortement alliés sont utilisés sous forme de tubes dans la partie chaude des fours de craquage et de reformage dans l'industrie pétrochimique. Ces alliages ont une teneur élevée en chrome nécessaire pour maintenir les propriétés de haute résistance à la corrosion alors qu'une forte teneur en nickel permet de conserver la structure austénitique nécessaire pour assurer de bonnes propriétés de fluage. Dans ces alliages, la précipitation fine de carbures primaires (issus de la solidification) et secondaires (issus du vieillissement) est responsable des bonnes propriétés mécaniques à haute température.

Jusqu'à présent, le développement industriel de ces alliages a été effectué de façon essentiellement empirique. Cependant, des outils de modélisation peuvent être utilisés dans le but d'améliorer certaines caractéristiques des alliages. Parmi eux, la méthode Calphad a été choisie pour sa capacité à décrire les systèmes multi-éléments complexes.

Dans ce travail, des calculs effectués avec différentes bases de données thermodynamiques (TCFE7, TTNI7, TCNI5) ont été comparés entre eux et confrontés aux résultats expérimentaux obtenus par analyse thermique et après mise à l'équilibre de compositions industrielles à différentes températures.

On a pu tirer des conclusions concernant :

- l'aptitude de la méthode Calphad à reproduire la microstructure observée pour ces compositions complexes
- la base de données la mieux adaptée pour ces alliages dont les compositions sont à mi-chemin entre les aciers classiques et les superalliages à base nickel.

L'outil thermodynamique est ensuite utilisé pour le développement industriel de nouvelles compositions d'alliages.

CM-18-357

TEM characterization of the microstructure and deformation micromechanisms of new Ni-based polycrystalline superalloys

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-357

M. Hantcherli ¹, F. Pettinari-Sturmel ¹, J. Douin ¹, P. Villechaise ², J. Cormier ², A. Devaux ³.

¹CEMES CNRS - Toulouse (France), ²PPRIME ISAE ENSMA - Poitiers (France), ³Aubert & Duval - Ancizes (France).

For more than 30 years, several studies have been performed to understand and improve the mechanical properties of Ni-based superalloys designed for turbine blades as well as turbine disk application. These alloys experience severe using condition combining tensile test, creep and fatigue at different temperatures. The development and the optimization of these materials have been possible through multiscale approaches combining experiment and modeling. These researches have allowed a thorough understanding of the relation between the macroscopic behavior and the characteristics of the microstructure. But, in the current competitive aeronautic context, efforts have still to be done to allow the development of new superalloys.

This work is also aimed to focus on the characterization of the new AD730TM Ni-based polycrystalline superalloy. More precisely, the microstructure, which consists in multimodal g' precipitates, has been characterized using conventional TEM observations. Then, post mortem TEM observation and in situ TEM straining experiments have been performed to identify the pertinent deformation micromechanisms, which control the macroscopic deformation. The interactions between the dislocations and the g' precipitates have been identified and compared to previous results obtained in similar Ni-Based disk superalloys. Else, the effect of heat treatment on the microstructure and the influence of any evolution of the initial microstructure on the creep behavior have been carefully analyzed.

CM-18-375

Influence du grenailage de précontrainte sur l'acier inoxydable AISI 301LN

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-375

R. Guiheux ¹, S. Berveiller ², D. Bouscaud ², R. Kubler ², E. Patoor ², Q. Puydt ¹.

¹IRT M2P - Metz (France), ²Arts et Métiers ParisTech - Metz (France).

Le grenailage de précontrainte est un procédé couramment utilisé dans les industries automobiles et aéronautiques. La pièce traitée est soumise à un jet de grenailles impactant la surface avec plus ou moins d'intensité. Ce procédé induit une déformation inélastique de la surface de la pièce générant des contraintes résiduelles de compression bénéfiques pour la tenue en fatigue des pièces traitées. Dans ce travail, le grenailage d'un acier inoxydable AISI 301 LN présentant un effet de plasticité de transformation, ou effet TRIP (Transformation Induced Plasticity) est étudié. Des échantillons de dimensions 60 x 60 x 10 mm³ (massif semi-infini) et des éprouvettes minces type Almen (1.29 x 76,2 x 18.9 mm³) en acier 301 LN sont soumis à un jet de grenailles « turbine » pour différents paramètres de grenailage. Des grenailages simples avec des grenailles de 0.4 mm et 0.6 mm de diamètre puis des grenailages double via l'utilisation successive de ces deux types de grenailles ont été réalisés. La vitesse de projection des grenailles est aussi l'un des paramètres qui a été étudié au cours de ces essais. Les différents échantillons ainsi traités ont été caractérisés par différentes méthodes, à différentes échelles. A l'échelle de la structure, la déformée des éprouvettes type Almen et l'état de surface (microgéométrie) après grenailage ont été mesurés. Une analyse de l'évolution de la microstructure et du profil de microdureté en sous-couche a été réalisée. La diffraction des rayons X, a permis de déterminer la proportion des phases - austénite et martensite - et la distribution des contraintes résiduelles au sein de la pièce pour chaque phase. Cette étude expérimentale va servir à calibrer et valider des modèles de grenailage sur matériaux à effet TRIP.

CM-18-378

Etude expérimentale de la précipitation des carbures (V,Mo)C dans des aciers et amélioration des bases de données thermodynamiques

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-378

C. Bellot ¹, E. Cabrol ².

¹ACRDM - Tarbes (France), ²ICA - Albi (France).

La simulation thermodynamique est un outil important dans le développement de nouveaux alliages métalliques puisqu'elle permet d'optimiser les compositions chimiques et les traitements thermiques tout en limitant les manipulations expérimentales. De nombreux logiciels de calcul thermodynamique basés sur le principe de minimisation de l'énergie de Gibbs existent (Thermocalc, Matcalc, ...). Les diagrammes de phases peuvent ainsi être calculés en fonction des variations de compositions chimiques et de températures. Cependant, la détermination expérimentale de ces diagrammes de phases, notamment des différents types de précipités, est aujourd'hui très onéreuse. Cela devient d'autant plus vrai que les alliages développés actuellement contiennent de plus en plus d'éléments. Ainsi, la fiabilité des prédictions dépend de la bonne description des phases dans les bases de données thermodynamiques qui reste aujourd'hui limitée par le peu de données expérimentales disponibles.

Ainsi, afin d'acquérir des données expérimentales fiables et nombreuses dans le but d'améliorer les bases de données thermodynamiques, des techniques de caractérisations comme l'extraction sélective des précipités par dissolution ont été mises au point. Cette technique permet ainsi d'accéder à la cristallographie des précipités, leurs compositions chimiques, leurs tailles et leurs formes ainsi que leurs quantités sur plusieurs cm³ de matériaux. La solubilité des éléments chimiques dans la matrice peut également être déterminée ainsi que l'évolution de la composition chimique de la matrice au cours de la précipitation.

Dans cet exposé, la technique de dissolution sélective sera utilisée pour étudier la précipitation dans des aciers des carbures (V,Mo)C lors de l'austénitisation. Les jeux de données expérimentales seront ensuite utilisés pour améliorer les bases thermodynamiques et la base optimisée sera alors validée sur des aciers de compositions chimiques différentes présentant des précipités de même type.

Nous montrerons alors que la technique d'extraction sélective des précipités par dissolution est une technique efficace pour acquérir de jeux de données expérimentales, qui peuvent être directement utilisés pour la compréhension des mécanismes de précipitation, mais également dans le but d'optimiser les bases de données thermodynamiques sur des systèmes chimiques très complexes.

CM-18-380

Etude des zones d'interfaces dans des matériaux fer/Ferrite

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-380

R. Guicheteau, J.F. Silvain, J.L. Bobet.

ICMCB - Pessac (France).

Afin de caractériser les mécanismes de diffusion entre du fer et une ferrite de type Ni-Zn ($\text{NiZnFe}_4\text{O}_8$), 3 systèmes modèles ont été étudiés. Le premier correspond à un système type couche mince, avec un support de ferrite sur lequel une couche de fer a été déposée par dépôt en phase vapeur. Le deuxième et le troisième correspondent à des mélanges de poudres soit respectivement un mélange de poudre Fer-Ferrite et un mélange de poudre type « cœur-écorce » avec un cœur de fer et une écorce de ferrite. Ces derniers systèmes ont été compressés à froid puis ont subits un frittage libre à différentes température comprises entre 500°C et 900°C. Les matériaux ainsi obtenus ont été caractérisés par microscopie électronique, dilatométrie horizontale, microsonde de Castaing et diffraction des rayons X. Les résultats montrent dans un premier temps, qu'une réaction d'oxydoréduction intervient au dessus de 600°C menant à la formation de FeO, $\text{Fe}_x\text{Ni}_{1-x}$ et FeZnO. Puis dans un second temps, un phénomène complexe de diffusion entre Ni, Fe et O a pu être mis en évidence. La combinaison et l'alternance de ces deux phénomènes conduit alors à la consommation totale de la phase minoritaire.

CM-18-392

Caractérisation d'une fonte à haut chrome alliée au niobium pour des cylindres de laminoir

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-392

F. Delaunois ¹, V. Stanciu ¹, M. Sinnaeve ², V. Vitry ¹.

¹Université de Mons - Mons (Belgique), ²Marichal Ketin - Liège (Belgique).

Les cylindres de laminoir sont les éléments qui subissent les contraintes les plus élevées dans un train à bandes à chaud. Leur durée de vie mais également la qualité des pièces obtenues dépendront dès lors de leur performance.

Les fontes à haut chrome sont utilisées comme métal de table dans les cylindres de laminoir présents dans les quatre premières cages finisseuses. Elles contiennent une teneur élevée en chrome et sont fortement alliées, ce qui leur permet une meilleure résistance à l'usure. Cette nuance n'est cependant pas utilisée pour les trois dernières cages finisseuses qui sont en fonte ICDP (Indefinite Chill Double Pour) car elle est sensible à l'apparition du phénomène de collage pour ces dernières cages.

Afin d'améliorer les propriétés de ces fontes à haut chrome, il est envisagé d'ajouter du niobium dans ces nuances.

Dans ce travail, divers teneurs en niobium ont été ajoutées à une fonte à haut chrome classique et les alliages résultants ont été caractérisés : leur microstructure a été observée par microscopie optique et électronique et leur dureté a été mesurée. De même, des essais d'oxydation à chaud des nuances contenant du niobium ont été réalisés.

Les résultats de dureté montrent une homogénéité des propriétés mécaniques au sein d'un même cylindre. Les conclusions montrent également que la présence de niobium n'influence pas les microstructures des nuances étudiées (pas d'affinement observé en microscopie optique ni en microscopie à balayage), et très peu leurs propriétés mécaniques. La réalisation en laboratoire de traitements thermiques sub-critiques (avec zéro, un ou deux traitements thermiques de revenu, suivis de trempes à l'azote) a permis d'étudier la cinétique de déstabilisation de l'austénite résiduelle.

On observe ainsi une diminution de la dureté avec l'augmentation du nombre de revenus réalisés.

AF-18-397

OPTIMISATION DU PROCEDE DE NANOSTRUCTURATION PAR MALAXAGE SUR DEUX ACIERS : C45 ET 316L

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-397

C. Langlage ¹, A. Roman ¹, D. Schlegel ², M. Folea ³, D. Chamoret ¹, N. Lebaal ¹, E. Gete ¹.

¹IRTES-UTBM - Belfort (France), ²IRTES-ESTA - Belfort (France), ³UT Brasov - Brasov (Roumanie).

Les matériaux nanostructurés présentent des propriétés intéressantes, notamment dans le domaine mécanique en offrant des propriétés de dureté très élevées associées à des couches superficielles compactes et continues par rapport au substrat. Parmi les techniques de nanostructuration, le malaxage qui combine des effets thermiques et mécaniques, s'avère être une technique rapide et simple utilisant des outils adaptables aux machines d'usinage classiques. Le principe du malaxage consiste à faire tourner un outil dont la surface est lisse contre le matériau à traiter, puis translater cet outil, tout en contrôlant la force verticale appliquée sur l'outil.

Dans ce travail, le procédé de malaxage a été expérimenté sur deux aciers couramment utilisés en industrie, un acier standard C45 et un acier inoxydable 316L. Des plans d'expérience ont été mis en place, afin de rechercher des paramètres expérimentaux optimaux. Les couches traitées ont été évaluées en termes d'épaisseur, taille de grains et microstructure. Lorsque la vitesse de rotation de l'outil, sa vitesse de déplacement et l'effort appliqué sur l'outil sont bien choisis, il est possible de générer des couches d'une épaisseur allant jusqu'à 100µm, comportant des grains dont la taille a été divisée par un facteur allant de 4 à 100, et dont la dureté peut tripler par rapport au substrat.

CM-18-400

Simulation numérique de la précipitation pour les superalliages à base Ni et Co

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-400

M. Bonvalet, T. Philippe, D. Blavette.

Groupe de Physique des Matériaux UMR 6634 CNRS - Saint Etienne Du Rouvray (France).

A partir d'un modèle de classe, la germination, croissance et coalescence d'une seconde phase sont traitées simultanément dans une approche de type Kampmann-Wagner [1] élargie aux systèmes multi-composants. Les effets de régression sont pris en compte dans la germination d'une classe de précipités à l'aide de la théorie de Zeldovich [2] et la croissance et coalescence résulte de la compétition entre cinétique et thermodynamique et sont formulées à partir de la loi de croissance/coalescence récemment établie pour la maturation d'Ostwald dans un alliage multi-composant [3]. La loi de croissance est écrite pour une interface en équilibre chimique avec la matrice et tient compte des couplages de flux de diffusion [3]. L'approche ne nécessite pas de couplage avec un logiciel de type CALPHAD pour la détermination des compositions interfaciales, différentes des compositions d'équilibre en raison de l'effet de Gibbs-Thompson et des couplages de flux de diffusion, ces effets étant déjà inclus dans loi de croissance [3]. Le modèle repose sur une approximation de champ moyen et les profils de diffusion sont supposés quasi stationnaires. Les simulations numériques sont comparées aux travaux de la littérature pour la précipitation de la phase L12 dans une matrice c.f.c pour le système Ni-Cr-Al [4,5]. Après validation de l'approche, les travaux seront étendus à la précipitation de la phase γ' dans une matrice γ pour les superalliages à base cobalt [6].

[1] R. Kampmann, R. Wagner In : P. Haasen, V. Gerold, R. Wagner, F. Ashby Michael, editors. Decomposition of alloys : the early stages. Sonnenberg: Pergamon; 1984. p. 91.

[2] J. B. Zeldovich, Acta Physicochim. URSS 18 (1943) 1.

[3] T. Philippe et P.W. Voorhees, *Acta Mater.* 61 (2013) 4237.

[4] C. Booth-Morrison et al., *Acta Mater.* 56 (2008) 3422.

[5] L. Rougier et al., *Acta Mater.* 61 (2013) 6396.

[6] J. Sato et al., *Science.* 312 (2006) 90.

CM-18-417

Transformation martensitique β/α'' dans les alliages de titane : une technique alternative de reconstruction de la phase haute température

18 - Matériaux métalliques : procédés -
microstructures - propriétés

#CM-18-417

E. Bertrand ¹, P. Castany ², T. Gloriant ².

¹Institut des Matériaux Jean Rouxel (IMN) - Nantes (France), ²INSA Rennes -
Rennes (France).

Les alliages β -métastables peuvent subir une transformation martensitique sous contrainte après une trempe depuis le domaine β . Pour une teneur adéquate en éléments β -gènes, la phase β (cubique centrée) peut se décomposer en phase α'' (orthorhombique C-centrée) sous contrainte permettant ainsi d'obtenir un effet superélastique, cette transformation étant réversible. Pour une teneur moins élevée en éléments β -gènes, la phase β se transforme directement en martensite α'' lors de la trempe, permettant alors d'obtenir un effet mémoire de forme.

Nous allons montrer que pour les microstructures α'' de trempe, il est possible de déduire la microstructure et l'orientation cristallographique des grains β à haute température en réalisant une cartographie EBSD.

Les clichés de Kikuchi peuvent être directement indexés par la phase β , bien qu'elle ne soit pas présente dans l'alliage à température ambiante, offrant ainsi une manière simple de remonter à la microstructure d'origine. Bien que le taux d'indexation chute lors de cette opération, un nettoyage par extrapolation aux plus proches voisins permet d'obtenir une représentation fidèle de la microstructure β . Les résultats obtenus sont comparés à ceux obtenus par les techniques classiques de reconstruction – par application des relations d'orientation entre la phase mère et la phase fille.

En plus d'être simple, cette technique très simple ne requiert pas d'indexation de la martensite α'' dont la microstructure est souvent trop fine pour être résolue par EBSD.

CM-18-443

Détermination expérimentale et modélisation de la croissance du grain austénitique dans un acier 2.25Cr-1Mo sans vanadium

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-443

S. Dépinoy ¹, C. Toffolon-Masclét ¹, A.F. Gourgues-Lorenzon ², E. Kozeschnik ³, B. Marini ⁴, F. Roch ⁵.

¹CEA-DEN/DANS/DMN/SRMA - Gif-Sur Yvette (France), ²Mines-Paristech - Centre des Matériaux, UMR CNRS 7633 - Evry (France), ³Institute of Materials Science and Technology, Vienna University of Technology - Vienna (Autriche), ⁴CEA-DEN/DANS/DMN/SRMA - Gif-Sur-Yvette (France), ⁵AREVA - Paris La Défense (France).

Les aciers bainitiques 2.25Cr-1Mo sont connus pour posséder de bonnes propriétés mécaniques en traction ainsi qu'une bonne résistance à la propagation de fissures. Toutefois, lors de la trempe de pièces épaisses, le gradient de vitesse de refroidissement dans l'épaisseur est susceptible de favoriser la formation de ferrite au coeur de la pièce, cette ferrite dégradant les propriétés mécaniques de l'acier.

L'apparition de la ferrite peut être retardée en augmentant la taille du grain austénitique. Cependant, la croissance du grain austénitique doit être maîtrisée : un grain trop gros peut en effet augmenter la température de transition ductile-fragile.

Le but de cette étude est de quantifier la cinétique de croissance du grain austénitique dans un acier 2.25Cr-1Mo sans vanadium. Les paramètres d'une équation analytique phénoménologique, dite « Equation de Beck » [1], ont été déterminés à l'aide des mesures expérimentales de taille moyenne de grain austénitique, réalisées après différents traitements thermiques. En parallèle, la croissance des grains a été simulée numériquement avec un modèle thermocinétique [2]. Dans ce modèle, la croissance du grain austénitique dépend de la mobilité des joints de grains et des forces motrices dues à l'énergie de surface des joints de grains, mais également des précipités AlN qui épinglent ces joints de grains et limitent la croissance. La nature et la distribution

en nombre de ces précipités ont été estimées à l'aide de la composition chimique de l'acier ainsi qu'en simulant leurs cinétiques de précipitation lors des traitements thermiques. Les prédictions du modèle sont en bon accord avec les résultats expérimentaux. Enfin, l'influence de la teneur en aluminium sur les caractéristiques des AlN et donc sur l'épinglage des grains austénitiques est présentée.

[1] Beck, P.A., J.C. Kremer, L.J. Demer, and M.L. Holzworth. 1948. "Grain Growth in High-purity Aluminum and in an Aluminum–magnesium Alloy." *Transactions of AIME* 175: 372-395.

[2] Rath, Markus, and Ernst Kozeschnik. 2013. "Coupled Grain Growth and Precipitation Modeling in Multi-Phase Systems." *Materials Science Forum* 753: 357–360.

CI-18-449

Recristallisation dynamique de la glace : observations in-situ du champ de déformation au cours de la germination.

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CI-18-449

M. Montagnat ¹, T. Chauve ¹, F. Barou ², A. Tommasi ², B. Beausir ³, C. Fressengeas ³, P. Vacher ⁴.

¹LGGE CNRS Univ. Grenoble Alpes - Grenoble (France), ²Géosciences Montpellier, CNRS, Univ. Montpellier 2 - Montpellier (France), ³LEM3, CNRS, Univ. Lorraine - Metz (France), ⁴SYMME, Univ. Savoie - Annecy-Le-Vieux (France).

La recristallisation dynamique (DRX) intervient au cours de la déformation des minéraux dans le manteau terrestre, de la glace dans les calottes polaires, et des métaux lors de la mise en forme par exemple. Par les modifications qu'elle induit sur les textures et les microstructures, la DRX peut fortement affecter le comportement mécanique. Au cours du fluage de la glace polycristalline, dans les conditions de laboratoire ($T/T_f \sim 0.98$; $\sigma \sim 0,5\text{MPa}$), la DRX se produit dès 1% de déformation macroscopique et se caractérise par la germination de nouveaux grains et la migration des joints de grains, qui doivent induire des modifications des champs de contrainte et de déformation inter- et intragranulaires.

Des essais de fluage ($\sigma=0,5-0,8\text{MPa}$, $T=-7^\circ\text{C}$, $2\% < \epsilon < 18\%$) ont été effectués sur des échantillons de glace granulaire ($D_g \sim 1\text{ mm}$) et sur des échantillons de glace colonnaire (microstructure 2D-1/2, $D_g \sim 10\text{ mm}$, dimensions $100*100*15\text{ mm}^3$). Ces derniers ne contiennent qu'un grain dans l'épaisseur, permettant des mesures de champs en surface aussi représentatives du volume que possible. Les textures et microstructures ont été caractérisées avant et après essais à l'aide d'un analyseur automatique de texture (AITA), et par EBSD sur des échantillons plus petits (SEM Crystal Probe, Géosciences Montpellier). Les données EBSD ont permis d'évaluer l'évolution d'une densité de dislocations géométriquement nécessaires [1]. Au cours des essais, le champ de déformation a été suivi par corrélation d'images numériques

avec une résolution spatiale comprise entre 0,2 et 0,5 mm, et une résolution en déformation entre 0,2 et 1% [2].

Nos résultats montrent l'impact des mécanismes de DRX sur la redistribution du champ de déformation inter- et intragranulaire au cours de la déformation. En focalisant autour d'un point triple, nous montrons l'impact de la germination et de l'apparition de sous-joints de grains sur cette re-distribution de la déformation locale. Ces observations sont complétées par des mesures post-déformation des orientations locales à haute résolution (AITA et EBSD).

[1] Beausir, B. and Fressengeas, C. Disclination densities from EBSD orientation mapping. *Int. J. of Solids and Struct.* 50 (2013): 137-146.

[2] Grennerat, F., Montagnat, M., Castelnau, O., Vacher, P., Moulinec, H., Suquet, P. and Duval, P. Experimental characterization of the intragranular strain field in columnar ice during transient creep. *Acta Mater.* 60 8 (2012): 3655-3666.

CM-18-452

Développement d'un essai de vieillissement accéléré sur alliages d'aluminium pour application aéronautique

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-452

L. Grosset ¹, C. Desrayaud ¹, A. Fraczkiewicz ¹, C. Bosch ¹, L. Anssems ², S. Becquerelle ³.

¹Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne - Centre SMS - Saint-Etienne (France), ²Hispano-Suiza - Matériaux et Procédés - Colombes (France), ³Hispano-Suiza - Recherche et Technologie - Colombes (France).

Suite à l'évolution des exigences pour le dimensionnement de certaines pièces aéronautiques auxquelles il est demandé une tenue en service plus longue (jusqu'à 90 000 heures) à des températures plus élevées (pouvant aller jusqu'à 250°C), le développement d'un essai de vieillissement accéléré devient nécessaire afin de comprendre le vieillissement des alliages d'aluminium et de prédire son influence sur le comportement mécanique de ces matériaux sous température. Trois alliages d'aluminium sont considérés dans cette étude : un alliage de fonderie et deux alliages aluminium-cuivre. L'évolution de leurs propriétés mécaniques telles que R_m , $R_{p0,2}$ et $A\%$ est suivie sur une plage de température comprise entre 120°C et 200°C, et est caractérisée par essais de traction et de fatigue. L'évolution microstructurale de ces alliages est également étudiée par microscopie électronique à balayage et à transmission. Les vieillissements des trois alliages d'aluminium sont opérés en étuve sur la plage de température décrite précédemment, pour des durées de vieillissement allant de 1 000 à 20 000 heures.

Dans cette présentation, les microstructures et les propriétés mécaniques de nos matériaux dans leur état initial non vieilli seront comparées à celles obtenues suite aux différents vieillissements. L'évolution des caractéristiques mécaniques sera reliée à une évolution en termes de précipitation, par le biais de la nature ou de la fraction volumique des précipités. Les premiers résultats montrent une tendance à l'abaissement de la résistance mécanique et de la limite d'élasticité à partir d'une

température de 180°C, compensé par un gain non négligeable en allongement à rupture. Ces résultats s'appuient sur une modification visible de la microstructure dans laquelle le début de coalescence des précipités durcissants est observé.

CM-18-482

Relation microstructure-propriétés mécaniques pour des matériaux architecturés en aciers inoxydables duplex: Exploration expérimentale et simulations

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-482

H. Naser ¹, A. Deschamps ¹, M. Veron ¹, M. Mantel ¹, M. Mantel ², G. Parry ¹, N. Meyer ².

¹SIMAP,INPGrenoble-UJF BP75 - St Martin D'hères Cedex (France), ²CRU Ugitech, Av Paul Girod - Ugine (France).

Les aciers inoxydables duplex (DSS) sont des alliages biphasés d'austénite (CFC) et de ferrite (CC). La combinaison de ces phases apporte à l'alliage des propriétés mécaniques très élevées par rapport aux phases seules. Cependant, le comportement mécanique de cet alliage reste difficile à prédire à partir de celui de chacun de ses constituants [1]. L'effet synergétique est essentiellement dû, d'une part, à l'interaction entre les deux phases et d'autre part à la transformation de l'austénite métastable en martensite lors de la déformation [2].

Afin de mieux comprendre ce comportement complexe, un matériau modèle biphasé est réalisé. Ce modèle nous permettra d'explorer différentes architectures possibles et de réaliser ensuite une architecture optimale modélisant au mieux la relation microstructure/propriétés de DSS. Il s'agit en effet d'un micro/nanocomposite ayant une répartition régulière et fine des fils de ferrite dans l'austénite. La méthode non-conventionnelle de co-déformation par tréfilage à froid et de ré-empilement successifs a été adoptée pour fabriquer ce matériau modèle. Une méthodologie de mise en forme permettant d'élaborer des microcomposites duplex multi-échelles (figure 1-3) a été développée. Ces derniers seront raffinés davantage en vue d'obtenir un nanocomposite duplex architecturé.

Les nouveaux micro/nanocomposites fabriqués sont ensuite caractérisés dans l'optique de chercher des propriétés améliorées ou nouvelles. Parallèlement, une modélisation numérique par éléments finis est réalisée afin d'étudier l'influence des interfaces, la distribution des phases et la fraction volumique, sur le comportement mécanique de ce nouveau matériau architecturé.

[1] J.O. Nilsson and G. Chai, Duplex World 2010, 13-15 Oct Beaune (2010)

[2] C. Herrera, D. Ponge, D. Raabe, Acta Materiala 59 (2011) 4653-4664

CM-18-534

Etude de la recristallisation dans des alliages renforcés par dispersion d'oxydes

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-534

S. Zhong, M.A. Thual, V. Klosek, N. Lochet, Y. De Carlan, M.H. Mathon.

CEA - Gif Sur Yvette (France).

Ce travail participe au développement de nouveaux aciers ODS de type Fe 9-14%Cr pour les réacteurs de futures générations. Ces matériaux, grâce à la dispersion de nano-oxydes riches en Y, Ti et O, présentent d'excellentes propriétés à hautes températures. Les teneurs initiales en Y, Ti et O influent sur la cinétique de coalescence et donc sur le phénomène de recristallisation. Les comportements à hautes températures d'un alliage de référence Fe-14Cr-0.3%Ti -0.3%Y₂O₃ ainsi que de 4 nuances dérivées présentant différentes teneurs en Y, Ti et O ont été étudiés. Des analyses par DNPA, par EBSD et diffraction de neutrons ainsi que des tests de dureté ont été réalisés après différents traitements thermiques (durée de 0.5 à 3h et entre 1200°C et 1400°C) afin de suivre les évolutions de la microstructure au sens large du terme incluant la dispersion d'oxydes, les grains et leur orientation cristallographique. Nous avons montré que la recristallisation n'est observée, à partir de 1300°C, que dans les nuances à coalescence rapide c'est à dire riches en O et en Y. Cependant, selon l'élément d'alliage présent en plus grande quantité (Y ou O), les mécanismes de recristallisation sont différents ; le matériau enrichi en Y (1%), présente une croissance exagérée des grains accompagnée d'une modification de la texture cristallographique. Afin d'en comprendre l'origine de ces différences de comportement, nos efforts se sont focalisés sur les premiers stades de la recristallisation.

CM-18-554

Etude expérimentale de la mobilité des joints de grains dans un polycristal d'aluminium

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-554

B. Béucia, B. Bacroix, S. Queyreau, D. Chaubet, P. Franciosi.

LSPM-CNRS, UPR 3407, Université Paris13 - Villetatneuse (France).

La compréhension des mécanismes de recristallisation dans les polycristaux passe notamment par une étude de la mobilité des joints de grains, après différents taux de déformation.

Dans ce travail, nous étudions le mécanisme de migration induite par une faible déformation plastique (Strain Induced Boundary Migration, SIBM). Pour ce faire, des polycristaux d'aluminium de pureté commerciale ont tout d'abord été laminés et recuits, puis soumis à des séquences répétées de déformation plastique (à faible taux) et recuit réalisées in situ dans un MEB.

Grâce à une préparation appropriée des surfaces examinées, il est possible de suivre une même zone de l'éprouvette aux différentes étapes ; les distributions de taille et d'orientation des grains, et de désorientation des joints de grains sont obtenues à l'aide de la technique d'EBSD. Les lignes de glissement obtenues lors de la déformation plastique sont également étudiées et leur orientation déterminée à partir de l'orientation des grains (Fig. 1).

Ces observations mettent en évidence une mobilité différente selon le type de désorientation des grains de part et d'autre des joints et selon la nature simple ou multiple du glissement dans ceux-ci. On présente ces observations et l'on discute d'une part le lien qu'elles permettent – complétées par quelques analyses en microscopie en champ proche – entre les désorientations entre grains, les intensités relatives de glissement et l'importance du déplacement et de l'évolution de la courbure des joints, et d'autre part les convergences/désaccords avec la littérature assez rare rapportant de telles analyses.

AF-18-557

Etude de la cinétique de transformation de phase $\alpha' \rightarrow \alpha$ en conditions isothermes dans l'alliage de titane Ti-6Al-4V par résistivité électrique

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-557

N. Kherrouba, B. Mehdi, L. Rabahi, R. Badji.

Welding and NDT Research Center - CSC - Alger (Algérie).

Ce travail consiste à suivre la cinétique de transformation de phase $\alpha' \rightarrow \alpha$ en conditions isothermes dans l'alliage de titane Ti-6Al-4V. Pour cela une mise en solution a été réalisée à 1100 °C pour obtenir une microstructure entièrement composée de la phase β suivie d'une hypertrempe à l'eau qui permet d'avoir de la martensite hors équilibre. Consécutif à ces deux traitements, un revenu à 800 °C pendant plusieurs temps de maintien nous a permis d'obtenir différents taux de la phase α formée à partir de la transformation de la martensite α' . Ces derniers ont été estimés par résistivité électrique en utilisant la méthode des quatre points. L'analyse métallographique a permis de mettre en évidence les modifications microstructurales induites par les traitements thermiques réalisés, une analyse par DRX en utilisant l'affinement de Rietveld a, quant à elle, permis l'identification des différentes phases présentes et l'indexation des pics de diffraction (le logiciel MAUD a été utilisé pour ces fins). Enfin, un modèle par l'équation de Johnson-Mehl-Avrami (JMA) est proposé pour déterminer les différents paramètres de la cinétique de transformation de phase $\alpha' \rightarrow \alpha$.

Les résultats de l'analyse métallographique ont permis d'identifier deux types de phase α qui se forme à partir de la martensite à savoir α_{GB} et α_{WGB} , la méthode de mesure de la résistivité par quatre points a été fructueuse dans la mesure où les paramètres de cinétique de transformation de phase déterminés par cette méthode sont en accord avec les observations métallographiques.

AF-18-566

Influence de la composition chimique et les traitements thermiques sur la dégradation des aciers au manganèse

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-566

D. Djidja ¹, A. Hadji ², H. Maouch ³.

¹Laboratoire de Fonderie, Université Badji Mokhtar, Annaba ALGERIE - Tizi Ouzou (Algérie), ²Laboratoire de Fonderie, Université Badji Mokhtar, Annaba ALGERIE - Annaba (Algérie), ³Unité de Recherche Appliquée en Sidérurgie Métallurgie URASM/ CSC, Annaba, ALGERIE. - Annaba (Algérie).

Cette étude traite un acier au manganèse austénitique allié destiné à la production de cœurs de voies de chemin de fer qui sont parmi les pièces les plus sollicitées du réseau ferroviaire. Cet acier est caractérisé par un changement structurel en cours de service provoqué par écrouissage. Selon la microstructure formée après hypertrempe, la transformation de l'austénite en cours d'écrouissage en martensite et en bainite détermine sa durée d'exploitation. Le taux de transformation de l'austénite permet d'imposer un compromis entre les meilleures caractéristiques de l'acier de façon à supporter de grands efforts sans se détériorer.

L'objectif de cette étude est d'optimiser un cycle de traitement thermique afin de minimiser la perte de matière à l'usure par frottement.

L'addition du nickel, élément gammagène et du molybdène, élément alphagène et carburigène, favorisent un durcissement secondaire et influent sur le temps et le taux de transformation de l'austénite au cours de l'écrouissage.

Les échantillons élaborés dans un four à induction sont caractérisés par diffraction des rayons X, microscopie optique et microscope électronique à balayage (MEB). Des essais d'usure par frottement sont effectués sur l'acier de base qui est employé à ce jour pour les cœurs de voie de chemin de fer, et sur des échantillons dans lesquels sont ajoutés du nickel et du molybdène.

Les résultats obtenus ont montré que l'introduction du molybdène et du nickel a fortement influencé le caractère de cristallisation. Une précipitation de carbures de

formes et de finesses variables est observée dans la microstructure à l'état brut de coulée qu'à l'état traité. Ces éléments ont transformé une grande partie d'austénite en martensite et en bainite après les deux cycles de traitements thermiques appliqués. Ceci a fortement influencé positivement la résistance à l'usure par frottement.

Cette étude a permis de mettre au point une nuance d'acier au manganèse pouvant être intégrée dans la production de cœur de voie de chemin de fer avec un meilleur cycle de vie.

CI-18-581

Application de la technique ACOM-TEM à la plasticité des métaux

**18 - Matériaux métalliques : procédés -
microstructures - propriétés**

#CI-18-581

E.F. Rauch.

Laboratoire SIMaP - Grenoble (France).

L'outil ACOM-TEM (Automated Crystal Orientation Mapping) est l'équivalent pour les microscopes électroniques en transmission (MET) des accessoires EBSD (Electron Back-Scattered Diffraction) qui équipent bon nombre de microscopes électroniques à balayage. Il s'en distingue par sa résolution spatiale qui est de l'ordre du nanomètre. Cet outil se compose pour l'essentiel d'un ordinateur qui prend le contrôle des bobines défectrices du microscope électronique via une carte de sortie analogique, d'une caméra CCD pour la capture de l'information et de logiciels qui permettent l'analyse des figures de diffraction [1-3]. L'identification de ces figures s'effectue par une technique originale de corrélation d'images ('template matching') qui permet d'extraire l'orientation cristallographique du cristal diffractant.

A ce jour, cet outil est installé sur une cinquantaine de MET et utilisé pour caractériser une large gamme de matériaux : métaux, céramiques, matériaux géologiques, semi-conducteurs, composés utilisés pour des batteries ou nanoparticules servant de catalyseurs.

L'objectif de ce travail est de faire le point sur l'apport de cette nouvelle technique quant à l'étude de la plasticité des métaux. En particulier, la correspondance entre images en champ clair et cartes d'orientation cristallographique permet de quantifier les relations entre dislocations – individuelles ou assemblées dans des parois de cellules - et désorientations cristallographiques. Par ailleurs, la reconstruction d'images virtuelles en champ sombre autorise la détermination ou, à défaut, la confirmation des vecteurs de Burgers pour des dislocations isolées [4].

[1] E.F. Rauch, and L. Dupuy, L.: Arch. Metall. Mater 50 (2005) 87-99

[2] E.F. Rauch and M Veron, J. Mater. Sci. Eng. Tech. 36 (2005) 552–556.

[3] E.F. Rauch, J. Portillo, S. Nicolopoulos, D. Bultreys, S. Rouvimov and P.Moeck, Zeitschrift für Kristallographie: (2010) Vol. 225, issue 2-3 pp. 103-109

[4] Rauch EF Veron M. Virtual dark field images reconstructed from electron diffraction patterns. To be published in European Physical Journal Applied Physics

CI-18-597

Etude in-situ de l'austénitisation d'un acier faiblement allié : influence de la microstructure initiale et de la vitesse de chauffage

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CI-18-597

V. Esin ¹, V. Esin ², B. Denand ¹, B. Denand ³, Q. Le Bihan ¹, Q. Le Bihan ³, J. Teixeira ¹, J. Teixeira ³, M. Dehmas ¹, M. Dehmas ³, G. Geandier ¹, G. Geandier ³, E. Aeby-Gautier ¹, E. Aeby-Gautier ³, S. Denis ¹, S. Denis ³, T. Sourmail ⁴.

¹Institut Jean Lamour, Université de Lorraine - Nancy (France), ²Centre des Matériaux, Mines ParisTech - Evry Cedex (France), ³Laboratoire d'Excellence Design des Alliages Métallique pour Allègement des Structures (LABEX DAMAS), Université de Lorraine (France), ⁴Ascometal-CREAS - Hagondange (France).

Dans cette étude, nous examinons l'influence de la microstructure initiale sur la cinétique de formation de l'austénite en chauffage rapide dans un unique acier faiblement allié. Trois microstructures initiales ont été sélectionnées : ferrito-perlitique, bainitique et martensite revenue, afin de faire varier les fractions et tailles caractéristiques des constituants.

La cinétique de formation de l'austénite a été caractérisée in-situ par dilatométrie et diffraction de rayons X à haute énergie (DRX, Hasylab, Hambourg, Allemagne), en appliquant des vitesses de chauffage comprises entre 0,1 et 100 °C.s⁻¹. Les données de diffraction ont été analysées par affinement de Rietveld afin d'obtenir les évolutions de fractions massiques de chaque phase au cours du chauffage.

Grâce à l'emploi simultané de la dilatométrie et de la DRX à haute énergie, il a été possible de suivre non seulement la cinétique globale de l'austénitisation, mais également l'évolution de chaque phase (ferrite, cémentite et austénite résiduelle lorsqu'elle était présente à l'état initial). Les résultats obtenus confirment les données expérimentales disponibles dans la littérature sur l'austénitisation des différentes

microstructures considérées. Le résultat le plus important est la mise en évidence de deux étapes d'austénitisation : une première correspondant à la transformation simultanée de la ferrite et de la cémentite ; une deuxième correspondant à la dissolution de la ferrite restante. Cette observation est bien établie pour une microstructure ferrito-perlitique, mais n'a pas encore été rapportée pour une microstructure bainitique ou de martensite revenue.

Les résultats sont interprétés de manière qualitative à partir de simulations effectuées à l'aide du logiciel DICTRA. Les simulations suggèrent l'existence d'une taille critique de la cémentite au-delà de laquelle la deuxième étape d'austénitisation correspondrait à la dissolution de la cémentite au lieu de la dissolution de ferrite.

Remerciements : Cette étude a reçu le support financier de l'Agence Nationale de la Recherche (Aide no ANR-2010-RMNP-011-06).

CM-18-606

Influence des précipités Nb(N,C) sur les propriétés mécaniques d'un acier 316 Nb

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-606

W. Jolly ¹, C. Toffolon-Masclet ¹, S. Urvoy ¹, T. Guilbert ¹, F. Barcelo ¹, A. Soulié ¹, P. Wident ¹, B. Marini ¹, F. Cortial ², P. Petit ³, E. Suzon ⁴.

¹CEA-Saclay - Gif-Sur-Yvette (France), ²DCNS Research-CESMAN - La Montagne (France), ³Aubert&Duval-Usine des Ancizes - Les Ancizes (France), ⁴CEA-Valduc - Is-Sur-Tille (France).

L'acier 316 Nb est un acier inoxydable austénitique utilisé pour fabriquer certains composants de chaufferies nucléaires exposés sur de très longues durées à des sollicitations thermomécaniques significatives. Il est nécessaire de pouvoir garantir, en particulier, certaines propriétés durant la durée de fonctionnement des composants.

La microstructure de cet acier est composée principalement d'une matrice austénitique γ , de bâtonnets de ferrite δ et de précipités de carbonitrides de niobium Nb(N,C) primaires et secondaires. Les Nb(N,C) primaires précipitent dans les dernières poches de liquide lors de la solidification. Ces précipités sont regroupés en amas et plutôt de forme allongée. Leur taille peut atteindre plusieurs dizaines de micromètres. Les Nb(N,C) secondaires sont intragranulaires et de forme sphérique, de quelques dizaines à quelques centaines de nanomètres de diamètre [1]. Les conditions d'apparition de ces précipités secondaires sont encore mal appréhendées. De même, l'impact de ces deux populations de Nb(N,C) sur le comportement mécanique est également mal connu.

La présente étude s'attache, d'une part, à mettre en évidence les conditions d'apparition et l'évolution de la taille des Nb(N,C) pour différentes vitesses de refroidissement après austénitisation à 1100°C et, d'autre part, à évaluer l'influence

des précipités primaires et secondaires sur les propriétés mécaniques du matériau. Pour cela, le matériau d'étude a été caractérisé par diffraction des rayons X pour déterminer la proportion des différentes phases en présence (γ , δ , Nb(N,C) et phase σ) et par microscopie électronique à balayage afin d'établir la distribution de taille des Nb(N,C) primaires et secondaires. Ces distributions ont été obtenues par analyse d'images à l'aide d'un logiciel spécialement développé. Des caractérisations mécaniques en traction et mini-Charpy ont également été réalisées. Ces essais ont permis d'évaluer le comportement mécanique du matériau en fonction de la vitesse de refroidissement, de la proportion en phase σ et en Nb(N,C) et de la distribution en taille de ces derniers.

[1] Erneman J, Schwind M, Andrén H-O, Nilsson J-O, Wilson A, Ågren J. Acta Materialia 54 (2006) 67-76.

CM-18-615

Etude des modes de rupture sous sollicitations complexes d'un fil d'acier perlitique

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-615

A. Jamoneau ¹, J.H. Schmitt ¹, D. Solas ².

¹Ecole Centrale Paris, MSSMat, UMR CNRS 8579, Grande Voie des Vignes - 92295 Châtenay-Malabry Cedex (France), ²Univ Paris Sud, ICMMO, UMR 8182 - 91405 Orsay (France).

L'étude des modes de déformation et de rupture des fils d'acier perlitique tréfilés est d'une grande importance dans un contexte où l'on vise une augmentation des contraintes à rupture. Il a ainsi été observé qu'une augmentation de la résistance en traction peut mener à de nouveaux modes d'endommagement en torsion : au lieu de casser de façon ductile, certains fils délaminent [1,2]. La délamination consiste ici en la propagation d'une fissure longitudinale aux interfaces entre les entités cristallines [3]. Ce type de rupture est provoqué par la forte anisotropie de la structure : au cours du tréfilage, les ex-colonies perlitiques vont s'étirer et s'aligner progressivement avec l'axe de tréfilage [3], créant une direction privilégiée de propagation de la rupture. Un phénomène semblable a été observé dans le cas de la torsion sous pression, où les ténacités peuvent descendre à $4\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ [4], les ruptures ayant lieu aux interfaces entre les entités cristallines.

Ainsi, suivant la résistance à la rupture longitudinale et la ténacité transverse, il y a compétition entre deux modes de rupture : l'un est plutôt associé à une rupture ductile transversalement au fil, l'autre est plutôt longitudinal et fragile. Nous avons étudié les différents modes de rupture dans le cas de sollicitations complexes de torsion-flexion : la rupture peut être entièrement ductile, entièrement intercristalline, ou mixte.

Finalement, pour rendre compte de la propagation de la délamination et de la nouvelle répartition des contraintes sur le reste de la section du fil, une modélisation par éléments finis est proposée afin de reproduire la déformation de chaque fil lors de la torsion-flexion. Le fil est décomposé en éléments parallèles disposés autour d'un élément cylindrique central. Chaque élément est lié à l'ensemble par des interfaces

cohésives. Ce modèle permet de mieux appréhender la manière dont les fissures longitudinales se propagent, conduisant à la rupture finale.

[1] B. Goes et al., *Fragmentation of As-Drawn Pearlitic Steel Wires During Torsion Tests*, Engineering Fracture Mechanics Vol.60, No.3, pp.255-272, 1998

[2] L. Godecki, *The Delamination of Spring Wires during Torsion Testing*, Wire Industry, 1969

[3] M. Zelin, *Microstructure Evolution in Pearlitic Steels during Wire Drawing*, Acta Mat.50 (2002)

[4] C. Kammerhofer et al., *Influence of Morphology and Structural Size on the Fracture Behavior of a Nanostructured Pearlitic Steel*, Materials Science & Engineering A 585, 2013

CM-18-629

Élaboration d'un alliage super-élastique à base titane par SPS

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-629

S. Achache ¹, S. Lamri ¹, F. Sanchette ¹, M. Francois ², F. Naimi ³, F. Bernard ³.

¹université de Troyes - Nogent (France), ²université de Troyes - Troyes (France), ³université de Bourgogne - Dijon (France).

Résumé :

Le Gum Metal est un alliage à base de titane développé récemment par TOYOTA. Cet alliage combine un faible module d'élasticité, une résistance en traction très élevée et une ductilité importante à température ambiante sans écrouissage. Depuis son apparition, deux procédés d'élaboration ont été exploités pour la synthèse de cet alliage; l'élaboration par métallurgie des poudres conventionnelle et la fusion. Toutefois, ces deux procédés présentent d'importants inconvénients en termes de temps et de coût d'élaboration, d'où la nécessité de prêter attention à un procédé d'élaboration innovant. Dans cette étude, le Gum Metal a été élaboré par le procédé Spark Plasma Sintering (SPS), dans l'optique d'évaluer la pertinence de ce procédé pour élaborer ce type de matériau. L'étude consiste à étudier l'influence des paramètres d'élaboration, température, charge appliquée et temps de frittage sur la microstructure, la densité et les propriétés mécaniques du matériau. La microstructure et la densité ont été caractérisées par diffraction de rayons X et observations microscopiques, tandis que les propriétés mécaniques (module de Young et dureté), ont été caractérisées via un microduromètre et un appareil de caractérisation de module de Young par excitation impulsionnelle.

AF-18-646

Études de propriétés mécaniques locales à l'échelle du grain dans un acier inoxydable austénitique métastable

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-646

I. Sapezanskaia ¹, I. Sapezanskaia ², J.J. Roa ¹, A.M. Mateo ¹, A. Redjaïmia ².

¹CIEFMA, département de Ciència dels Materials i Enginyeria Metal·lúrgica, ETSEIB, Universitat Politècnica de Catalunya - Barcelona (Espagne),

²Université de Lorraine, Institut Jean Lamour - Nancy (France).

Les aciers inoxydables austénitiques métastables sont un groupe de matériaux caractérisés par d'excellentes propriétés mécaniques [1] et présentant un fort potentiel de leur amélioration par des traitements adéquats thermiques et/ou mécaniques [2].

Sous sollicitations mécaniques, ces aciers métastables sont le siège d'une

transformation martensitique () conduisant simultanément à un accroissement de la dureté et de la plasticité. Ce comportement est attribué à la réorganisation de la microstructure [3].

Les propriétés générales de cette famille d'aciers ont été largement étudiées, néanmoins peu d'études ont été consacrées aux propriétés locales de leurs microstructures.

Dans ce travail, nous présenterons les premiers résultats concernant les propriétés mécaniques locales ainsi que les mécanismes de déformation de grains individuels de l'acier inoxydable austénitique métastable, AISI301-LN, déformé à froid.

Des essais mécaniques de nano-indentation en mode mono et multi-cycles ont été réalisés. L'évolution de la nano-dureté a été évaluée par rapport à la nature, d'une

part, des structures cristallines des phases (austénite/martensite) et des caractéristiques cristallographiques des grains, d'autre part. A cet effet, des cartographies d'orientation de phases ont été réalisées par diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD pour Electron back Scatter Diffraction).

L'analyse des résultats de la sollicitation mécanique par nano-indentation montre que la dureté de la martensite reste constante pendant que l'austénite subit un adoucissement par différents paliers. Dans certains grains, un deuxième palier, correspondant à un re-durcissement, a été mis en évidence.

Des lames minces des zones affectées par nano-indentation ont été prélevées par sonde ionique focalisée (FIB) et caractérisées par microscopie électronique en transmission (MET) afin d'accéder aux mécanismes associés à la micro-déformation. L'activation des mécanismes de micro-déformation (écrouissage (dislocations), transformation de phases, maclage, cisaillement) serait responsable du comportement mécanique mis en évidence (4).

[1] Lamb, S. (2001). Handbook of Stainless Steel and Nickel Alloys. CASTI Publishing Inc.

[2] Hedström, P. et al. (2007). M. Scr Mater 56; 213-16

[3] Talonen, J. (2007). Effect of strain-induced α' -martensite transformation on mechanical

properties of metastable austenitic stainless steels.

[4] Kim, Y.-J. et al. (2012). Mat. Lett. 75; 107-10.

CM-18-655

Corrélation entre microstructure et propriétés mécaniques à différentes échelles dans des aciers ODS Fe-14Cr1W

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-655

S. Zhong ¹, V. Klosek ¹, Y. De Carlan ², V. Ji ³, M.H. Mathon ¹.

¹CEA-IRAMIS-LLB (CEA-CNRS) - Gif-Sur-Yvette (France), ²CEA-DEN-SRMA - Gif-Sur-Yvette (France), ³ICMMO-LEMHE - Orsay (France).

L'étude expérimentale récente de différents aciers ODS de compositions voisines de Fe-14%Cr0.3%Ti0.3%Y2O3 a permis de mettre en évidence la forte influence des teneurs en Ti, Y et O sur la microstructure et son évolution à haute température. En particulier, des microstructures très différentes ont été obtenues entre les états bruts de consolidation et les états recuits à 1300°C et 1400°C. Nous avons cherché à corréler les propriétés mécaniques résultantes à ces différentes microstructures, et en particulier aux différentes distributions de nanoparticules ainsi obtenues.

Les propriétés mécaniques ont tout d'abord été caractérisées à l'échelle macroscopique par des mesures de dureté et des essais de traction uniaxiale. La limite d'élasticité est fortement corrélée à la taille des oxydes. Nous montrons que ce durcissement structural peut être reproduit théoriquement en appliquant un modèle simple mais robuste prenant en compte la distribution de nanoparticules, la morphologie des grains et la densité de dislocations. La contribution des particules au durcissement est supposée être due à un mécanisme de cisaillement par les dislocations si leur rayon est inférieur à 2 nm, taille critique au-delà de laquelle leur structure et leur forme changent. Un mécanisme de contournement est considéré pour les particules de rayon supérieur à 2 nm. Malgré la relative simplicité de ce modèle, les modélisations de la limite élastique obtenues en intégrant l'ensemble de nos données expérimentales de caractérisation des oxydes et de la matrice montrent un accord très satisfaisant avec les résultats expérimentaux. En particulier, ces calculs confirment l'importante contribution au durcissement liée à la distribution des nano-précipités.

Afin de caractériser l'influence des nanodispersions sur les propriétés mécaniques à une échelle plus locale, l'hétérogénéité de déformation élastique entre grains d'orientations cristallographiques différentes a ensuite été caractérisée dans certains échantillons par diffraction des neutrons in situ au cours d'essais de traction uniaxiale. Des différences de comportements mécaniques locaux ont ainsi été mises en évidence entre certains échantillons malgré des comportements macroscopiques comparables. Une modélisation micromécanique auto-cohérente a été effectuée afin de tenter d'interpréter ces différences. Des analyses complémentaires plus poussées sont encore nécessaires, notamment afin de caractériser les microstructures de déformation.

CM-18-661

Modélisation de la transformation de phase diffusive alpha' -> gamma dans un acier inoxydable martensitique

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-661

C. Dessolin ¹, M. Perez ¹, C. Hutchinson ², T. Paris ³, X. Kléber ¹.

¹INSA-Lyon - Villeurbanne (France), ²Monash University - Melbourne (Australie), ³CEA - Is-Sur-Tille (France).

Sur la base d'une caractérisation en MET et dilatométrie, nous proposons un modèle pour la transformation de phase  d'un acier inoxydable martensitique à bas carbone allié au Cr, Ni, Mo et Mn qui anticipe la proportion de phases et la répartition des éléments d'addition consécutives à un traitement thermique comportant un chauffage à vitesse modérée, un maintien isotherme et un refroidissement rapide. La stratégie adoptée procède par éléments discrets et postule un équilibre local à l'interface ainsi qu'un contrôle de l'avancée de l'interface par la diffusion d'éléments d'addition en substitution (hypothèse LEP).

La Figure 1 (MET champ clair, barres 1 et 0.5 μm) montre la croissance d'austénite lors du revenu en comparant un état trempé (îlots d'austénite interlattes) et un état trempé-revenu : austénite en films (sombres) entre les lattes.

La Figure 2 traduit l'évolution des profils de concentration en éléments gammagènes en fonction de l'avancée de la transformation de phase lors d'un chauffage à 0,1°C/s de 500 à 1000°C.

L'apport majeur de la simulation est la connaissance de la répartition chimique, qui permet d'expliquer certaines cinétiques particulières de transformation de phase et apporte des informations cruciales pour la prédiction de la stabilité ultérieure des phases.

AF-18-671

Etudes de l'oxydation de surfaces de tungstène dans le cadre de la fusion magnétique.

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-671

Y. Addab ¹, C. Martin ¹, C. Pardanaud ¹, G. Giacometti ¹, M. Cabié ², M. Dumont ³, C. Alfonso ³, P. Roubin ¹.

¹Aix-Marseille Université, CNRS, PIIM UMR 7345, 13397 - Marseille (France),

²Aix-Marseille Université, CP2M, 13397 - Marseille (France), ³Aix-Marseille Université, CNRS, IM2NP UMR 7334, 13397 - Marseille (France).

Dans les futurs réacteurs de fusion magnétique, qui exploiteront la réaction de fusion D+T, les composants face au plasma (CFP) devront résister à des flux importants et extraire la chaleur produite. Les temps de décharge longs induiront de fortes contraintes à la paroi^[1] (dans ITER: flux thermique $\sim 20\text{MW/m}^2$, flux de particules $\sim 10^{24}\text{m}^{-2}\text{s}^{-1}$, température des CFP $\sim 400^\circ\text{C}$ pouvant dépasser 1000°C si disruptions). Les interactions plasma-paroi dans ces conditions extrêmes posent des problèmes concernant l'érosion des CFP et la formation de dépôts et de matériaux mixtes pouvant contenir des éléments tritiés. Le tungstène est le matériau sélectionné, en remplacement du carbone, pour résister aux plus forts flux dans ITER. Son numéro atomique élevé assure une meilleure résistance à l'érosion que le carbone^[2] et l'affinité chimique avec l'hydrogène est minimale. Cependant, la présence d'autres éléments tels que l'oxygène, l'azote, le néon ou le béryllium, mènent à la formation en surface de matériaux mixtes. Cela induit des modifications du comportement des CFP qui ne sont pas encore bien connues.

L'objectif de ce travail est l'étude de la formation et l'analyse de ces matériaux mixtes en nous concentrant particulièrement sur les oxydes de tungstène. Nous avons réalisé une caractérisation préliminaire portant sur deux types d'échantillons de tungstène pur polycristallin, recristallisé et non recristallisé, tous deux étant polis mécaniquement et électro-chimiquement. Nous avons mesuré des données de référence sur la texture et l'homogénéité chimique (SEM, scanning electron microscopy), l'orientation cristallographique (EBSD, electron backscattered diffraction) et la rugosité (AFM, atomic force microscopy).

Nous avons ensuite oxydé les échantillons dans des conditions se rapprochant de celles qui seront subies par les CFP, à savoir sous faible pression et dans les gammes de températures attendues dans la machine, et ce pour différents temps. L'étude locale des couches d'oxydes formées et de leur évolution est menée à plusieurs échelles par microscopie électronique, spectroscopie Raman et AFM. Une attention particulière est portée sur le rôle des défauts et des joints de grains précédemment caractérisés. Par la suite, on pourra simuler sur ces couches l'érosion, la rétention et l'implantation par des bombardements de différents types d'ions (Ar, D).

[1] R.A. Pitts et al., Journal of Nuclear Materials, 438, 2013

[2] J. Roth et al., Journal of Nuclear Materials, 390-391, 2009.

CM-18-680

Caractérisation d'un procédé de mise en forme superplastique avec pré-déformation rapide

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-680

A. Giraudet ¹, F. Tancret ², F. Christien ².

¹IRT Jules Verne - Bouguenais (France), ²Institut des matériaux de Nantes (IMN) - Nantes (France).

Au cours des dernières décennies, la mise en forme à partir de tôles a été favorisée aussi souvent que possible afin d'éviter les pertes de matières liées à l'usinage. Le formage superplastique (SPF) a été privilégié dans un premier temps. Ce procédé présente cependant le désavantage d'être cher à cause de la durée importante des cycles. Le Hot Forming (HF) a donc été mis au point afin de pallier ce problème, mais ce procédé présente le désavantage de ne pouvoir réaliser que des géométries simples. Aujourd'hui, l'objectif est de développer un procédé mixte HF/SPF permettant de réaliser des pièces complexes avec des temps de cycle courts. Ce procédé est aujourd'hui simulé en laboratoire sous la forme d'un essai de traction à deux vitesses dont on peut voir le principe sur la figure 1. Cet essai se déroule à température constante avec une première phase rapide, puis une seconde phase plus lente dans le domaine du SPF.

Notre objectif est de caractériser les évolutions métallurgiques consécutives à la déformation et leur impact sur les propriétés finales des pièces. Si le comportement des alliages de titane déformés superplastiquement est documenté [1,2], il semble essentiel de déterminer et comprendre l'influence d'une prédéformation rapide sur le comportement ultérieur de ces matériaux. Nous verrons notamment que les mécanismes de déformations étant différents entre les deux étapes, la microstructure et la texture sont dépendantes des différents couples de déformation HF/SPF.

- [1] M.T. Cope, D.R. Evetts, N. Ridley, Post-forming tensile properties of superplastic Ti-6Al-4V alloy, Mater. Sci. Technol. 3 (1987) 455–461.
[2] F. Pitt, M. Ramulu, Post-Processing Effect on the Fatigue Behavior of Three

Titanium Alloys under Simulated SPF Conditions, J. Mater. Eng. Perform. 16 (2007)
163–169.

CM-18-711

Simulation en champ complet de la recristallisation et de la croissance de grains par une approche Level-Set avec remaillage local

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-711

B. Scholtes, M. Bernacki.

Centre de Mise en Forme des Matériaux - Sophia-Antipolis (France).

Les propriétés mécaniques et thermiques des matériaux métalliques sont étroitement liées à leurs microstructures. La compréhension des mécanismes d'évolution de la microstructure au cours des sollicitations thermo-mécaniques est donc cruciale lorsqu'il s'agit d'optimiser les procédés de mise en forme. Les modèles macroscopiques homogénéisés, aussi appelés modèles à *champ moyen*, sont largement répandus dans le monde industriel et ont un coût numérique relativement faible. Néanmoins, compte-tenu des problèmes métallurgiques actuels ces modèles peuvent se révéler insuffisants et requièrent un grand nombre d'essais expérimentaux pour être correctement calibrés.

Les approches locales, dite à *champ complet*, sont quant à elles basées sur la représentation des constituants de la microstructure. Ces modèles ont démontré leur potentiel et permettent de modéliser des phénomènes spécifiques non pris en compte par les modèles à champ moyen ou de paramétrer des modèles à champ moyen performants. Récemment, une approche en champ complet basée sur l'utilisation des fonctions *Level-Set* dans un contexte éléments finis a été mise au point et validée au Centre de Mise en Forme des Matériaux (CEMEF, Sophia-Antipolis) [1]. Cette méthode consiste en une modélisation implicite des grains composant la microstructure et s'appuie sur les développements réalisés au sein du laboratoire en termes de remaillage local anisotrope et d'estimation d'erreur *a posteriori* [2]. Cet outil a déjà été utilisé pour modéliser la recristallisation primaire en 2D et 3D avec germination et prise en compte des effets capillaires (courbure des joints de grains) [3].

[1] M. Bernacki, H. Resk, T. Coupez, and R. E. Loge, "Finite element model of primary recrystallization in polycrystalline aggregates using a level set framework," *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, vol. 17,6,064006, 2009.

[2] T. Coupez, H. Digonnet, M. Bernacki, E. Hachem, and L. Silva, "Adaptation de maillage anisotrope - Théorie et applications," in *10e colloque national en calcul de structures*, 2011.

[3] A. L. Fabiano, "Modeling of crystal plasticity and grain boundary motion of 304L steel at the mesoscopic scale," PhD Thesis, Mines parisTech, 2013.

CM-18-742

Mécanismes et cinétiques de précipitation de la phase sigma dans un acier inoxydable de type 316Nb.

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-742

F. Buy ¹, X. Ledoux ¹, E. Suzon ¹, V. Vignal ², F. Cortial ³, P. Petit ⁴, T. Guilbert ⁵, C. Toffolon-Masclat ⁵.

¹CEA-Valduc - Is Sur Tille (France), ²ICB, UMR 6303 CNRS - Dijon (France), ³DCNS Research-Indret - La Montagne (France), ⁴Aubert & Duval - Les Ancizes (France), ⁵CEA-Saclay - Gif Sur Yvette (France).

Les aciers inoxydables austénitiques sont d'un usage fréquent dans les industries nucléaires et pétrolières. Lors de leur élaboration, ces aciers, riches en élément d'addition, sont sujets à des précipitations de carbures de chrome et de phases intermétalliques. La présence de telles précipitations induit des appauvrissements des zones moyennes en éléments tels que le chrome, rendant ces dernières plus sensibles à la corrosion. Afin d'éviter ce phénomène, l'introduction d'éléments comme le niobium ou le titane permet de fixer le carbone dans des carbures intragranulaires de type MC et confère à ces aciers une excellente tenue à la corrosion ainsi que des propriétés mécaniques intéressantes.

Le matériau auquel nous nous intéressons dans cette étude est un acier austénitique stabilisé au niobium contenant un taux restreint de ferrite. Nous étudions les conditions conduisant à la transformation de ces plaquettes de ferrite en phase sigma. Une étude expérimentale menée grâce à un calorimètre différentiel à balayage (DSC) suivie d'observations au microscope à balayage équipé d'une sonde EDS nous a permis d'identifier différents schémas de transformation en fonction des plages de température et de la nature du traitement thermique (isotherme ou refroidissement). Une étude numérique menée grâce aux logiciels de thermochimie ThermoCalc et Dictra parachève cet étude en soulignant l'importance des mécanismes de diffusion dans l'austénite et la ferrite. Une confrontation entre les résultats expérimentaux et les simulations des diagrammes TTT est proposée.

AF-18-743

Influence des impuretés sur la microstructure et les propriétés structurales des alliages Al-Zn

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-743

D. Lamrous ¹, M.Y. Debili ², E. Boehm-Courjault ³.

¹Enseignante - Annaba (Algérie), ²Professeur - Annaba (Algérie), ³Docteur - Lausanne (Suisse).

La microstructure ainsi que les propriétés structurales des alliages Al-Zn (10,30,40 et 50%pdsZn) élaborés par fusion haute fréquence sous induction ont été caractérisées par les microscopies optique et électronique, diffraction des rayons x et dispersion d'énergie des rayons x (EDX).

Les dendrites observées sont intermédiaires entre colonnaire et cellulaire ramifiée en branches secondaires. La présence de l'impureté du fer dans ces alliages, a conduit à la formation du composé $(Al,Zn)_3Fe$ et à une légère augmentation du paramètre de maille et par conséquent l'apparition de contraintes. L'impureté de silicium a participé dans la formation de précipités.

Après un traitement d'homogénéisation, il y a eu recristallisation du grain avec disparition de précipités.

CM-18-818

Caractérisation microstructurale du graphite dans les fontes

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-818

L. Laffont, K. Theuwissen, J. Lacaze.

CIRIMAT-ENSIACET - Toulouse (France).

Les fontes sont des alliages ferreux utilisés depuis l'antiquité. Malgré leur très bonne dureté, les fontes blanches (Figure 1) sont relativement peu utilisées. Les fontes grises graphitiques possèdent une large gamme de propriétés mécaniques, et se comportent comme des composites car leurs propriétés dépendent de la forme et de la distribution des précipités de graphite présents dans la matrice riche en fer (Figure 2). Notre étude par MET de graphite lamellaire et sphéroïdal nous a permis de trouver des caractéristiques communes : la présence de blocs de croissance qui sont des graphènes qui s'empilent selon l'axe c (Figure 3). Une ébauche de mécanisme de croissance sera présentée.

CM-18-821

Caractérisation fine de la précipitation dans l'INCONEL 718

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-821

C. Bellot ¹, F. Taina ².

¹ACRDM - Tarbes (France), ²ICA - Albi (France).

L'INCONEL 718 est un superalliage base Nickel à durcissement structural utilisé depuis les années 60 pour ses bonnes propriétés mécaniques alliées à une bonne résistance à la corrosion. De nombreuses recherches ont été réalisées sur ce matériau pour étudier la précipitation qui se forme au cours des traitements thermiques. Ainsi, il est connu depuis longtemps que la phase γ'' Ni₃Nb est responsable du bon durcissement de cet alliage. Ce dernier contient également des précipités gamma prime Ni₃(Al,Ti) qui apportent également leur contribution au durcissement structural mais à un degré moindre à cause d'une fraction volumique beaucoup plus faible. Afin de comprendre les propriétés mécaniques de cet alliage, une caractérisation fine de la précipitation est nécessaire. Si la fraction de phase delta peut être déterminée par des analyses métallographiques classiques, les phases gamma prime et gamma seconde ne peuvent être étudiées par les mêmes techniques à cause de la taille nanométriques de ces précipités. Ainsi, malgré les nombreuses recherches réalisées sur cet alliage, la quantité des phases delta, gamma prime et gamma seconde en fonction des traitements thermiques n'est pas bien connue.

Dans cette étude, 4 traitements thermiques seront étudiés. Des techniques expérimentales comme l'extraction sélective des précipités ou la DRX Synchrotron seront utilisées pour caractériser finement les précipités : structures cristallographiques, tailles, morphologies, compositions chimiques, quantités, et misfits précipités/matrice. Cette étude montrera notamment comment la quantité de gamma seconde influe sur la quantité de gamma prime en consommant les éléments titane et aluminium. Dans la deuxième partie de cette étude, nous verrons comment ces techniques expérimentales permettent une compréhension fine des propriétés mécaniques.

CM-18-853

Effet d'éléments d'alliage sur le comportement mécanique d'alliages entropiques (HEA)

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-853

A. Fraczkiewicz, M. Mroz, A. Borbely.

EMSE.SE, Centre SMS/UMR 5307 - St Etienne (France).

Proposés en 2004 par Cantor [1] et Yeh [2], les « alliages entropiques » (HEA : high entropy alloys) comportent au moins 5 éléments en proportions proches de l'équiatomique. Une telle composition permettrait une forte augmentation de l'entropie de configuration et stabiliserait donc un état monophasé même à de basses températures. Cependant, l'intérêt des HEA repose principalement sur leurs propriétés mécaniques très prometteuses, qui semblent associer une forte résistance mécanique à une ductilité élevée. Les mécanismes élémentaires qui mènent à cette association de caractéristiques ne sont pas encore identifiés. Les hypothèses les concernant évoquent souvent de nano-décompositions d'une solution solide macroscopiquement monophasée ; on évoque aussi des mécanismes à la frontière entre le cristallin et l'amorphe [3].

Parmi de nombreuses compositions des HEA à l'étude, l'association Fe-Cr-Ni-Co-Mn attire des attentions particulières [4]. Ces alliages, constitués des éléments voisins dans le tableau de Mendeleïev et présentant des rayons ioniques très proches, forment une solution solide de structure c.f.c., stable jusqu'à $T = 550^{\circ}\text{C}$ environ (calculs ThermoCalc).

Notre étude porte sur les effets de faibles ajouts d'éléments d'alliage (B, C, N, V, Al) sur le comportement mécanique de l'alliage entropique Fe-Cr-Ni-Co-Mn de haute pureté. Les alliages ont été fabriqués à l'EMSE par fusion en creuset froid (500 – 1000 g par lingot) et transformés par martelage rotatif. Cette technique permet d'obtenir des alliages de bonne homogénéité chimique et d'une taille de grains entre 30 et 70 μm , selon alliage.

La structure de tous les matériaux analysés est majoritairement (analyse par RX) monophasée c.f.c. Caractérisés principalement en compression, ces HEA sont peu

sensibles à la vitesse de déformation et présentent une limite d'élasticité d'au moins 300 MPa, associée à une bonne plasticité. Ces caractéristiques évoluent peu entre 25 et 400 °C. En fonction des éléments d'ajout, une Re dépassant 600 MPa a pu être atteinte sans perte d'allongement à la rupture. Une étude fine de la microstructure des alliages et de mécanismes de déformation mis en jeu est en cours ; ses résultats seront disponibles en septembre 2014 pour leur présentation au Congrès Matériaux 2014.

1. B.Cantor et al., Mat.Sci.Eng.A375, 213-218; 2004
2. J.W.Yeh et al. Adv.Eng.Mater. 6, 299–303; 2004
3. Y.Zhang et al.,Prog. in Mat. Sci. 61, 1-93 ;2014
4. A.Gali,E.P.George, Intermet. 39, 74-78; 2013

CM-18-858

EVOLUTIONS MICROSTRUCTURALES ET SIMULATIONS NUMERIQUES ASSOCIEES DANS DES CONDITIONS D'USINAGE DU CUIVRE

**18 - Matériaux métalliques : procédés -
microstructures - propriétés**

#CM-18-858

G. Jacquet ¹, G. Kermouche ², J. Rech ³.

¹Laboratoire Georges Friedel, UMR 5307, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne et Laboratoire de Tribologie et dynamique des Systèmes (LTDS), UMR 5513, Ecole Centrale Lyon, ENISE - Saint-Etienne (France),

²Laboratoire Georges Friedel, UMR 5307, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Saint-Etienne - Saint-Etienne (France), ³Laboratoire de Tribologie et dynamique des Systèmes (LTDS), UMR 5513, Ecole Centrale Lyon, ENISE - Saint-Etienne (France).

La création de surfaces fonctionnelles par des procédés d'usinage, tel le tournage, est courante dans l'industrie. Ces étapes, en fonction des conditions opératoires, peuvent induire des chargements thermomécaniques intenses modifiant les propriétés de surface de ces matériaux, que ce soit en termes de topographies, de contraintes résiduelles ou de microstructures. En particulier, une opération de tournage standard peut générer un raffinement prononcé de la taille de grains par recristallisation dynamique dans une couche d'épaisseur inférieure à 100µm.

Des essais de frottements sur des barres de cuivre ont été réalisés sur un tribomètre permettant de reproduire les conditions de contact à l'interface outil/matière au cours d'opérations de coupe. L'influence de la vitesse de frottement et de l'effort normal appliqués ont été investigués. A partir des mesures des efforts normaux et tangentiels ainsi que du flux de chaleur transmis au pion, un modèle développé sur Abaqus/Explicit© permet d'extraire des champs de variables locales, telles que la température, la déformation etc.

Les microstructures obtenues sous la surface ont été caractérisées principalement par microscopie électronique à balayage (imagerie + EBSD). En fonction de ces conditions opératoires, la profondeur des zones écrouies, la présence ou non de recristallisation

dynamique, la profondeur de ces zones recristallisées ainsi que les tailles de grains recristallisés varient fortement. A partir d'une taille de grains initiale de 60 μm , des grains recristallisés d'environ 500nm ont ainsi été créés dans les conditions de frottement les plus sévères. Par ailleurs, de la croissance de grains post-dynamique a été identifiée pour certaines conditions.

Un parallèle est établi entre les microstructures obtenues et les champs de variables locales. Dans des conditions d'usinage sévères, proche de la surface la température dépasse 400°C, les déformations sont de l'ordre de 10, la vitesse de déformation supérieure à 1000s⁻¹. La densité de germes créés, très élevée, entraîne un raffinement extrême de la taille de grains en surface. A contrario, pour des conditions de déformation modérées, la recristallisation est quasi inexistante. En effet, l'élévation de température est négligeable et le niveau de déformation maximal ($\epsilon \sim 1$) n'est pas suffisant pour former de nouveaux grains par fragmentation des grains initiaux.

Enfin, un modèle de recristallisation dynamique tend à décrire les phénomènes observés.

CM-18-892

Influence de la composition chimique du liant sur la croissance de WC dans les carbures cémentés WC-Co

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-892

M. Pellan ¹, S. Lay ¹, J.M. Missiaen ¹, S. Norgren ², J. Angseryd ², E. Coronel ³, T. Persson ⁴.

¹SIMAP - Grenoble INP - Grenoble (France), ²Sandvik Mining R&D Rock Tools - Stockholm (Suède), ³Sandvik Coromant R&D - Stockholm (Suède), ⁴Seco Tools AB - Fagersta (Suède).

Depuis la Seconde Guerre Mondiale, l'utilisation des carbures cémentés WC-Co s'est largement développée dans des secteurs aussi variés que l'usinage (métaux, bois, verre...), l'industrie minière ou le bâtiment, au point de rendre ce matériau incontournable. Ce succès s'explique par les propriétés mécaniques particulières des carbures cémentés qui combinent la grande dureté et la résistance mécanique du carbure de tungstène WC à la plasticité du liant Co. L'influence de la composition et de la microstructure sur les propriétés mécaniques des carbures cémentés est donc de première importance dans l'étude de ce matériau. Alors que l'effet de la taille des grains de WC sur les propriétés mécaniques a souvent été étudié, l'effet de la quantité de liant ou de sa teneur en carbone sur le grossissement de grains est moins documenté et des résultats contradictoires peuvent être trouvés dans la littérature. Ce travail se propose d'étudier l'influence du taux de cobalt et du ratio C/W dans le liant, dans le but d'améliorer la connaissance des mécanismes de croissance de grains dans les carbures cémentés.

Deux séries d'échantillons ont été préparées, chacune contenant six échantillons avec un taux de cobalt variant de 10 à 50 vol% et dans le domaine biphasé: la première riche en carbone (à la limite de la précipitation du graphite), la seconde riche en tungstène (à la limite de la précipitation d'une troisième phase - η). Les échantillons ont été préparés à partir de poudres et frittés à 1410 °C pendant 1 heure et 4 heures. Les microstructures ont été analysées par EBSD : cette méthode permet une bonne précision sur la détection des grains de carbure et de leur contour, et facilite

l'automatisation de la mesure. La taille de grain a été mesurée par deux méthodes : la méthode des interceptes et la méthode d'analyse individuelle.

Les résultats montrent qu'un liant riche en carbone favorise la croissance des grains de carbure. D'autre part, la taille moyenne des grains augmente de 20% entre les échantillons 10 vol%Co et 50 vol%Co. L'étude des échantillons frittés 1h permet de déterminer la part de cette augmentation liée à la dissolution des petits grains dans le liquide et la part liée à la croissance de grains. Enfin, la participation des différents mécanismes est discutée à la lumière de ces résultats et de mesures de contiguïté.

[1] S.G. Shin, H. Matsubara (1995)

[2] Coster, M. et al (1972)

KN-18-894

Mécanismes de recristallisation post-dynamique d'un acier inoxydable ferritique à 20%Cr

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#KN-18-894

J.D. Mithieux ¹, G. Jacquet ², F. Montheillet ².

¹APERAM - Isbergues (France), ²ENSMSE - Saint Etienne (France).

Les aciers inoxydables ferritiques, comme d'autres alliages à forte énergie de défaut d'empilement, sont le siège d'une Recristallisation Dynamique Continue (CDRX en anglais) au cours de leur déformation à chaud [1]. Toutefois, les procédés industriels de mise en forme à chaud reposent sur la succession d'étapes de déformation entre lesquelles la Recristallisation Post-Dynamique (PDRX en anglais) peut intervenir. L'évolution de microstructure au cours de ces interpasses joue un rôle très important dans l'affinement de la structure initiale brute de solidification ainsi que dans l'évolution ultérieure de la texture cristallographique du produit. L'identification des mécanismes physiques mis en jeu au cours de la CDRX et de la PDRX est donc indispensable pour être capable de prédire les évolutions de microstructure au cours du laminage à chaud.

Le comportement au cours de la déformation à chaud d'un acier inoxydable ferritique à 20%Cr a été étudié à l'aide d'essais de compression plane (bipoinçonnement) à haute température. Des observations détaillées par EBSD ont permis de caractériser la structure de déformation et de mesurer la fraction recristallisée et la taille des cristallites en fonction des conditions testées. L'influence des conditions de déformation et de la taille de grains initiale sur la cinétique de PDRX a été déterminée. Quelques résultats importants méritent d'être soulignés :

- la pertinence du critère de germination prenant en compte des énergies de joints [2],

- le caractère fortement intergranulaire de la germination conduisant à une distribution spatiale très hétérogène de la fraction recristallisée,

- la nécessité d'une étape de croissance des sous-grains au cours de l'incubation à basse température,

- la démonstration d'une croissance de grains significative au sein de la fraction recristallisée pendant la PDRX,

- un effet non monotone de la déformation sur la cinétique de recristallisation.

Un modèle de PDRX a été créé de façon à rendre compte de ces phénomènes et a été couplé avec un modèle de CDRX [3] de façon à prévoir l'évolution de la microstructure au cours d'un schéma de laminage à chaud multipasse.

[1] Oliveira T.R., Montheillet F., *Materials Science Forum*, **467-470**, pp. 1229-1236 (2004)

[2] Favre J., Fabrègue D., Chiba A., Bréchet Y., *Phil. Mag. Letters*, **93**, pp. 631-639 (2013)

[3] Gourdet S., Montheillet F., *Acta Mater.*, **51**, pp. 2685-2699 (2003)

CM-18-902

Caractérisation mécanique et microstructurale d'une nuance Fe18Cr NDS élaborée par cobroyage

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-902

N. Herve ¹, C. Cayron ¹, Y. De Carlan ².

¹CEA Grenoble - Grenoble (France), ²CEA Saclay - Gif-Sur-Yvette (France).

Pour les applications dans les cœurs de centrales nucléaires à neutrons rapides, les aciers nano renforcés ferrito-martensitiques sont actuellement étudiées, les plus courants étant les aciers renforcés par dispersion d'oxydes, dits ODS . Ils présentent à la fois une bonne résistance en fluage et aux irradiations. Cette présentation aura pour sujet le développement d'une nuance alternative aux ODS, un acier ferritique renforcé par dispersion de nitrures de titane, dits NDS, pour des applications nucléaires. Le procédé d'élaboration de cette nuance NDS est proche de celui des ODS classiques: une poudre d'acier Fe-18Cr1W0.008N est d'abord cobroyée avec une poudre de TiH₂, puis filée à 800°C.

La nuance a été caractérisée mécaniquement dans la direction de filage en traction de 20°C à 800°C et en fluage à 650°C. Ensuite, une caractérisation microstructurale a été réalisée par « electron backscatter diffusion » (EBSD), diffraction des rayons X, microscopie électronique en transmission (TEM) et à balayage (SEM) de façon à déterminer la microstructure de la nuance et son évolution au cours des essais.

Au cours des tests en traction, jusqu'à 400°C, le NDS montre une forte contrainte maximale admissible et une faible ductilité, puis la contrainte maximale chute alors que la ductilité augmente, jusqu'à atteindre plus de 100%. Cette valeur est très supérieure à celle obtenue sur les ODS classiques. A 650°C, des tests de traction ont été réalisés entre 10⁻⁵ s⁻¹ et 10⁻³ s⁻¹ : la contrainte maximale admissible et la ductilité augmentent avec la vitesse de déformation. En fluage dans la direction de filage, le NDS a montré un comportement similaire aux ODS , à savoir une absence de stade tertiaire sous 175MPa et une faible ductilité(1%). Microstructuralement, les observations TEM et EBSD montrent que la structure est isotopique et que la taille des grains est comprise entre 100nm et 400nm. Cette taille reste stable au cours des essais de fluage, comme celle des nitrures de titane. Pendant le fluage, il y a

précipitation d'une phase vieillie de Cr₂N, ainsi que la formation de cavités allongées dans la direction de filage durant les essais de traction et de fluage.

L'intérêt de ce NDS est de combiner le comportement fragile des ODS lors du fluage avec une ductilité exceptionnelle en traction pour un acier nano-renforcé, supérieur même à une nuance non-renforcée. C'est pourquoi cette étude peut permettre de mieux comprendre le comportement des aciers nano-renforcés.

AF-18-919

Influence de la transformation $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ sur la genèse des contraintes résiduelles au cours de la trempe depuis le domaine β de l'alliage de titane β -métastable Ti17

**18 - Matériaux métalliques : procédés -
microstructures - propriétés**

#AF-18-919

J. Teixeira, B. Denand, E. Aeby-Gautier, S. Denis.

IJL (UMR CNRS 7198), Université de Lorraine, Labex DAMAS - Nancy (France).

Les évolutions des contraintes internes et des déformations au cours de la trempe de l'alliage de titane Ti17 ont été simulées numériquement en tenant compte des phénomènes couplés thermiques, mécaniques et métallurgiques. L'accent est mis sur l'influence de la transformation $\beta \rightarrow \alpha + \beta$ sur les évolutions de contraintes, qui a peu été examinée dans le cas des alliages de titane, en comparaison aux aciers. Les simulations de ces phénomènes couplés sont basées sur la connaissance de la genèse des contraintes dans d'autres types d'alliages, sur la connaissance et la modélisation des transformations de phases à l'état solide dans les alliages de titane et des caractérisations du comportement mécanique de l'alliage Ti17.

La contrainte d'écoulement a été calculée à l'aide d'une loi de comportement élasto-viscoplastique isotrope tenant compte de la température et de la microstructure : soit monophasée β , soit $\alpha + \beta$. Dans le deuxième cas, le taux de phase α ainsi que sa microstructure ont été pris en compte. Quant aux cinétiques de transformation, un modèle métallurgique développé précédemment est utilisé. Il est basé sur une loi de JMAK et une hypothèse d'additivité et ses paramètres sont déduits de déterminations de cinétique isotherme. L'effet des contraintes sur les transformations de phases (plasticité de transformation) a été examiné ainsi que celui de la petite variation de volume accompagnant la transformation. Le calcul couplé thermique, mécanique et métallurgique a été implémenté dans le code de calcul par éléments finis Zébulon. Une géométrie cylindrique a été considérée avec

un diamètre suffisamment large pour obtenir des gradients thermiques et microstructuraux significatifs.

Les résultats de simulation montrent que la prise en compte de la transformation de phases beta à alpha+beta, relativement lente d'ans l'alliage Ti17, a un effet significatif sur les contraintes résiduelles.

CM-18-936

Évolutions métallurgiques au cours du refroidissement depuis les hautes températures d'un alliage base zirconium fortement chargé en hydrogène

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-936

I. Turque ¹, M. Le Saux ¹, J.C. Brachet ¹, J. Crépin ², G. André ³, S. Goumache ¹, J.D. Bartout ².

¹CEA, DEN, SRMA - 91 191 Gif-Sur-Yvette Cedex (France), ²Mines ParisTech, Centre des Matériaux, UMR CNRS 7633 - 91 003 Evry Cedex (France),

³Laboratoire Léon Brillouin, CEA Saclay, UMR CNRS 12 - 91 191 Gif-Sur-Yvette Cedex (France).

Dans certaines situations hypothétiques, la gaine en alliage de zirconium des crayons combustibles des réacteurs nucléaires à eau légère pourrait être temporairement exposée à de la vapeur d'eau à Haute Température (HT jusqu'à 1200°C) avant d'être finalement refroidie/trempée. Les évolutions microstructurales relativement complexes s'opérant alors ont une influence primordiale sur la tenue mécanique de la gaine, qui doit rester suffisante. Dans certaines conditions particulières, la gaine est susceptible d'absorber une quantité très importante d'hydrogène (pouvant atteindre plusieurs milliers de ppm massiques localement) lors du maintien à HT. Pour étudier l'effet de telles concentrations en hydrogène sur les caractéristiques métallurgiques et mécaniques d'alliage de zirconium de type Zircaloy-4, après refroidissement depuis le domaine "Bêta-Zr" de HT, un protocole a été mis au point afin de produire des matériaux "modèles" chargés en hydrogène de manière homogène jusqu'à des teneurs de 4000wppm. Des examens métallurgiques (microscopie, μ -dureté, μ -sonde électronique, analyses de l'hydrogène, ...) ont permis de contrôler l'état des échantillons obtenus. Afin de suivre les évolutions métallurgiques qui s'opèrent au cours du refroidissement depuis les HT au sein de ces matériaux "modèles", des expériences de diffraction de neutrons ont été réalisées au Laboratoire Léon Brillouin (Saclay, France). Ces expériences ont été effectuées in-situ au cours

du refroidissement depuis les HT par acquisitions successives à différentes températures, sur des volumes importants de matière, de manière non destructive. L'analyse des diagrammes de diffraction correspondant à différentes températures a permis d'obtenir des informations quantitatives sur la teneur moyenne en hydrogène, les transformations de phases ou encore la nature et les températures de précipitation des hydrures.

CM-18-959

Vieillissement d'un alliage haute température de type HP : étude expérimentale et modélisation (PRISMA-ThermoCalc) de la cinétique de précipitation de carbures

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-959

K. Maminska ¹, A. Fraczkiewicz ¹, J. Furtado ².

¹ENSM.SE-Centre SMS/UMR 5307 - St-Etienne (France), ²Air Liquide (France).

Les alliages austénitiques de type HP (Fe-Cr-Ni-C, contenant du Nb, Ti et Si) sont destinés à travailler à de températures élevées (proches de 1000°C). Mis en service à l'état coulé, leur microstructure évolue en conditions de travail. Notamment, à l'état initial, des carbures primaires sont présents aux interfaces interdendritiques. Au cours de vieillissement, l'évolution des carbures primaires conduit à la présence des carbures secondaires : de faible taille, présents dans la matrice de manière presque uniforme, ils constituent d'éléments structuraux influant sur la durée de vie du matériau.

Nous avons étudié l'évolution de la précipitation secondaire au cours de vieillissements qui simulaient les conditions de travail. Deux types de carbures ont été analysés : NbC et M₂₃C₆, ce dernier contenant majoritairement du chrome. La cinétique de précipitation a été évaluée expérimentalement (MEB et MET) par des mesures de la taille des précipités après des traitements thermiques à de températures et des durées de vieillissement différents, allant jusqu'à 1000 h à 950°C. La modélisation de la co-précipitation des deux types de carbures a été réalisée avec le logiciel PRISMA [1], basé sur la théorie classique de germination et croissance, en analysant principalement la taille moyenne des précipités.

La difficulté majeure de modélisation de précipitation réside en une estimation réaliste des énergies d'interface pour les phases secondaires. Les données bibliographiques concernant NbC et Cr₂₃C₆ sont peu nombreuses et disparates. Dans notre étude, nous nous sommes servis des résultats expérimentaux afin

d'estimer ces valeurs pour une bonne calibration de la simulation du phénomène de co-précipitation. Pour une température de 750°C, des valeurs de $g_{NbC} = 0,26 \text{ mJ/m}^3$ et $g_{M23C6} = 0,22 \text{ mJ/m}^3$ ont été montrées comme reproduisant aux mieux la cinétique de précipitation observée expérimentalement. Notons aussi que la valeur de l'énergie d'interface de M23C6 varie fortement avec la température, ce qui va de pair avec sa modification de la composition chimique d'équilibre.

Le logiciel PRISMA nous a permis de reproduire de manière satisfaisante la cinétique de croissance des précipités des deux types de carbures. Par contre, la simulation indique un début de coalescence des précipités qui se produirait à de temps nettement plus courts que ceux mesurés expérimentalement. Les raisons de cette résistance forte à la coalescence sont actuellement à l'étude.

CM-18-963

Etude de la relation microstructure-propriétés mécaniques d'un acier inoxydable martensitique

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-963

G. Badinier, J. Vince Lauria, J.D. Mithieux, J.M. Herbelin.

Aperam Research Center - Isbergues (France).

Les constructeurs automobile cherchent de plus en plus à alléger les structures afin de diminuer les rejections de CO₂ des véhicules dans l'atmosphère. Une des voies possibles pour atteindre les objectifs d'allègement (-200 kg d'ici à 2019) est d'utiliser des matériaux haute résistance obtenus par emboutissage à chaud comme les aciers inoxydables martensitiques. Ces aciers contiennent entre 12 %pds et 14 %pds de chrome, et la teneur en carbone est ajustée en fonction de la résistance mécanique désirée [1]. Cette teneur en chrome abaisse naturellement le point de transformation martensitique au refroidissement [1], ce qui permet d'obtenir, lorsque la teneur en carbone est supérieure à 0.3 %pds, une fraction volumique non négligeable d'austénite résiduelle [2]. Cette austénite résiduelle peut être plus ou moins stabilisée par un enrichissement en carbone lors d'un revenu basse température (200°C à 400°C). Cela permet d'obtenir un compromis résistance-allongement à rupture intéressant.

L'effet de la microstructure sur les propriétés mécanique de l'acier inoxydable martensitique de composition chimique 0.38%C – 14%Cr – 0.8%Mo – 0.08%N a été étudié. Le matériau a été austénitisé à haute température (1100°C) puis trempé rapidement à température ambiante avant d'être, dans certains cas, revenu à basse température (inférieure à 350°C). La microstructure a été étudiée en microscopie optique et microscopie électronique, et la fraction volumique d'austénite résiduelle a été quantifiée au sigmamètre (saturation magnétique) et en diffraction des rayons X (DRX). La teneur en carbone de l'austénite a été mesurée en DRX via son paramètre de maille. Les résultats montrent que l'austénite résiduelle contrôle le Rp02 du matériau et confère une bonne ductilité grâce à l'effet TRIP. Nous montrons que pour

un traitement thermique bien choisi, le matériau à un Rp02 de 1350 MPa et un allongement uniforme de 12%.

[1] P. Lacombe, B. Baroux, and G. Béranger, *Les aciers inoxydables*, Les Editions de Physique. Edp Sciences, 1990.

[2] L. Yuan, D. Ponge, J. Wittig, P. Choi, J. A. Jiménez, and D. Raabe, "Nanoscale austenite reversion through partitioning, segregation and kinetic freezing: Example of a ductile 2 GPa Fe–Cr–C steel," *Acta Mater.*, vol. 60, no. 6–7, pp. 2790–2804, 2012.

CM-18-966

Etude de la cinétique d'austénitisation d'un acier inoxydable martensitique lors d'un maintien isotherme

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-966

G. Badinier ¹, J.D. Mithieux ¹, J.M. Herbelin ².

¹Aperam Research Center - Isbergues (France), ²Aperam Automotive Center - Isbergues (France).

Les constructeurs automobile cherchent de plus en plus à alléger les structures afin de diminuer les rejections de CO₂ des véhicules dans l'atmosphère. Une des voies possibles pour atteindre les objectifs d'allègement (-200 kg d'ici à 2019) est d'utiliser des matériaux haute résistance obtenus par emboutissage à chaud comme les aciers inoxydables martensitiques. Ces aciers contiennent environ 12 %pds de chrome, et la teneur en carbone est ajustée en fonction de la résistance mécanique désirée [1]. Le chrome est connu pour ralentir considérablement la réaction d'austénitisation à haute température (voir e.g. [2], [3]). D'autre part, le temps d'austénitisation dans le process industriel est limité à 5 min, et tend à diminuer avec l'amélioration des technologies (chauffage rapide par effet Joule par exemple). Cette transformation de phase joue un grand rôle sur les propriétés finales (caractéristiques mécaniques) du matériau.

La cinétique d'austénitisation d'un acier inoxydable martensitique de composition chimique 0.1%C-12%Cr-0.1%Nb lors d'un maintien isotherme à 875°C a été étudiée. La fraction d'austénite formée au cours du maintien est mesurée par dilatométrie et par suivi de la micro-dureté Vickers. La microstructure est observée en microscopie optique et microscopie électronique à balayage. La composition locale en chrome dans l'austénite et la ferrite est mesurée en EDX. Les résultats montrent que la réaction d'austénitisation se déroule en trois phases distinctes : une première phase très rapide (concernant la transformation des 5 à 10 premiers % d'austénite) contrôlée par la diffusion du carbone dans la ferrite, suivie d'une phase de croissance contrôlée par la dissolution des carbures de chrome dans la ferrite et l'austénite. L'étape finale est contrôlée par la partition du Cr entre l'austénite et la ferrite. Les deux dernières étapes sont contrôlées par la diffusion du Cr, qui est beaucoup plus faible que la diffusion du carbone, ce qui explique le fort

ralentissement de la réaction observé. Ces résultats permettent de proposer des pistes d'amélioration du procédé de fabrication des aciers inoxydables martensitiques.

[1] P. Lacombe, B. Baroux, and G. Béranger, *Les aciers inoxydables*, Les Editions de Physique. Edp Sciences, 1990.

[2] Z.-D. Li, G. Miyamoto, Z.-G. Yang, and T. Furuhashi, *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 42, no. 6, pp. 1586–1596, 2011.

[3] G. Miyamoto, H. Usuki, Z.-D. Li, and T. Furuhashi, *Acta Mater.*, vol. 58, no. 13, pp. 4492–4502, 2010.

AF-18-1013

Etude comparative sur le comportement de précipitation dans deux alliages du système Al-Mg (Al-12 mass. % Mg et Al-8 mass. % Mg)

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-1013

C. Amrane ¹, D. Hamana ².

¹Doctorante - Constantine (Algérie), ²Professeur - Constantine (Algérie).

Les alliages du système Al-Mg sont des matériaux dont l'utilisation s'est le plus développée depuis de nombreuses années. Leurs propriétés mécaniques et la résistivité à la corrosion ont conduit à l'utilisation de ces alliages dans un très grand nombre de domaines industriels. Ces propriétés sont liées à la teneur du magnésium et aux traitements thermiques appliqués. Bien qu'ils soient déjà bien étudiés, les questions concernant la stabilité de la microstructure et l'effet des différents traitements thermiques sont toujours posées. Dans ce travail, nous avons présenté une étude comparative sur le comportement des réactions de précipitation pendant des différents traitements thermiques dans deux différents alliages du système Al-Mg (Al-12 mass. % Mg et Al-8 mass. % Mg). Pour ce faire, nous avons utilisé diverses techniques expérimentales comme la dilatométrie, le frottement intérieur, la calorimétrie, la microscopie optique, et des mesures de microdureté. Les résultats obtenus montrent que, la cinétique de la précipitation et les réponses mécaniques aux traitements thermiques appliqués, des deux alliages étudiés, sont différents.

CM-18-1039

Boucle de dislocation dans le Si décorée par les atomes de Ni : ségrégation ou atmosphère de Cottrell

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-1039

K. Hoummada ¹, A. Portavoce ¹, D. Mangelinck ¹, G. Trégliat ².

¹Aix-Marseille Université, CNRS, IM2NP, Case 142, 13397 Marseille Cedex 20, France - Marseille (France), ²CNRS, CINAM, Campus de Luminy Case 913, 13288 Marseille, France - Marseille (France).

La préamorphisation [1] d'une couche de silicium avant l'implantation ionique des dopants est une méthode qui permet d'éviter les effets de canalisation des dopants ainsi que la désactivation des dopants au-delà de la solubilité limite. Par contre, lors de la recristallisation du silicium, des défauts (interstitiels, cavités, défauts étendus, dislocation et boucles de dislocations) sont formés et évoluent avec la température [2]. Des études par sonde atomique tomographique (SAT) [3-5] ont mises en évidence des atmosphères de Cottrell dans un alliage métallique et dans le silicium dans les trois dimensions de l'espace et à l'échelle atomique.

Dans cette étude, nous présenterons la redistribution atomique des atomes de Nickel autour des boucles de dislocations dans le silicium par SAT [5]. Ces analyses montrent une accumulation du Ni sur les coins de la boucle de dislocation. Des simulations Monte-Carlo et Monte-Carlo cinétique ont été effectuées pour interpréter ces résultats [6]. Ces simulations sont en accord avec nos observations SAT et suggèrent que l'accumulation du Ni sur les boucles de dislocation dans le Si pourrait être interprété comme une atmosphère de Cottrell.

[1] C. Bergaud, thèse de doctorat, Toulouse (1994)

[2] A. Claverie, B. Colombeau, G. Ben Assayg, C. Bonafos, F. Cristiano, M. Omri and B. D. Mauduit, MATERIALS SCIENCE IN SEMICONDUCTOR PROCESSING 3 (4), 269-277 (2000).

[3] D. Blavette, E. Cadel, A. Fraczkiewicz, A. Menand, *Science* 1999;286:2317.

[4] K. Thompson, P. L. Flaitz, P. Ronsheim, D. J. Larson and T. F. Kelly, *Science* 317 (5843), 1370-1374 (2007).

[5] K. Hoummada, D. Mangelinck, B. Gault, and M. Cabié, *Scripta Materialia*, 64, (2011)378.

[6] A. Portavoce et G. Tréglia, *Acta Materialia*, 65, (2014)1-9.

CM-18-1047

Optimisation des aciers TWIP par restauration ultra rapide

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-1047

D. Fabrègue ¹, O. Bouaziz ², D. Barbier ².

¹MATEIS INSA Lyon - Villeurbanne (France), ²Arcelor - Metz (France).

Optimisation des aciers TWIP par restauration ultra rapide

Des traitements de recuit ultra rapides ont été réalisés sur des aciers à maillage à haut taux de manganèse. Ces aciers présentent généralement des propriétés mécaniques exceptionnelles (contrainte maximale supérieure à 1GPa avec des ductilités de l'ordre de 50%) mais ont comme principal défaut, notamment pour les applications automobiles, une limite d'élasticité relativement faible. Ainsi, cette étude montre qu'un procédé de recuit ultra rapide permet d'obtenir sur ces aciers, non seulement des propriétés de résistance très élevées (limite d'élasticité et contrainte maximale) mais aussi une bonne ductilité. L'énergie absorbée est de loin supérieure à celle des aciers TRIP habituellement utilisés pour ces applications. Ceci est dû au fait que ces traitements thermiques ultra rapides conduisent à une restauration des dislocations tout en conservant une densité de macles très élevée. La température maximale pour ce type de traitement est de 615°C ; une restauration à plus haute température induisant l'apparition des premiers grains recristallisés. Ces recuits ultra rapides sont de plus très robustes en ce qui concerne la température : les propriétés mécaniques résultantes sont très stables entre 520 et 615°C. Etant donné la possibilité de réaliser ces recuits rapides à l'échelle industrielle [1], ces traitements thermiques pourraient permettre d'élargir le champ d'application de ces aciers.

[1] : V. Massardier, A. Ngansop, D. Fabrègue, J. Merlin, Materials Science and Engineering A 527 (2010), 5654-5663.

CM-18-1077

Plasticité par migration de joints de grains: MET in situ et simulations atomiques

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-1077

A. Rajabzadeh ¹, F. Momprou ², N. Combe ², M. Legros ², S. Lartigue ³.

¹Brown University - Providence (États-unis), ²CEMES-CNRS - Toulouse (France), ³ICMPE - Thiais (France).

Contrairement à la plasticité basée sur le déplacement des dislocations, le cisaillement généré par la migration d'un joint de grain (GB) est très mal connu. Ce processus est souvent considéré comme un mécanisme alternatif lorsque les densités de dislocations sont extrêmement faibles, comme dans les nanocristaux. Des théories concurrentes considèrent les joints comme un réseau de dislocations parfaites (réelles pour les petits angles ou virtuelles pour les grands angles), ou comme un sur-réseau dans lequel des défauts appelés déconnexions peuvent se déplacer.

En utilisant conjointement la dynamique moléculaire (et une étude systématique des chemins d'énergie minimale -MEP- pendant la migration), et la microscopie électronique en transmission (MET) in situ et haute résolution (voir Figure), nous avons mis en évidence que le cisaillement était produit par le mouvement de déconnexions. Dans un cristal parfait, la création de ces déconnexions coûte beaucoup plus d'énergie que leur propagation, mais dans des polycristaux réels, ces déconnexions peuvent être créées par interaction entre des dislocations et le joint de grain. La microscopie électronique a permis d'observer le mouvement de ces déconnexions et de mesurer le coefficient de couplage migration-cisaillement au niveau nanoscopique.

CM-18-1105

Frittage de matériaux composites Cu/FC par un procédé micro-ondes sous charge

**18 - Matériaux métalliques : procédés -
microstructures - propriétés**

#CM-18-1105

A. Veillère, J.M. Heintz, M. Rogers, J.F. Silvain.

ICMCB-CNRS - Pesac (France).

Frittage de matériaux composites Cu/FC par un procédé micro-ondes sous charge

Amélie Veillère^{1,2} ; Jean-Marc Heintz^{1,2} ; Marthe Rogers¹ ; Jean-François Silvain¹

¹CNRS, ICMCB, UPR 9048, F-33600 Pessac, France

²IPB, ENSCBP, F-33600 Pessac, France

Mots clés : Matériaux composites, Frittage micro-ondes sous charge, Microstructures, Propriétés thermiques

Le frittage micro-ondes est une technique de frittage dite « Flash » qui a largement fait ses preuves pour le frittage de céramiques, où il a été montré qu'il permettait généralement de réduire le temps de frittage, d'obtenir des microstructures plus fines et donc de meilleures propriétés mécaniques.

En revanche, l'utilisation des micro-ondes pour le frittage des métaux est beaucoup plus récente car elle se heurte au problème du fort pouvoir réflecteur de ce type de matériaux. Pour des applications en électronique de puissance, il est nécessaire d'avoir des matériaux métallique dense, c'est pourquoi nous utilisons un procédé innovant de micro-ondes sous charge. Ce procédé couple une cavité micro-ondes monomode avec une presse hydraulique permettant ainsi de combiner les effets des micro-ondes et l'application d'une pression mécanique. Ce travail porte sur l'étude de matériaux composites à matrice cuivre ou cuivre faiblement alliée en chrome renforcées par des fibres de carbone pour des applications thermiques en électronique de puissance.

Le but est de comparer la technique le frittage micro-onde sous charge à d'autres techniques de densification uniaxiale à chaud telle que le « hot pressing » conventionnel ou le SPS. L'évolution de la microstructure avec les paramètres du frittage est étudiée (température, temps, puissance micro-onde...) par différentes techniques (MEB, EDS, EBSD...) ainsi que la conductivité thermique des différents matériaux.

CM-18-1111

Alliage de haute entropie réfractaire : microstructure et plasticité

**18 - Matériaux métalliques : procédés -
microstructures - propriétés**

#CM-18-1111

L. Lilensten, J.P. Couzinié, L. Perrière, J. Bourgon, I. Guillot.

**Institut de Chimie et des Matériaux de Paris Est - UMR7182 CNRS/Université de
Paris Est Créteil - Thiais (France).**

Les alliages de haute entropie (AHE) sont une nouvelle classe de matériaux en rupture avec les alliages traditionnels. Les 5 éléments les composant forment une solution solide désordonnée et non un mélange de composés intermétalliques, permettant au matériau d'avoir à la fois une limite d'élasticité élevée et une bonne ductilité. La composition réfractaire $Ti_{35}Zr_{27.5}Hf_{27.5}Nb_5Ta_5$ a été étudiée. Cette dernière a été obtenue en optimisant par calcul les deux paramètres empiriques considérés comme les principaux critères pour la formation des AHE : l'enthalpie de mélange ΔH_{mix} et δ , qui décrit l'écart entre les rayons atomiques. Les concentrations de chaque élément ont été gardées entre 5 et 35 at% pour rester dans le domaine des AHE. L'alliage a été élaboré par fusion à arc et homogénéisé par fusion par induction en creuset refroidi. La structure cristalline, analysée par diffraction des rayons X et affinement Rietveld est orthorhombique (orthorhombicité 98%). C'est la première fois qu'un alliage de haute entropie de structure non cubique est obtenu. Sa microstructure, observée en microscopie optique et en microscopie électronique à transmission (MET) correspond à de la martensite α'' maclée. Cependant la structure cristalline observée en MET est hexagonale et non orthorhombique, comme le montre la cartographie d'orientation obtenue et indexée avec une base hexagonale jointe. Cette structure pourrait provenir d'un relâchement des contraintes lors de la préparation de l'échantillon, qui se traduirait par une transformation orthorhombique à hexagonale. Le comportement mécanique de cet alliage a été étudié à l'aide d'essais de compression à la température ambiante sur les échantillons bruts de solidification et des échantillons recuits 1h à 1000°C et refroidis lentement. Cette étude mécanique a été couplée à celle des mécanismes de déformation en MET.

AF-18-1114

Comportement microstructural à haute température d'alliages à base Co, Ni ou Fe riches en chrome et contenant des carbures HfC

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-1114

P. Berthod, E. Conrath.

Institut Jean Lamour (UMR 7198), Faculté des Sciences et Technologies,
Université de Lorraine, B.P. 70239 - Vandoeuvre-Lès-Nancy (France).

Les alliages de fonderie contiennent souvent des carbures [1]. Cela peut leur permettre d'être plus résistants mécaniquement à haute température. Parmi ces carbures ceux que l'on rencontre le plus souvent sont des carbures de chrome et des carbures de tantale [2]. Ces carbures ne sont hélas pas suffisamment stables à haute températures sur de longue durée : globularisation et souvent disparition des carbures de chrome, et fragmentation des carbures de tantale. D'autres carbures sont moins communément utilisés pour renforcer mécaniquement de tels alliages probablement en raison du prix de l'élément carburigène employé. Néanmoins, ils peuvent se montrer plus stables à haute température et apporter une certaine pérennité au renforcement des alliages. Parmi ces derniers figurent les carbures d'hafnium [3]. Dans cette étude plusieurs alliages à base de cobalt [4], de nickel [5] et de fer [6], contenant 25% de chrome (pour la résistance en corrosion à chaud), ont été élaborés avec des quantités de carbone et de hafnium adéquates pour obtenir un réseau de carbures d'hafnium conséquent. Ces alliages de type M-25Cr-xC-yHf (avec x égal à 0,25% ou 0,50% et y variant de 4 à 7% massiques) ont été élaborés, caractérisés microstructuralement à l'état brut de coulée et à l'état vieilli (à 1000, 1100 ou 1200°C durant une cinquantaine d'heures), au moyen de diffraction des rayons X, d'observations au microscope électronique à balayage et de mesure des fractions de carbures par analyse d'images.

D'une manière générale, dans les trois familles, les carbures d'hafnium sont beaucoup plus résistants d'un point de vue fraction surfacique et morphologique que les carbures de tantale (étudiés lors de travaux antérieurs) et surtout que les

carbures de chrome. Ils sont donc en effet mieux à même de garantir une bonne tenue mécanique à haute température sur longue durée.

Références :

[1] E. F. Bradley « Superalloys : A Technical Guide », ASM International, Metals Park (1988).

[2] M. J. Donachie et S. J. Donachie « Superalloys : A technical Guide » (2nde édition), ASM International, Materials Park (2002).

[3] P. Berthod, Journal of Alloys and Compounds, 2009, 481, 746-754.

[4] Patrice Berthod, Elodie Conrath, Materials Chemistry and Physics, 2014, 143, 1139-1148.

[5] Patrice Berthod, Elodie Conrath, soumis à Materials at High Temperature.

[6] Elodie Conrath, Patrice Berthod, International Journal of Materials Research (Zeitschrift für Metallkunde), acceptée.

AF-18-1119

Etude de la formation et de la transformation des phases de transition dans l'alliage Al-12 % mass.Mg

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-1119

C. Amrane ¹, D. Hamana ².

¹Doctorante - Constantine (Algérie), ²Professeur - Constantine (Algérie).

Les alliages du système Al-Mg subissent les transitions de phases par précipitation dont l'amélioration de leurs propriétés mécaniques. Ces améliorations peuvent être obtenues par des traitements de mise en solution et des vieillissements convenables. Bien qu'ils soient déjà bien étudiés, les questions concernant la stabilité de la microstructure et l'effet des différents traitements thermiques sont toujours posées. Dans ce travail, nous avons présenté une étude sur l'évolution des réactions de précipitation après trempe dans des échantillons de l'alliage Al-12 mass. % Mg qui sont vieillis à 150 et 250°C respectivement pendant différents temps de vieillissement. Pour ce faire, nous avons utilisé diverses techniques expérimentales comme la dilatométrie, le frottement intérieur, la calorimétrie, la microscopie optique, et des mesures de microdureté. Les résultats obtenus ont clarifié les paramètres qui gouvernent le stade d'apparition des différentes phases et les réponses mécaniques aux traitements thermiques appliqués.

CM-18-1129

Comportement en fluage à haute température d'alliages de fonderie à base de cobalt, de nickel ou de fer riches en chrome et renforcés par carbures HfC

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-1129

T. Schweitzer, L. Aranda, P. Berthod, E. Conrath.

Institut Jean Lamour (UMR 7198), Faculté des Sciences et Technologies, Université de Lorraine, B.P. 70239 - Vandoeuvre-Lès-Nancy (France).

Les alliages métalliques réfractaires de fonderie destinés aux applications à haute température sous contrainte mécanique doivent contenir plusieurs dizaines de pourcents de chrome s'ils ne sont pas revêtus [1]. Cette obligation ne leur permet pas d'être mécaniquement renforcés par des particules intermétalliques densément précipitées, tels les alliages monocristallins g/g' [2,3]. Un moyen efficace de leur apporter une bonne résistance mécanique à haute température, notamment au fluage, est de promouvoir la formation de carbures interdendritiques lors de la solidification. Les plus utilisés de ces carbures sont les carbures de chrome et les carbures de tantale, par exemple. Cependant, les premiers disparaissent assez vite au cours du séjour à haute température alors que les seconds ont tendance à se fragmenter ce qui ne leur permet pas de continuer d'assurer longtemps la cohésion interdendritique des alliages. D'autres carbures, de type MC également, précipitent à la solidification avec la même morphologie scripte que les TaC mais semblent, à haute température, plus stables en terme de fraction volumique et plus résistants que ces derniers à la fragmentation. C'est le cas des carbures HfC [4]. Ces derniers restent en effet morphologiquement plus stables que les TaC [5,6,7].

Dans la présente étude plusieurs alliages de type $M(\text{Co, Ni ou Fe})-25\text{Cr}-\{0,25 \text{ ou } 0,50\}\text{C}-\{4 \text{ à } 7\}\text{Hf}$ (teneurs massiques) ont été testés en fluage flexion trois points à 1200°C pendant 100 heures sous 20 MPa (contrainte maximale au centre en intrados). Les alliages à base cobalt renforcés par carbures HfC présentent une

intéressante résistance au fluage, à la différence des alliages base nickel et des alliages base fer qui profitent manifestement beaucoup moins des carbures HfC.

Références :

[1] P. Kofstad « High Temperature Corrosion », Elsevier Applied Science, London (1988).

[2] E. F. Bradley « Superalloys : A Technical Guide », ASM International, Metals Park (1988).

[3] M. J. Donachie et S. J. Donachie « Superalloys : A technical Guide » (2nde édition), ASM International, Materials Park (2002).

[4] P. Berthod, Journal of Alloys and Compounds, 2009, 481, 746-754.

[5] Patrice Berthod, Elodie Conrath, Materials Chemistry and Physics, 2014, 143, 1139-1148.

[6] Patrice Berthod, Elodie Conrath, soumis à Materials at High Temperature.

[7] Elodie Conrath, Patrice Berthod, International Journal of Materials Research (Zeitschrift für Metallkunde), acceptée.

AF-18-1137

Evolution microstructurale à haute température d'alliages à base cobalt, nickel et/ou fer riches en chrome et contenant de très fortes fractions de carbures de tantale

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-1137

G. Pierson, K. Duretz, L. Corona, P. Berthod, E. Conrath.

Faculté des Sciences et Technologies, Université de Lorraine, B.P. 70239 - Vandoeuvre-Lès-Nancy (France).

Les alliages basés sur un ou plusieurs des éléments Co, Ni et Fe, riches en chrome et durcis par des carbures de tantale peuvent être candidats au remplacement des matériaux très riches en carbures de chrome [1-3]. Ces carbures TaC impliquent moins de carbone et sont moins sujets possiblement à une oxydation catastrophique en cas d'exposition prolongée à haute température suite aux intenses frictions en service. De tels alliages, de type M-30Cr-1C-15Ta, avec M=Co, Ni et/ou Fe ont été élaborés par fonderie puis exposés à haute température au moyen d'essais en four à des températures s'échelonnant entre 1000 et 1200°C (alliages de type M-30Cr-1C-15Ta avec M=Co, Ni ou Fe).. Les échantillons ainsi vieillis ont été examinés en vue de voir comment leurs microstructures auront évolué (morphologie, fractions surfaciques et volumiques évaluées par analyse d'image) et comment leur duretés d'origine ont pu s'en trouver affectées.

D'une façon générale les carbures TaC, interdendritiques et de forme script à l'origine ont subi un phénomène de fragmentation, d'autant plus poussé que la température d'exposition était élevée. La dureté, qui s'est révélée dépendre de la morphologie des carbures, s'est trouvée en général avoir été diminuée par l'exposition à haute température.

Références :

[1] Laura Corona, Patrice Berthod, *Materials Science: An Indian Journal*, 2014, 10(4), 152-159.

[2] Laura Corona, Patrice Berthod, *Materials Science: An Indian Journal*, 2014, 10(5), 165-172.

[3] Laura Corona, Patrice Berthod, *Materials Science: An Indian Journal*, 2014, 10(7), 247-256.

CI-18-1140

Development of work-hardenable titanium alloys from collective TRIP and TWIP effects

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CI-18-1140

P. Vermaut ¹, F. Sun ¹, C. Brozek ¹, J. Zhang ¹, M. Marteleur ², C. Curfs ³, E. Rauch ⁴, M. Veron ⁴, T. Gloriant ⁵, P. Jacques ², F. Prima ¹.

¹ENSCP - Paris (France), ²UCL - Louvain-La-Neuve (Belgique), ³ESRF - Grenoble (France), ⁴Grenoble INP Phelma - Grenoble (France), ⁵INSA - Rennes (France).

The interest for titanium alloys has been continuously increasing for industrial applications, due to a combination of high strength, low density and good corrosion resistance. However, both low ductility (typically < 20%) and a lack of strain hardening still constitute a major drawback when compared to steels, limiting their potential in advanced applications.

This work deals with the design of a new family of titanium alloys with a new and promising combination of mechanical properties. Both binary and ternary β -metastable alloys have been designed by a formulation strategy based on the “d-electron alloy design”. They all display similar mechanical properties characterized by an extremely high ductility (approaching 45% of plastic deformation) accompanied by both a high strength and a very high work hardening rate.

Both “in situ” mechanical testing using Synchrotron X-ray Diffraction (SXRD) and local EBSD analysis performed by Automated Crystallographic Orientation Mapping tool (ACOM) attached to a TEM, consistently revealed a complex sequence of deformation mechanisms consisting in activation of an intense $\{332\}\langle 113\rangle$ mechanical twinning (displaying 3 different levels of twins) accompanied by both ω and α'' phases stress induced precipitation. As a result, it is shown that these mechanical properties are induced by combined transformation-induced plasticity (TRIP) and twinning-induced plasticity (TWIP) effects.

In this talk, design strategy, occurrence and chronology of deformation mechanisms will be highlighted and order to understand the synergy between these mechanisms in the improvement of the work hardening. Future directions towards the development of a new family of metallic materials will be discussed.

CM-18-1158

Modélisation de la décomposition spinodale à basse température de la martensite des aciers.

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-1158

P. Maugis ¹, M. Gouné ².

¹IM2NP - Marseille (France), ²ICMBC - Bordeaux (France).

La martensite des aciers au carbone ou des aciers à l'azote est une phase sursaturée instable qui se décompose à basse température (<150°C) en ferrite plus une phase ordonnée riche en l'élément interstitiel X (=C ou N). La microstructure résultante est de type modulée, sa longueur d'onde étant de l'ordre de quelques nanomètres. Les résultats expérimentaux disponibles dans la littérature suggèrent que le mode de décomposition est spinodal.

Nous proposons un modèle de la cinétique de cette décomposition lors d'un recuit isotherme d'une martensite « vierge ». Dans ce modèle, un variant de la martensite est représenté par la phase bct ordonnée, où les atomes interstitiels occupent des sites préférentiels dans la structure (Zener ordering). La décomposition produit une phase désordonnée de très faible concentration en interstitiels et la phase ordonnée de formule $Fe_{16}X_2$. Les interactions de paires attractives X-X sont introduites et conduisent à une thermodynamique d'alliage de type strictement régulier. Afin de rendre compte de la diffusion des atomes interstitiels entre leurs sites préférentiels dans la structure, une mobilité atomique effective a été introduite. Le modèle fait apparaître des modulations de concentration et de paramètre d'ordre conformes aux résultats expérimentaux.

AF-18-1185

Etude des effets de la composition chimique sur les transitions ordre-désordre pour les alliages Au-Cu et Au-Cu-Ag en utilisant des techniques d'analyse thermiques.

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-1185

I. Lamiri.

Université de Constantine1 - Constatine (Algérie).

Les alliages Au-Cu ont été le sujet de nombreuses investigations ces dernières années.

L'amélioration des propriétés électroniques pour des applications technologiques concernant les catalyses, les revêtements et les dispositifs de valeurs est à l'origine de l'utilisation de ces alliages.

Les alliages Au-Cu présentent plusieurs types de transformations ordre-désordre qui peuvent modifier leurs propriétés électriques et mécaniques. Dans ce travail, les techniques d'analyses thermiques DSC (Analyse calorimétrique différentielle), DT1000 (Dilatometre), utilisées pour l'étude des transitions ordre-désordre dans les alliages binaires Au-Cu et ternaires Au-Cu-Ag, ils présentent des différences au niveau des propriétés thermiques. L'apparition de plusieurs effets par dilatométrie a été interprété par la formation de zones GP et de différentes transitions ordre-désordre.

CM-18-1219

Décomposition spinodale du fer-chrome en films minces

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-1219

Y. Colignon ¹, D. Mangelinck ¹, P. Maugis ¹, M. Nastar ², P. Soisson ², O. Senninger ², K. Hoummada ¹.

¹IM2NP - Marseille (France), ²CEA - Saclay (France).

Les aciers à base de Fe-Cr, utilisés dans de nombreux domaines, sont dans une centrale nucléaire maintenus à des températures allant de 350°C à 550°C. Dans cette gamme de température, le diagramme de phase Fe-Cr présente une lacune de miscibilité. Dans cette dernière se produit une séparation de phase par décomposition spinodale qui conduit à une fragilisation du matériau. Les différentes études de cinétique de décomposition spinodale en volume ne permettent pas de déduire un coefficient d'interdiffusion, alors que cette grandeur est un ingrédient essentiel des modèles cinétiques développés pour prédire la durée de vie des alliages. Nous proposons ici une méthode permettant de mesurer ce coefficient d'interdiffusion.

Pour cela, nous avons réalisé un échantillon en film mince comportant des oscillations de composition de Fe et de Cr dans une direction imposée et dont la composition moyenne se situe dans le domaine spinodal. Après traitement thermique et caractérisation des couches minces par sonde atomique tomographique, nous avons mesuré une amplification des oscillations dans la direction imposée, cette amplification a été engendrée par une force motrice qui tend à la séparation de phase. Nous avons pu ensuite déduire un coefficient d'interdiffusion en fonction de la concentration en comparant ces résultats à des simulations en Monte Carlo Cinétique et en champ moyen.

Fig1 : a) Volume reconstruit par sonde atomique tomographique, les atomes de Fe et de Cr sont respectivement en rouge et vert. b) Profil de concentration en Cr pour 3 échantillons non recuit puis recuits pendant 24h et 96h à 500°C.

AF-18-1225

Développement sur mesure de superalliages base nickel par des méthodes statistiques

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-1225

E. Menou ¹, P. Leray ², G. Ramstein ², E. Bertrand ¹, F. Tancret ¹.

¹IMN - Nantes (France), ²LINA - Nantes (France).

De nombreux alliages métalliques pour utilisation à haute température ont été créés au cours du siècle dernier pour répondre aux besoins toujours plus exigeants des secteurs aéronautique et énergétique. L'approche historique par essai-erreur, bien que conduisant ponctuellement au développement de matériaux performants, demeure longue et coûteuse. Les propriétés d'un alliage dépendent en effet de nombreux paramètres interdépendants : éléments d'addition, microstructure, conditions de fabrication et d'usage... Les propriétés d'un nouvel alliage sont difficiles à modéliser et quasiment impossibles à prédire sans l'appui de méthodes statistiques, à l'image des réseaux neuronaux [1] et des processus gaussiens [2]. Après un entraînement sur une base de données, ces méthodes sont capables de prédire de manière fiable les propriétés de nouveaux alliages. Par ailleurs, des outils de thermodynamique analytique comme CALPHAD (CALculation of PHase Diagrams) renseignent sur les phases en présence dans des alliages complexes. Ainsi, la combinaison de méthodes statistiques et thermodynamiques permet de déterminer à la fois la microstructure et les propriétés qui en découlent. Cette technique a déjà été éprouvée pour le développement d'un nouveau superalliage à bas coût [3]. Pour déterminer la composition d'un alliage satisfaisant au mieux un cahier des charges, des algorithmes génétiques peuvent ensuite être utilisés. L'objectif du présent travail est de conjuguer réseaux bayésiens et thermodynamique analytique afin de prédire les propriétés de superalliages base nickel. Les réseaux bayésiens constituent une alternative plus flexible aux réseaux neuronaux et aux processus gaussiens. Il s'agit de modèles probabilistes graphiques notamment capables de travailler à partir de bases de données incomplètes, de découvrir des relations entre variables et de prédire une propriété si celle-ci est manquante dans la base de données (e.g. Re en se basant sur Rm et la composition).

[1] Bhadeshia H K D H 1999 ISIJ Int. 39 966–79

- [2] Tancret F, Bhadeshia H K D H and MacKay D J C 1999 *ISIJ Int.* 39 1020–6
- [3] Tancret F, Bhadeshia H K D H and MacKay D J C 2003 *Mater. Sci. Technol.* 19 283–90

CM-18-1244

Alliages multi-composants à haute entropie de mélange : élaboration et microstructure

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-1244

Y. Lu ¹, J.M. Heintz ¹, T. Guillemet ², J.F. Silvain ¹.

¹ICMCB-Université de Bordeaux - Pessac (France), ²ICMCB-Université de Bordeaux - Blagnac (France).

Depuis leur découverte en 1991 par Iijima, les nanotubes de carbone sont intensément étudiés [1]. Leurs remarquables propriétés aussi bien électriques (10^9 à 10^{12} A.cm⁻²), thermiques (3000 à 6000 W.m⁻¹.K⁻¹) que mécaniques ($E_{\text{Young}} = 1$ TPa) les rendent intéressants comme renforts dans des matériaux composites. Ainsi, différents travaux ont montré leur efficacité comme renforts afin de palier aux faiblesses de matrices polymériques [2-7]. Néanmoins, peu d'études portent sur l'utilisation de matrices métalliques principalement dû aux conditions extrêmes de mise en forme du matériau ainsi qu'à différents problèmes tels que i) l'obtention d'une dispersion homogène des nanotubes de carbone au sein de la matrice, et ii) l'amélioration de l'interface renfort-matrice afin d'assurer un bon transfert des propriétés. Cette étude a pour objectif de décrire et de comparer deux méthodes de dispersion de nanotubes de carbone au sein d'une matrice cuivre i.e., une méthode de dispersion par voie solide et par voie liquide. Les mesures de conductivités thermiques des matériaux élaborés par ces deux procédés seront par la suite comparées avec un modèle théorique de type Maxwell-Garnett. Des expériences de micro-dureté Vickers seront réalisées sur des matériaux préparés avec les deux méthodes de dispersion afin de comparer l'influence de la dispersion sur les propriétés mécaniques du matériau final.

- [1] S. Iijima, Nature 354 (1991) 56-58.
- [2] S.H. Park et al, Polymer 51 (2010) 5071-5077.
- [3] C.M. Damian et al, Composites: Part B 43 (2012) 3507-3515.
- [4] P. Bonnet et al, Applied Physics Letters 91 (2007) 201910.
- [5] E. Kymakis et al, Journal of Applied Physics 99 (2006) 084302.

- [6] S. Chakraborty et al, Composites Science and Technology 72 (2012) 1933-1940.
[7] P. Pisitsak et al, Journal of Nanomaterials 2012 (2012) 642080.

AF-18-1252

Alliages multi-composants à haute entropie de mélange : élaboration et microstructure

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-1252

L. Perrière, L. Liliensten, J.P. Couzinié, M. Laurent-Brocq, I. Guillot, Y. Champion.

ICMPE - Thiais (France).

Classiquement, la préparation d'un alliage métallique consiste à mélanger un ou deux éléments majoritaires et à leur ajouter plusieurs éléments d'alliages fortement minoritaires. L'objectif de ces restrictions sur la composition est d'éviter l'apparition de composés intermétalliques souvent fragilisants. Or, des études récentes, initiées par Yeh *et al.* [1], suggèrent qu'il est possible, en suivant une série de critères empiriques (par ailleurs proches des critères d'Inoue permettant de préparer des verres métalliques), d'élaborer des solutions solides complètes pour des systèmes composés d'au moins cinq éléments en proportion quasi-équiatomique (5 à 35 at.% par élément). Ces alliages dits à haute entropie de mélange (AHE) présentent des propriétés mécaniques très prometteuses, et, pour certaines nuances réfractaires, une stabilité thermique importante à des températures supérieures à 1000°C.

Dans ce cadre, nous nous intéressons à des alliages préparés dans les systèmes TiZrHfNbTa et CoCrFeMnNi .

L'élaboration est réalisée par fusion par arc et fusion par induction électromagnétique. Une étape finale de coulée par aspiration ou de solidification rapide (melt spinning ou twin roll casting) est mise en jeu afin de faire varier les conditions de solidification, notamment la vitesse de refroidissement, qui influence directement la microstructure obtenue. Des vitesses de refroidissement comprises entre 10^2 K.s⁻¹ jusqu'à 10^6 K.s⁻¹ peuvent ainsi être atteintes.

Des analyses microstructurales, structurales et chimiques (microscopies optique et électronique, diffraction des rayons X, microsonde de Castaing) révèlent que ces alliages présentent une microstructure brute de solidification à caractère dendritique,

dont les dimensions dépendent de la vitesse de solidification, et qui tend à disparaître lorsque la vitesse de refroidissement est suffisamment importante [2]. L'influence de variations de composition chimique, dans les deux systèmes étudiés, sera également discutée. Enfin, nous évoquerons une approche via des traitements thermomécaniques permettant d'homogénéiser la microstructure des alliages élaborés.

[1] J.W. Yeh et al. *Adv. Eng. Mat.* 6 (2004), 299-303.

[2] J. P. Couzinié et al. *Mat. Letters* (2014) in press

CM-18-1302

CARBONITRURATION « HIGH NITROGEN » (HN) DU CONCEPT A L'INDUSTRIALISATION

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-1302

A. Fleurentin ¹, K.M. Winter ², E. Jeanguyot ³.

¹Métallo Corner - Paris (France), ²Process Electronic (Allemagne), ³Process Electronic - Besançon (France).

CARBONITRURATION « HIGH NITROGEN » (HN) DU CONCEPT A L'INDUSTRIALISATION

Karl Micheal WINTER*, Emmanuel JEANGUYOT*, Alexandre FLEURENTIN** // (*) United Process Control / Process Electronic (**) Métallo Corner

De plus en plus d'études menées à travers le monde (Japon, Allemagne, France, ...) montrent que la carbonituration profonde sur-enrichie à l'azote permet d'améliorer la durée de vie de pièces sollicitées en fatigue hertzienne.

Cette carbonituration HN « new concept », caractérisée par :

- un pourcentage en azote surfacique supérieur 0.5%,
- une profondeur d'enrichissement pouvant dépasser les 0.6 mm,
- une austénite résiduelle et une martensite riche en azote,
- des contraintes de compression plus élevées qu'en cémentation et stables à 250 – 300°C,

permet de répondre à 2 enjeux techniques intimement liés : le downsizing et l'augmentation des contraintes appliquées qui a pour conséquence une élévation de la température du contact.

Plusieurs solutions existent maintenant sur le marché, cependant il faut pouvoir adapter les fours de « carbonitruration traditionnelle » en vue de mesurer et piloter les potentiels carbone et azote au sein du four afin d'assurer un traitement de qualité (exempt de porosité) en phase avec les exigences du CQi9, RQP1 et NADCAP.

Après avoir décrit la carbonitruration profonde sur-enrichie à l'azote et ses avantages, ce papier présentera un nouveau système de régulation (« Carbo HN ») capable de mesurer et de piloter les potentiels azote et carbone en se basant sur les techniques de mesure du KN et du KC que l'on pratique en nitrocarburation.

Ce dispositif peut être associé à une supervision qui simule le profil carbone et azote en fonction des paramètres de traitement que l'on souhaite appliquer.

CM-18-1316

Description thermodynamique du système Cr-Mn-Si : couplage calculs ab-initio / méthode Calphad

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-1316

A. Berche ¹, J.C. Tédénac ¹, S. Gorsse ², P. Jund ¹.

¹ICGM-Université Montpellier II - Montpellier (France), ²CMCB-Universite de Bordeaux - Pessac (France).

Parmi les matériaux ayant des propriétés thermoélectriques remarquables, les HMS (Higher Manganese Silicides) $Mn_{1-x}Si_x$ (x proche de 1.75) ont des figures de mérite (ZT) intéressantes pour des applications à des températures comprises entre 573K et 873K. De plus, il est possible d'augmenter encore le ZT de ce matériau par dopage au germanium ou au chrome. L'optimisation et l'élaboration de ces alliages passe par la connaissance du système Cr-Mn-Si-Ge. L'objectif du projet coopératif PHIMS consiste pour partie en la constitution d'une base de données thermodynamiques. La présente communication concerne l'étude d'un des systèmes constitutifs : Cr-Mn-Si.

Le système ternaire se caractérise par l'existence de nombreuses solutions solides continues identifiées dans la littérature. Des calculs DFT ont permis de déterminer les enthalpies de mélange dans ces solutions solides. Ces données ont alors été implémentées dans les descriptions Calphad et les coupes isoplèthes et isothermes résultantes ont été comparées aux données expérimentales existantes.

Finalement, des calculs de solidification ont été effectués afin de déterminer la meilleure voie de synthèse pour obtenir des matériaux présentant des caractéristiques thermoélectriques optimales.

CM-18-1323

Mesoscale modelling of plastic deformation and subsequent recrystallization : capillarity, GNDs and microtexture effects

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-1323

R. Logé ¹, A.L. Cruz Fabiano ², M. Bernacki ².

¹EPFL - Neuchâtel (Suisse), ²Mines Paristech - Sophia Antipolis (France).

A “full field” finite element approach is developed whereby synthetic mesoscopic microstructures are meshed adaptively and anisotropically. Crystal plasticity finite element (CPFEM) simulations are combined with a level set framework to model grain nucleation and grain boundary migration processes, in direct coupling with the plastic deformation. The computation of detailed topological evolutions in 2D and 3D can be used to calibrate or optimize mean field modelling methods. They may also be considered as “numerical experiments”, to provide insights into local mechanisms which are not easily accessible by experiments, or to test the consistency of modelling assumptions.

Examples are given to show the importance of capillarity effects in the kinetics of recrystallization, and in the prediction of final microstructures. It is also demonstrated that the introduction of Geometrically Necessary Dislocations in the CPFEM framework is required if the recrystallization criterion is based only on the local value of dislocation density. In such a case, spatial locations of the very first nuclei strongly depend on microtextures.

CM-18-1331

Influence de la teneur en niobium et tantale sur la structure et les propriétés mécaniques d'alliages réfractaires à haute entropie de mélange

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-1331

I. Guillot ¹, L. Lilensten ¹, L. Perrière ¹, J. Bourgon ¹, G. Dirras ², J.P. Couzinié ¹.

¹ICMPE, CNRS/UPEC, UMR7182, 2-8 rue Henri Dunant - Thiais (France), ²LSPM, CNRS, UPR3407, Université Paris 13, Sorbonne Paris Cité, 99 avenue Jean Baptiste Clément - Villetaneuse (France).

Les alliages de haute entropie (AHE), dont le concept a été introduit par Yeh *et al.* en 2004 [1], sont une nouvelle classe de matériaux en rupture avec les alliages traditionnels. Ils sont généralement constitués d'une unique solution solide issue d'un mélange d'au moins 5 éléments, dont les concentrations varient de 5 à 35 at%. L'obtention d'une solution solide désordonnée plutôt que d'un mélange de composés intermétalliques est surprenante mais permet au matériau de posséder des propriétés mécaniques très intéressantes en alliant à la fois haute limite d'élasticité et bonne ductilité. Dans cette étude, une nouvelle classe d'alliages réfractaires de haute entropie de mélange basée sur les éléments Ti, Zr, Nb, Hf et Ta a été explorée [2]. Afin, de déterminer l'influence des éléments Nb et Ta sur la structure et les propriétés mécaniques de ces alliages, différentes compositions ont été élaborés par fusion à l'arc électrique : (TiZrHf)₁₀₀, (TiZrHf)₉₀(NbTa)₁₀, (TiZrHf)₈₀(NbTa)₂₀, (TiZrHf)₆₀(NbTa)₄₀ (at%).

Les analyses par microscopie optique, DRX et MET, montrent que l'alliage ternaire est martensitique de structure hexagonale compacte, que l'alliage contenant 5 at% de Niobium et 5 at% de tantale est biphasé (hcp et cc), présentant lui aussi une microstructure martensitique ainsi que de nombreuses macles alors que les alliages riches en niobium et tantale sont tous deux de structure cubique centrée. L'étude des

courbes DSC obtenues confirme ces résultats. Des essais mécaniques en compression sur de plots de 5 mm de diamètre et 7,5 mm de hauteur ont été réalisés à une vitesse de déformation de $1,5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Les courbes obtenues montrent que la nuance quinaire équimolaire présente une limite d'élasticité élevée et un écrouissage linéaire. On constate que la limite d'élasticité ainsi que le coefficient d'écrouissage décroissent avec la diminution de la teneur en éléments de structure cubique centré Nb et Ta. Des essais de charges-relaxation-décharge, ont permis de réaliser une partition de la contrainte macroscopique en contraintes interne et effective et de préciser l'évolution du volume d'activation des différentes nuances en fonction de la déformation plastique.

[1] J.W. Yeh, S.K. Chen, S.J. Lin, J.Y. Gan, T.S. Chin, T.T. Shun, C.H. Tsau, S.Y. Chang, *Advanced Engineering Materials*, 6 (2004) 299-303.

[2] J.P. Couzinié, G. Dirras, L. Perrière, T. Chauveau, E. Leroy, Y. Champion, I. Guillot, *Materials Letters*, (sous presse).

CM-18-1336

Réactivité à l'échelle nanométrique de multifeuillets Ni-Al: germination, croissance et épitaxie des intermétalliques aux interfaces

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-1336

F. Baras, O. Politano.

Laboratoire ICB - Dijon (France).

Les multicouches nanométriques métalliques (N2M) forment une classe très particulière de nano-systèmes : ils sont obtenus par la superposition de films minces (4 – 100 nm) de métaux purs (par ex. Al et Ni). Le rapport interfaces/volume est très important. On peut y déclencher aisément, même à basse température (600 K), un front réactif exothermique auto-entretenu. Ils peuvent donc être utilisés comme une source d'énergie très localisée.

Dans notre travail, nous avons voulu comprendre comment cette réactivité importante était liée à la nano-hétérogénéité. Tout en tenant compte de la description thermodynamique de la nucléation des alliages en présence de gradients de concentrations sévères, nous avons déterminé les mécanismes élémentaires qui donnent lieu à des transformations de phase aux échelles nanométriques. Pour ce faire, nous avons développé une étude par dynamique moléculaire d'un système à trois couches Ni-Al-Ni, en utilisant un potentiel EAM. Nous avons ainsi pu déterminer les mécanismes de nucléation et croissance de la phase intermétallique NiAl. Nous avons observé quatre étapes principales pour le processus réactif, qui conduit à la formation de grains arrondis à l'interface entre le Ni solide et une phase intergranulaire amorphe contenant du Ni et de l'Al. Nous nous sommes également intéressés aux aspects cristallographiques des grains en fonction de l'orientation de l'interface.

La figure donne une image instantanée obtenue au niveau de l'interface après un évolution de 20 ns. Al et Ni sont représentés, respectivement, par des sphères bleues et jaunes. Les sphères rouges correspondent aux atomes qui ne sont pas

dans une configuration locale bcc. Les grains arrondis sont formés par le composé intermétallique NiAl.

AF-18-1352

Mécanismes de formation des microstructures dans les aciers «medium Mn»

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-1352

A. Arlazarov ¹, M. Gouné ², A. Hazotte ³, O. Bouaziz ³, F. Kegel ⁴.

¹ArcelorMittal & Université de Lorraine - Maizières-Lès-Metz (France), ²ICMCB - Bordeaux (France), ³Université de Lorraine - Metz (France), ⁴ArcelorMittal - Maizières-Lès-Metz (France).

La perspective d'une hausse durable du prix de l'énergie fossile et les exigences réglementaires accrues vis-à-vis des émissions de CO₂ nécessitent de développer des véhicules plus légers. L'utilisation d'aciers à Très Haute Résistance (THR) est une voie possible pour répondre à ces exigences car ils permettent une réduction significative d'épaisseur sans affecter la rigidité des pièces. Le développement de ce type d'acier constitue à l'heure actuelle un thème central chez les sidérurgistes. De manière générale, il existe deux grandes classes d'aciers : les aciers THR conventionnels (Mn ≤ 2,5 %mas.) et les aciers TWIP (Twinning Induced Plasticity) avec des teneurs en manganèse élevées (Mn ³ 12%mas.). Pour combler le vide entre ces deux classes d'aciers, les sidérurgistes cherchent des solutions intermédiaires qui optimisent le compromis entre leur efficacité et leur coût. Une des solutions envisagées est de développer une nouvelle nuance d'aciers THR dits « Medium Manganèse » dont la teneur en Mn est située entre 4 et 11 %. Les premiers résultats publiés montrent un intérêt évident au développement de telles nuances. En effet, pour des teneurs en carbone relativement faibles, il est alors possible de stabiliser une fraction élevée d'austénite résiduelle à température ambiante par trempe directe depuis le maintien inter-critique.

Dans notre étude, à partir d'aciers modèles 0.1%C-4.6%Mn, nous proposons d'étudier les évolutions microstructurales lors d'un maintien inter-critique. A partir d'une double approche expérimentale à l'échelle des phases (MET, MEB..) et de modélisation thermodynamique, nous proposons un mécanisme métallurgique à la base de la stabilisation de l'austénite résiduelle dans les aciers « médium Mn ». Par ailleurs, les résultats obtenus permettent de mieux comprendre les mécanismes de formation des microstructures dans ces alliages.

CM-18-1381

Chemistry of precipitates and structure of an ODS ferritic steel by electron microscopy and electron energy loss spectroscopy

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-1381

V. Badjeck ¹, M. Walls ¹, L. Chaffron ², J. Malaplate ².

¹Laboratoire de physique des solides, Bât. 510, université Paris-Sud - Orsay (France), ²DEN/DMN/SRMA, CEA Saclay - Gif Sur Yvette (France).

ODS (oxide dispersion strengthened) steels are promising materials for future fission reactors: the dispersed Y-Ti-O nano-particles (NPs, figs 1 and 2) in the Fe-14%Cr ferritic matrix improve the mechanical and thermal properties. The ODS steel under study displays a fine dispersion of NPs mainly smaller than 3 nm (fig 1). The NPs larger than 3 nm usually have cuboid shape with their interfaces along Fe-bcc (001) family planes (fig 3) and spectroscopic analysis show that they adopt a (Y-Ti-O)-Cr core-shell structure (fig 2).

Acknowledgements : We thank the program CPR ODISSEE (funded by AREVA, CEA, CNRS, EDF, Mécachrome - contract n°070551) as well as the METSA and ESTEEM2 networks.

01400

Soudures sans plomb : Etude comparative des modèles géométriques pour le calcul des enthalpies intégrales des alliages liquides ternaires Au-In-Zn à 973K

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

M. El Maniani ¹, R. M'chaar ¹, M. El Moudane ², A. Sabbar ¹.

¹Equipe de Physico-chimie des matériaux et nanomatériaux: Dépollution, environnement et développement durable, Université Mohammed V-Agdal, Faculté des Sciences - Rabat (Maroc), ²Laboratoire de Matériaux, Nanotechnologies et Environnement, Université Mohammed V-Agdal, Faculté des Sciences - Rabat (Maroc).

Les résultats du calcul des enthalpies intégrales du mélange à l'état liquide des alliages ternaires Au-In-Zn en utilisant le modèle général de Chou sont présentés dans ce travail. Cinq sections avec $x_{In}/x_{Zn} = 1/3, 1/2, 1/1, 2/1$ et $3/1$ ont été étudiées à 973K. D'autre part, les calculs ont également été effectués à l'aide des modèles géométriques traditionnels, tels que Kohler (modèle symétrique) et Toop (modèle asymétrique) pour comparaison et discussions. Les valeurs calculées selon le modèle de Kohler sont les plus exothermiques. Les résultats obtenus selon le modèle général de Chou ont montré que le système ternaire étudié est asymétrique.

CM-18-1419

Formation d'austénite dans les aciers Dual Phase microalliés au Ti et au Nb pour le secteur automobile

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-1419

C. Philippot ¹, P. Maugis ¹, M. Dumont ¹, J. Drillet ², V. Hébert ².

¹IM2NP - Marseille (France), ²Arcelor Mittal - Maizières Les Metz (France).

Les aciers multiphasés, qui combinent à la fois une haute résistance à la rupture et une bonne capacité de mise en forme, sont des solutions communément employées afin d'alléger le poids moyen des caisses en blanc dans l'industrie automobile. L'utilisation du Ti et/ou de Nb, en tant qu'élément de microalliage, est un point clé pour obtenir un acier Dual Phase à microstructure fine (de l'ordre du μm) et durcie par précipitation. L'obtention simultanée de hautes résistances mécaniques et d'une ductilité suffisante dépend essentiellement des caractéristiques de la martensite dans le produit final (fraction, composition chimique, distribution). Le chauffage et le maintien intercritique sont deux étapes de la fabrication des aciers Dual Phase qui sont décisives pour les caractéristiques de cette martensite en fin de recuit.

Dans la présente étude, les influences de la vitesse de chauffe, du temps et de la température de recuit sont analysées. A partir d'un état laminé à froid bainito-martensitique singulier, la formation de l'austénite est décrite au cours du recuit. Des interactions entre le microalliage, la recristallisation et la formation de l'austénite se produisent lors de ces étapes de fabrication. Le poids de ces différentes interactions est évalué.

En fonction de la vitesse de chauffe, deux scénarios sont établis :

- Une chauffe lente permet une recristallisation avancée avant la formation de l'austénite. Une microstructure relativement homogène est obtenue. Les interactions liées à la présence de microalliage sont minimisées. En fin de maintien intercritique, la fraction volumique d'austénite est moindre que dans le cas de la chauffe rapide et les propriétés mécaniques finales sont à la baisse.

- Une chauffe rapide conduit à une recristallisation nettement moins développée au moment de la formation de l'austénite. Une germination dense de l'austénite se produit et la microstructure en bande de la tôle à chaud se transmet au produit final. Les interactions liées au microalliage sont plus importantes. En fin de maintien, la fraction volumique d'austénite est plus importante que dans le cas de la chauffe lente et les propriétés mécaniques finales sont à la hausse.

CM-18-1427

Modélisation des structures de Widmanstätten par champ de phase

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-1427

M. Cottura, B. Appolaire, A. Finel, Y. Le Bouar.

LEM - CNRS/ONERA - Chatillon (France).

Les structures de Widmanstätten qui ont fait l'objet de nombreuses études en métallurgie physique, se présentent sous la forme de colonies de plaquettes parallèles, partageant une même orientation cristalline et commençant à croître depuis les anciens joints de grains de la phase mère vers l'intérieur de ces grains. Ce type de microstructures, dont la croissance est contrôlée par la diffusion des éléments d'alliage, peut être observé dans de nombreux alliages métalliques comme les aciers, les laitons ou encore les alliages base titane, suivant les conditions de transformation.

Malgré le très grand nombre de travaux qui leur est consacré, nous n'avons qu'une connaissance parcellaire des mécanismes de formation de ces microstructures. C'est le cas de la croissance qui se caractérise par une vitesse constante, en conditions isothermes. Par analogie avec les dendrites de solidification, on attribue ces caractéristiques aux anisotropies d'énergie d'interface et de mobilité.

Nous avons développé un modèle de champ de phase pour prouver que c'est plutôt l'anisotropie associée aux déformations élastiques générées par le changement de structure cristallographique qui sélectionne la forme et la vitesse stationnaire des plaquettes de Widmanstätten. Dans un premier temps, nous examinerons le cas de différents alliages présentant ce type de microstructure. Dans un second temps, nous montrerons que l'ajout d'une activité viscoplasticité isotrope ne modifie pas de manière significative les conclusions.

AF-18-1457

Étude des mécanismes de déformation d'un composite à matrice acier Fer-TiB₂ élaboré par solidification eutectique

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-1457

S. Lartigue-Korinek ¹, W. Wang ¹, J. Bourgon ¹, L. Mazerolles ¹, M. Dammak ², M. Gasperini ², F. Bonnet ³.

¹Institut de Chimie et des Matériaux Paris-Est , UMR 7182 CNRS-Université Paris Est - Thiais (France), ²Laboratoire des Sciences des Procédés et des Matériaux, UPR CNRS 3407, PRES Paris Sorbonne Cité, Université Paris 13 - Villetaneuse (France), ³ArcelorMittal Research SA - Maizières Les Metz (France).

De nouveaux aciers allégés et augmentés en rigidité par effet composite sont développés pour l'Industrie Automobile. Le fer est renforcé par des diborures TiB₂ de module d'élasticité élevé. Le composite est obtenu par solidification eutectique et peut être élaboré par coulée continue en utilisant les installations industrielles existantes. De plus, il présente des performances tout à fait remarquables avec une bonne ductilité et une résistance mécanique élevée, ce qui traduit une bonne cohésion interfaciale.

Les propriétés finales du produit sont en grande partie conditionnées par la cristallographie et la chimie de l'interface matrice/renfort. Nos investigations microstructurales précédentes à l'échelle atomique sur le composé à l'état brut de coulée révèlent une continuité cristallographique aux interfaces et précisent la localisation du carbone. La présente étude porte sur l'analyse microstructurale à l'issue de deux chargements mécaniques induisant la déformation plastique du composite :

- Le laminage à chaud : Les interfaces sont semi cohérentes à l'échelle atomique. Un très faible endommagement par rupture de quelques particules est observé. Un résultat inattendu est la mise en évidence d'une déformation plastique des particules,

ce qui pourrait contribuer au bon comportement du produit. La figure montre la présence de trois types de dislocations basales dans une particule de TiB_2 (image en champ sombre en deux ondes).

- Essais de cisaillement simple réalisés au LSPM après laminage à chaud, et montrant la bonne ductilité du composite et un endommagement significatif des particules après 10% de déformation équivalente.

Les microstructures sont analysées en microscopie électronique en transmission (conventionnelle, cartographies d'orientation ACOM, haute résolution).

CM-18-1467

Amas atomiques dans les phases quasicristallines et approximantes

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-1467

M. Quiquandon, A. Sirindil, D. Gratias.

LEM-CNRS - Chatillon (France).

Nous avons proposé récemment une méthode systématique de description des phases quasicristallines icosaédriques (1,2) à partir d'amas atomiques typiques rencontrés dans les phases cristallines approximantes voisines. Nous montrons ici que toutes ces structures peuvent être classées en trois groupes principaux, chacun caractérisé par un type d'amas spécifique prévu à partir de la description six-dimensionnelle des phases icosaédriques. Nous illustrons notre propos avec trois exemples de quasicristaux réels.

(1) M. Quiquandon et D. Gratias, About the atomic structures of icosahedral quasicrystals, C.R.A.S. dossier de physique "quasicrystals", Vol 1 Janvier 2014

(2) M. Quiquandon, R. Portier et D; Gratias Atomic clusters and atomic surfaces in icosahedral quasicrystals, accepté à Acta Cryst A

AF-18-1470

Effets de la composition chimique sur la précipitation de carbures secondaires dans des alliages austénitiques pour haute température de type HP

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-1470

R. Guiz, A. Fraczkiewicz.

ENSM-SE, Centre SMS, LGF - UMR 5307 - St-Etienne (France).

La tenue en service d'alliages austénitiques coulés de type HP (Fe-Cr-Ni-C, allié au Nb, Ti et Si), destinés au travail à de hautes températures, dépend principalement des caractéristiques de la précipitation fine présente dans la matrice austénitique. Dans les matériaux étudiés, deux types de précipités sont présents : NbC et M₂₃C₆, ce dernier contenant majoritairement du chrome.

En conditions de service, ces précipités sont soumis à une cinétique complexe comprenant toutes les étapes classiques. Leur présence résulte tout d'abord de la dissolution des carbures primaires : riches en carbone, ceux-ci libèrent cet élément dont la diffusion dans la matrice permettra la formation de fins carbures secondaires. Un renforcement mécanique du matériau en résulte. Ensuite, au cours du vieillissement, cette précipitation évoluera par coalescence : à force de sa progression, l'alliage perdra progressivement sa résistance mécanique. La nature de précipités, leurs caractéristiques cristallographiques et finalement, leur efficacité en tant qu'obstacles renforçants, dépendent de la composition chimique de l'alliage. Ce sont ces effets qui sont étudiés.

Cette étude prend suite de travail de MAMINSKA et al. [1] : sur la base de ses résultats, il s'agit de prévoir et modéliser les évolutions de l'état de précipitation secondaire en fonction de la composition chimique de l'alliage (teneur en Ni, Cr, Nb, Ti, C). L'étude expérimentale porte sur l'analyse de la cinétique de précipitation dans des alliages modèles, préparés au laboratoire par fusion en nacelle froide. Il a été montré au préalable, par l'étude d'un alliage modèle de référence de composition

proche de celle d'un matériau industriel, que la cinétique de précipitation n'est pas modifiée par ce mode de fabrication. La modélisation à l'aide des logiciels ThermoCalc et Prisma nous a permis de cibler des compositions chimiques potentiellement prometteuses et d'analyser les effets d'éléments d'alliage sur l'évolution de la précipitation secondaire en conditions de vieillissement à haute température.

K. Maminska, A. Fraczkiewicz, J. Furtado, ce colloque

CM-18-1493

Fusion solutale dans le système Cu-Ni : observations in-situ et modélisation

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-1493

J. Zollinger ¹, L. Deillon ¹, D. Daloz ¹, M. Založnik ¹, H. Combeau ¹, B. Appolaire ².

¹Institut Jean Lamour - Nancy (France), ²LEM Oera - Chatillon (France).

La fusion solutale ou dissolution peut jouer un rôle important dans les procédés de solidification (fragmentation, formation des freckles) et dans les procédés d'assemblage comme le brasage. Les études récentes de Rettenmayr et coll. [1, 2] ont montré que la cinétique de dissolution ne pouvait être prédite si l'on garde l'hypothèse d'équilibre local à l'interface, communément admise pour la solidification. Cependant, aucun des modèles proposés jusqu'à maintenant n'a permis de reproduire les cinétiques observées expérimentalement. Pour répondre à cette problématique, une expérience de suivi d'interface solide / liquide en conditions isothermes par microscopie confocale laser a été développée [3] ; en parallèle de ces expériences des traitements isothermes avec trempe ont permis d'obtenir des données sur les compositions aux interfaces. Les expériences ont été réalisées sur le système modèle Cu-Ni, et montrent qu'aussi bien les vitesses d'interface solide / liquide que les compositions ne peuvent pas être reproduites (i) en considérant l'équilibre à l'interface et (ii) en considérant le modèle développé par Hillert [4] et repris par Rettenmayr [2]. Un modèle prenant en compte les flux interfaciaux à l'échelle de l'interface a été développé. La comparaison des cinétiques et compositions interfaciales expérimentales et modélisées sont discutées, en particulier autour du choix des modèles utilisés pour déterminer les coefficients d'Onsager relatifs aux processus interfaciaux.

Références

[1] M Hillert and M Rettenmayr. Acta Mater., 51 :2803 – 2809, 2003.

[2] M Buchmann and M. Rettenmayr. J. Cryst. Growth, 310 :4623 – 4627, 2008.

[3] L. Deillon, J. Zollinger, D. Daloz, M. Založnik, and H. Combeau. Tms 2014 annual meeting. 2014.

[4] Hillert M. Acta Mater., 47 :4481 – 4505, 1999.

AF-18-1540

Amélioration des propriétés mécaniques d'échantillons massifs de titane à grain ultra fin.

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-1540

C. Zhang ¹, F. Schoenstein ¹, Y. Charles ¹, G. Dirras ².

¹LSPM-CNRS - Villetaneuse (France), ²LSPM-CNRS - Villenatteuse (France).

Des échantillons de titane polycristallin ont subi une succession de passes de laminage à froid et de traitements thermiques. Les éprouvettes soumises à de tels traitements ont été observés : leurs microstructures ont des tailles de grains variables, allant de quelques nano à quelques microns, en passant par des microstructures bimodales.

Les propriétés mécaniques ont été étudiées en utilisant des essais de cisaillement simple à température ambiante, à partir desquels les propriétés en traction ont été déduites en utilisant le critère de von Mises.

Le comportement mécanique des échantillons s'est révélé anisotrope pour les microstructures bimodales, et isotropes pour les monomodales, ceci étant principalement lié à l'homogénéité des microstructures du fait de la recristallisation complète et du processus de croissance de grain pour ces dernières.

Des observations MET et EBSD ont été effectués pour mettre en évidence les mécanismes de déformations induit par le procédé de laminage, qui incluent entre autre d'importants mouvements de dislocations et des macles.

AF-18-1555

Propriétés Structurales et Optiques des Couches Minces de ZnO non dopées et dopées Al, préparées par la méthode de « Sol-Gel »

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-1555

A. Mahroug ¹, I. Boudjadar ².

¹université de m'sila - M'sila (Algérie), ²université de constantine - Constantine (Algérie).

Résumé

Récemment, les films minces d'oxyde de zinc (ZnO) ont reçu une attention croissante pour des applications photovoltaïques, optoélectroniques... Dans ce travail nous avons préparé des couches minces d'oxyde de zinc ZnO dopées à l'aluminium et non dopées par la technique Sol-Gel « spin coating » sur des substrats en verre à partir de l'acétate de zinc dissous dans une solution d'isopropanol avec une molarité de 0.6mol/l. Nous avons utilisé la diffraction des rayons X pour les caractérisations structurales, la spectroscopie de transmission optique UV-Visible et la Photoluminescence pour les caractérisations optiques de nos films. La DRX a permis de confirmer la formation de ZnO avec une structure hexagonale de type wurtzite avec une direction préférentielle suivant (002), avec une taille maximale de grain de 25nm obtenue pour le film non dopé. La caractérisation par spectrophotométrie UV-Visible des couches minces élaborées a montré que tous les films présentent une transmission optique supérieure à 90% dans le visible. Les mesures optiques ont montré que les couches de ZnO présentent une bande interdite de 3.25 eV pour les films non dopés et de 3.29 eV pour les films dopés Al de 7 %. Photoluminescence des films a montré une émission ultraviolet (UV) et cinq émissions dans le visible liées aux défauts comme la violette, bleue et la verte, et a indiqué que le dopage a augmenté l'intensité des UV et des émissions visibles.

CM-18-1570

Modélisation par champ de phase de la dissolution de précipités pendant une déformation plastique : application aux alliages de titane

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-1570

B. Appolaire ¹, K. Ammar ², V. De Rancourt ², S. Forest ².

¹LEM - CNRS/ONERA - CHATILLON (France), ²Mines ParisTech - Evry (France).

Investigations involving phase transformations together with plasticity are usually confined to qualitative considerations because the coupling is very complex and requires quite compulsorily sophisticated numerical models. The best candidate for tackling such a task is the phase field approach because it handles efficiently morphological evolutions and relies on a consistent thermodynamic framework where non-linear mechanics can easily be included.

Recently, we have proposed an original coupling between phase field and non-linear mechanics by using homogeneization schemes to interpolate in the diffuse interface between different constitutive laws rather than between properties, as usually done [K. Ammar et al., Eur. J. Comp. Mech. 18 (2009) 485; K. Ammar et al., Phil. Mag. Let. (2010)].

Using this new formulation, we have investigated the dissolution of initially globular elastic precipitates in a plastic matrix during a concomitant average shear deformation. These calculations are intended to be a first step for explaining morphological changes during hot deformation processes, such as forging in two-phase materials, e.g. titanium alloys. Depending on the stiffness heterogeneity, the solute supersaturation and the intensity of the average shear, the precipitates may or may not split into two smaller parts, whereas this never happens when the matrix remains elastic.

AF-18-1576

Influence de la teneur en Cr et en Mn sur le comportement en traction de l'alliage d'aluminium 6061-T6

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-1576

J. Garnier, A. Chbihi.

DEN/DANS/DMN/SRMA/LC2M - Saclay (France).

Les alliages d'aluminium de la série 6xxx sont renforcés par durcissement structural grâce à la précipitation nanométrique de la phase métastable b'' (Mg_5Si_6). Après un traitement thermique d'homogénéisation et de mise en forme, l'alliage subit un traitement de mise en solution suivi d'une trempe ce qui permet de remettre en solution le Mg et le Si. Le traitement thermique final de revenu qui permet de précipiter les b'' est ajusté de manière à obtenir l'état conduisant à la limite d'élasticité maximale (état T6).

Dans cette étude, 6 alliages de 6061-T6 comportant des teneurs différentes en Cr et Mn ont été élaborés. Ces deux éléments précipitent sous forme de dispersoïdes stables à haute température et limitent le risque de recristallisation. Sur chacune des coulées, la température de recristallisation a été déterminée. Comme attendu, l'augmentation de la teneur en Cr permet d'augmenter la température de recristallisation. En revanche, l'augmentation de la teneur en Mn diminue la température de recristallisation. La température de mise en solution a été ajustée en fonction de la température de recristallisation.

L'effet de la température de mise en solution et du temps revenu sur le comportement a été caractérisé. En conclusion, on montre que l'augmentation de la température de mise en solution (passant par l'amélioration de la résistance à la recristallisation) permet d'augmenter les propriétés en traction. Les évolutions mécaniques sont discutées et confrontées avec les caractérisations microstructurales des précipités grossiers et des dispersoïdes analysés respectivement en microscopie électronique à balayage et en transmission.

CM-18-1597

Evolution microstructurale et plasticité: approche par la méthode du champ de phase

**18 - Matériaux métalliques : procédés -
microstructures - propriétés**

#CM-18-1597

M. Cottura, Y. Le Bouar, B. Appolaire, A. Finel.

LEM, CNRS/ONERA - Châtillon (France).

Les propriétés mécaniques des matériaux métalliques dépendent fortement de leur microstructure, c'est-à-dire de la forme et de l'arrangement spatial des différentes phases qui les constituent. Il est donc important, à la fois d'un point de vue industriel et fondamental, de comprendre et de contrôler l'évolution microstructurale. La méthode du champ de phase a émergé comme la méthode la plus efficace pour simuler les évolutions de microstructures issues de transformations de phase, en particulier quand des contraintes de cohérence sont générées dans le solide. Cependant, dans de nombreux matériaux, l'évolution microstructurale est couplée avec une activité plastique, et un effort de recherche international est actuellement dirigé vers l'extension de la méthode du champ de phase à la plasticité.

Dans cette méthode, la plasticité peut être introduite soit à l'échelle des dislocations, soit dans le cadre d'un formalisme continu. Dans ce travail, un modèle de champ de phase traditionnel est couplé à une plasticité cristalline basée sur des densités de dislocations. Ce modèle plastique est anisotrope et inclut la dépendance en taille attendue quand la plasticité est confinée dans des régions microniques. Le modèle se base sur une loi de stockage-restauration pour les densités de dislocations de chaque système de glissement et une matrice de durcissement reproduit les conséquences des interactions à courte distance entre les dislocations.

Le modèle proposé sera tout d'abord appliqué à la croissance d'un précipité dur dans une matrice élasto-visco-plastique. Ensuite, la mise en radeaux des précipités ordonnés observée dans les superalliages base nickel sera étudiée pour des chargements en fluage le long des directions [100] et [110].

CM-18-1600

Présence de martensite dans l'austénite expansée produite par nitruration à basse température d'aciers inoxydables austénitiques mise en évidence par spectroscopie Mössbauer et diffraction des rayons X

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CM-18-1600

A. Andrieux, J.P. Bauer, P. Boulet, G. Marcos, T. Czerwiec.

Institut Jean Lamour - Nancy (France).

La nitruration assistée par plasma à basse température (≤ 420 ° C) est une pratique industrielle courante pour améliorer les propriétés de surface (dureté, usure et résistance à la corrosion) des aciers inoxydables austénitiques. A l'issue d'un tel traitement, une nouvelle phase, nommée austénite expansée, phase S ou gamma N est créée [1]. L'austénite expansée reste assez mystérieuse, sa structure est notamment loin d'être unanimement établie et la question de son caractère monphasée se pose actuellement dans la communauté scientifique. Pour répondre à cette question, nous avons étudiés un échantillon d'acier inoxydable austénitique (316L dans la norme américaine) nitruré dans un plasma multi-dipolaire à 400°C pendant 2 heures, puis recuits à 400°C dans une atmosphère argon-hydrogène à différentes durées. Afin de caractériser les phases en présence, nous avons eu recours à la spectrométrie Mössbauer au ^{57}Fe (MS) en utilisant à la fois les électrons de conversion (CEMS) et les rayons X de conversion (XCMS) ainsi que la diffraction des rayons X (DRX) dans le mode θ -2 θ . Après nitruration, la DRX montre des pics supplémentaires, attribués à l'austénite expansée, qui sont décalés aux petits angles par rapport à la structure de la matrice avec un décalage différent suivant l'orientation cristallographique des grains. La spectroscopie Mössbauer révèle quant à elle deux types de structures magnétiques fortement anisotropes, matérialisées par des distributions de champs hyperfins. Le suivi dans le temps des différents recuits par spectroscopie Mössbauer et par DRX nous a permis de montrer que si l'une deux structures magnétiques initialement

présentes dans la couche nitrurée correspond bien à l'austénite expansée, l'autre doit être attribuée à de la martensite. Dans cette communication, nous discuterons la formation de martensite dans un contexte plutôt favorable à la stabilisation de l'austénite (présence d'azote, température...) à partir des contraintes internes très élevées induites par l'insertion d'azote lors du traitement de nitruration.

[1] T. Czerwiec, H. He, G. Marcos, T. Thiriet, S. Weber, H. Michel, Plasma Process. Polym. 6, 401, 2009

AF-18-1620

Thermodynamic and electrochemical constraints of molten oxide electrolytes suitable for electrolytic production of liquid iron

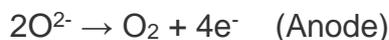
18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-1620

J.C. Wiencke ¹, F. Stoessel ¹, H. Lavelaine ¹, C. Petitjean ², P.J. Panteix ², C. Rapin ².

¹ArcelorMittal - Maizières-Les Metz (France), ²Université de Lorraine - Nancy (France).

Molten oxide electrolysis is one of the promising routes to lower CO₂ emissions in steel industry. The concept, pioneered by researchers of the M.I.T.^[1], enables the use of renewable energies for electrolytic production of molten iron. The challenges of this procedure are the elevated temperatures above 1550°C, the choice of suitable electrode materials and the up-scaling of the laboratory cells to pre industrial dimensions. The general electrochemical reactions at 1600°C at the electrodes are:



The production of pure oxygen-gas at the anode and the high temperatures are the biggest challenges for finding a suitable electrode, since most materials are rapidly consumed at these conditions. Using Ir anode and Mo cathode has proven to be most effective and in ongoing research of the early 2000's the production of several milligrams of liquid iron was achieved^[2]. Recently it was achieved to produce an inert anode made from a Cr_{1-x}Fe_x alloy, which develops a conductive passivation-layer at the contact with the electrolyte^[3]. In parallel, the idea of a consumable anode with magnetite composition was pursued, as the oxide shows promising characteristics regarding conductivity and melting temperature and a possible way of supplying the operating cell with iron oxide. However, this concept was not yet realized.

At ArcelorMittal-Maizières, production of liquid iron has been successfully performed since 2011 using platinum electrodes. The electrolyte composition depends on the refractory oxide, in our case alumina, as it defines the necessity for saturation of the electrolyte with the respective oxide. Therefore an iron-enriched cordierite composition was developed, offering tolerable values regarding liquidus temperature and electrical conductivity. For a viable industrial use of this electrolyte composition, major improvement regarding the conductivity has to be achieved. Here, the determination of the most suitable electrolyte for molten iron electrolysis is attempted and presented in this work, on the basis of a comprehensive literature review, calculation with thermodynamic software, CEQCSI, and basic crystallization experiments under operating conditions.

[1]Sadoway D, Kheptal D, Ducret A. (2004) TMS Charlotte

[2]Paramore J.D., Kim H., Allanore A., Azimi G., Sadoway D.R. (2010) ECS Meeting 2010, Electrochemical Society

[3]Allanore A., Yin L., Sadoway D.R. (2013) Letters to Nature, 497, 353-357

CI-18-1629

Couplage entre transitions de phase et plasticité, application à la transformation BCC-HCP à 13 GPa dans le fer

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CI-18-1629

C. Denoual, A. Vattré.

CEA, DAM - Arpajon (France).

Les expériences réalisées récemment en cellules à enclumes de diamant sur des monocristaux de fer suggèrent l'apparition d'une plasticité importante lors de la transition alpha (BCC) – epsilon (HCP) à 13 GPa. Cette transformation martensitique, de nature displacive et sans diffusion, est caractérisée par de grandes déformations inélastiques en cisaillement, conduisant à la formation de microstructures polymorphiques très complexes. Le grand nombre de variants (19) à considérer pour la transformation alpha-epsilon et la réversion epsilon-alpha est la principale cause de cette complexité.

Les modélisations par « chemins de réaction » permettent de prendre en compte explicitement l'ensemble de ces variants [1], et de reproduire ces microstructures. Dans un cadre thermodynamique rigoureux des processus dissipatifs et non-dissipatifs, nous présenterons et utiliserons un couplage entre plasticité (parfaite) et une modélisation "par chemins de réaction", pour analyser cette transition martensitique.

L'application proposée est l'étude des transitions directes alpha-epsilon et de réversion (epsilon-alpha) lors d'un choc sur une barre de fer monocristalline. Une attention particulière sera portée à l'introduction de l'équation d'état, nécessaire à la restitution du comportement sous choc. Le rôle de l'activation plastique dans l'accommodation des microstructures hétérogènes lors de la propagation de l'onde de choc sera également discutée.

[1] Denoual C. et al, PRL 105, 035703 (2010).

AF-18-1657

Caractérisation Métallurgique et Mécanique des alliages AA6061 - T6 et AA5083 - O soudés par le procédé TIG

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-1657

M. Hakem ¹, D. Miroud ², S. Lebaili ².

¹Centre de recherche en soudage et contrôle CSC - Cheraga-Alger (Algérie),

²Facultés de Génie Mécanique et Génie des Procédés. USTHB - Alger (Algérie).

Nous nous sommes intéressés dans ce travail à l'étude de l'évolution micro structurale et mécanique engendré par les cycles thermique de soudage sur les alliages d'aluminium AA6061-T6 à durcissement structurale et AA5083-O sans durcissement structurale.

L'alliage AA6061 T6 est très sensible à la variation de la température due à la précipitation et au phénomène de durcissement structural résultant. A l'opposé, l'alliage AA5083 O ne subit pas de durcissement structural, donc pas de précipitation. Dans le présent travail, l'évolution de la microstructure dans la zone affectée thermiquement, les essais de traction et de micro dureté ainsi que les faciès de ruptures ont été évalués pour les deux alliages.

La caractérisation des propriétés mécaniques par micro dureté montre que l'alliage 6061 T6 présente une chute de dureté dans de la zone affecté thermiquement, mais l'alliage 5083 O a un profil plus au moins homogène. Les résultats des essais de traction confirment la chute des propriétés mécaniques au niveau de la ZAT de l'alliage 6061 T6. L'étude métallographique montre l'évolution micro structural des deux alliages après soudage. Des analyses en microsonde EDS mettent en évidence les différents précipités. Les faciès de rupture des éprouvettes de traction montrent plusieurs cupules ce qui caractérise la rupture ductile de ces alliages.

AF-18-1663

INFLUENCE DU LAMINAGE SUR LA FORMATION DES ZONES GPB(Guinier- Preston-Bagaryatsky) DANS L'ALLIAGE Al-3%Cu-1%Mg

**18 - Matériaux métalliques : procédés -
microstructures - propriétés**

#AF-18-1663

O. Ould Mohamed.

USTHB - Alger (Algérie).

Influence du laminage sur la formation des zones GPB dans l'alliage Al-3%Cu-1%Mg: cette influence se traduit par une réduction de la durée de vie des zones GPB qui se forment lors de la décomposition de l'alliage, donc par une accélération de la précipitation suite à la création de nouveaux sites de germination.

AF-18-1704

Prédiction de la tension de surface des alliages ternaires Ag-Bi-Sn à 873 K en vue de leur utilisation comme des soudures sans plomb

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#AF-18-1704

M. El Moudane ¹, R. M'chaar ², M. El Maniania ², A. Sabbar ².

¹Laboratoire de Matériaux, Nanotechnologies et Environnement, Université Mohammed V-Agdal, Faculté des Sciences, Av. Ibn Batouta, B.P. 1014, Rabat, Maroc - Rabat (Maroc), ²Equipe de Physico-chimie des matériaux et nanomatériaux: Dépollution, environnement et développement durable, Université Mohammed V-Agdal, Faculté des Sciences, Av. Ibn Batouta, B.P. 1014, Rabat, Maroc - Rabat (Maroc).

La tension de surface du système ternaire Ag-Bi-Sn a été calculée à partir des tensions de surface des systèmes binaires limitrophes Ag-Bi, Ag-Sn et Bi-Sn selon trois sections $x_{Ag}/x_{Bi} = 1/3, 1/1$ et $3/1$ ($0 \leq x_{Sn} \leq 0.9$). Les calculs ont été effectués en utilisant les modèles géométriques de Kohler, Toop et Hillert. De plus, la tension de surface de ce système ternaire a été calculée en se basant sur l'équation de Butler. Les résultats calculés ont été comparés avec les résultats expérimentaux publiés antérieurement. A l'exception des modèles asymétriques de Toop et Hillert, un bon accord a été obtenu entre les valeurs calculées et expérimentales en utilisant le modèle de Kohler et l'équation de Butler.

CI-18-1710

Industrie durable : quels métaux et alliages pour l'avenir

18 - Matériaux métalliques : procédés - microstructures - propriétés

#CI-18-1710

J.P. Chevalier.

CNAM - Paris (France).

Après une présentation rapide des contraintes clairement identifiables (ressources, énergie, CO₂) et des forces motrices en présence (augmentation de la population mondiale, forte augmentation de la classe moyenne, consommatrice de biens), les contours d'une industrie durable seront esquissés. Celle-ci devra produire des biens durable, réparable, réutilisable ou recyclable. Les procédés devront être sobres, avec des consommations d'énergie et d'eau minimisées, et propres, dépourvus de produits toxiques. Les produits, eux-mêmes, doivent aussi être optimisés, par exemple, en terme d'efficacité, de performance et de fonctionnalités. Les produits doivent aussi pouvoir participer à une démarche intégrant les services qu'ils procurent. Finalement, les produits doivent être fabriqués à partir de matériaux disponibles et conçus pour un dimensionnement au plus juste (ni sur, ni sous-dimensionnés) pour l'utilisation et la durée de vie prévue.

Dans ce contexte, les matériaux métalliques continueront de tenir une place majeure : certains sont disponibles en quantités très significatives, ils sont recyclables, peu ou pas toxiques et présentent des gammes de propriétés très intéressantes. Néanmoins, il sera vraisemblablement nécessaire d'améliorer encore leurs performances (limite d'élasticité, résistance, ductilité, ténacité, tenue en température, etc. ainsi que les compromis, par ex résistance/ductilité). Avant d'aborder des familles spécifiques, les recherches à mener pour améliorer la durabilité des produits seront présentées. Les ressources métalliques critiques seront identifiées pour susciter des recherches sur des substitutions possibles. La présentation se concentrera ensuite sur, notamment, les aciers et les alliages d'aluminium, et tentera d'identifier des opportunités d'utilisation et leur potentiel de développement.

MATÉRIAUX

2014

24-28 nov.

Montpellier

Index des auteurs

Index des auteurs :

A

Achache S. [00629](#) | CM-18-629
Addab Y. [00671](#) | AF-18-671
Aeby-Gautier E. [00597](#) | CI-18-597, [00597](#) | CI-18-597, [00919](#) | AF-18-919
Alfonso C. [00671](#) | AF-18-671
Amico S. [00179](#) | AF-18-179
Ammar K. [01570](#) | CM-18-1570
Amrane C. [01013](#) | AF-18-1013, [01119](#) | AF-18-1119
André G. [00936](#) | CM-18-936
Andrieux A. [01600](#) | CM-18-1600
Angseryd J. [00892](#) | CM-18-892
Anssems L. [00452](#) | CM-18-452
Aoufi A. [00224](#) | CM-18-224
Appolaire B. [01427](#) | CM-18-1427, [01493](#) | CM-18-1493, [01570](#) | CM-18-1570, [01597](#) | CM-18-1597
Aranda L. [01129](#) | CM-18-1129
Arlazarov A. [01352](#) | AF-18-1352
Avettand-Fénoel M.N. [00308](#) | CM-18-308
Avettand-Fénoel M.N. [00311](#) | CM-18-311
Ayrat R.M. [00289](#) | CM-18-289

B

Bacroix B. [00554](#) | CM-18-554
Badinier G. [00963](#) | CM-18-963, [00966](#) | CM-18-966
Badjeck V. [01381](#) | CM-18-1381
Badji R. [00557](#) | AF-18-557
Balloy D. [00286](#) | CM-18-286
Baras F. [01336](#) | CM-18-1336
Barbier D. [01047](#) | CM-18-1047
Barcelo F. [00606](#) | CM-18-606
Barou F. [00449](#) | CI-18-449
Bartout J.D. [00936](#) | CM-18-936
Bauer J.P. [01600](#) | CM-18-1600
Beausir B. [00449](#) | CI-18-449
Becquerelle S. [00452](#) | CM-18-452
Bellot C. [00378](#) | CM-18-378, [00821](#) | CM-18-821
Ben Ammar Y. [00224](#) | CM-18-224
Benjamin S. [00179](#) | AF-18-179
Bebbenni S. [00104](#) | CM-18-104
Berche A. [00289](#) | CM-18-289, [01316](#) | CM-18-1316
Bernacki M. [00179](#) | AF-18-179, [00711](#) | CM-18-711, [01323](#) | CM-18-1323
Bernard F. [00629](#) | CM-18-629
Berthod P. [01114](#) | AF-18-1114, [01129](#) | CM-18-1129, [01137](#) | AF-18-1137
Bertrand E. [00417](#) | CM-18-417, [01225](#) | AF-18-1225
Berveiller S. [00375](#) | CM-18-375
Besson R. [00308](#) | CM-18-308, [00311](#) | CM-18-311
Béucia B. [00554](#) | CM-18-554
Blavette D. [00400](#) | CM-18-400
Bobet J.L. [00380](#) | CM-18-380
Boehm-Courjault E. [00743](#) | AF-18-743
Bonnet F. [01457](#) | AF-18-1457
Bonvalet M. [00400](#) | CM-18-400
Borbely A. [00853](#) | CM-18-853
Bosch C. [00452](#) | CM-18-452
Bouabdallah M. [00083](#) | AF-18-83
Bouayed M.Z. [00016](#) | AF-18-16
Bouaziz O. [00104](#) | CM-18-104, [01047](#) | CM-18-1047, [01352](#) | AF-18-1352
Boudjadar I. [01555](#) | AF-18-1555

Boukhris N.E. [00330](#) | AF-18-330
Boulet P. [01600](#) | CM-18-1600
Bourgon J. [01111](#) | CM-18-1111, [01331](#) | CM-18-1331, [01457](#) | AF-18-1457
Bouscaud D. [00375](#) | CM-18-375
Bozzolo N. [00179](#) | AF-18-179
Brachet J.C. [00936](#) | CM-18-936
Bréville T. [00286](#) | CM-18-286
Brozek C. [01140](#) | CI-18-1140
Buy F. [00742](#) | CM-18-742

C

Cabié M. [00671](#) | AF-18-671
Cabrol E. [00378](#) | CM-18-378
Capolungo L. [00162](#) | CM-18-162
Castany P. [00189](#) | CM-18-189, [00201](#) | CM-18-201, [00417](#) | CM-18-417
Cayron C. [00902](#) | CM-18-902
Chabbi A. [00083](#) | AF-18-83
Chaffron L. [01381](#) | CM-18-1381
Chamoret D. [00397](#) | AF-18-397
Champion Y. [01252](#) | AF-18-1252
Charles Y. [01540](#) | AF-18-1540
Chaubet D. [00554](#) | CM-18-554
Chauve T. [00449](#) | CI-18-449
Chbihi A. [01576](#) | AF-18-1576
Chemelle P. [00106](#) | CM-18-106
Chevalier J.P. [01710](#) | CI-18-1710
Christien F. [00680](#) | CM-18-680
Colignon Y. [01219](#) | CM-18-1219
Combe N. [01077](#) | CM-18-1077
Combeau H. [01493](#) | CM-18-1493
Conrath E. [01114](#) | AF-18-1114, [01129](#) | CM-18-1129, [01137](#) | AF-18-1137
Cormier J. [00357](#) | CM-18-357
Corona L. [01137](#) | AF-18-1137
Coronel E. [00892](#) | CM-18-892
Cortial F. [00606](#) | CM-18-606, [00742](#) | CM-18-742
Cottura M. [01427](#) | CM-18-1427, [01597](#) | CM-18-1597
Couzinié J.P. [01111](#) | CM-18-1111, [01252](#) | AF-18-1252, [01331](#) | CM-18-1331
Crépin J. [00936](#) | CM-18-936
Cruz Fabiano A.L. [01323](#) | CM-18-1323
Curfs C. [01140](#) | CI-18-1140
Czerwiec T. [01600](#) | CM-18-1600

D

Daloz D. [00132](#) | KN-18-132, [01493](#) | CM-18-1493
Dammak M. [01457](#) | AF-18-1457
Darrieulat M. [00224](#) | CM-18-224
De Carlan Y. [00534](#) | CM-18-534, [00655](#) | CM-18-655, [00902](#) | CM-18-902
De Rancourt V. [01570](#) | CM-18-1570
Debili M.Y. [00330](#) | AF-18-330, [00743](#) | AF-18-743
Dehmas M. [00597](#) | CI-18-597, [00597](#) | CI-18-597
Deillon L. [01493](#) | CM-18-1493
Delaunois F. [00392](#) | CM-18-392
Denand B. [00597](#) | CI-18-597, [00597](#) | CI-18-597, [00919](#) | AF-18-919
Denis S. [00597](#) | CI-18-597, [00597](#) | CI-18-597, [00919](#) | AF-18-919
Denoual C. [01629](#) | CI-18-1629

Dépinoy S. [00443](#) | CM-18-443
Deschamps A. [00097](#) | CM-18-97, [00482](#) | CM-18-482
Desrayaud C. [00452](#) | CM-18-452
Dessolin C. [00661](#) | CM-18-661
Devaux A. [00357](#) | CM-18-357
Dine S. [00247](#) | AF-18-247
Dirras G. [01331](#) | CM-18-1331, [01540](#) | AF-18-1540
Djidja D. [00566](#) | AF-18-566
Douin J. [00357](#) | CM-18-357
Drillet J. [01419](#) | CM-18-1419
Dumont M. [00671](#) | AF-18-671, [01419](#) | CM-18-1419
Duret K. [01137](#) | AF-18-1137

E

El Maniani M. [01400](#)
El Maniana M. [01704](#) | AF-18-1704
El Moudane M. [01400](#), [01704](#) | AF-18-1704
Esin V. [00597](#) | CI-18-597, [00597](#) | CI-18-597
Estevez R. [00097](#) | CM-18-97

F

Fabrègue D. [01047](#) | CM-18-1047
Finel A. [01427](#) | CM-18-1427, [01597](#) | CM-18-1597
Fleurentin A. [01302](#) | CM-18-1302
Folea M. [00397](#) | AF-18-397
Forest S. [01570](#) | CM-18-1570
Fournier B. [00343](#) | CI-18-343
Fraczkiewicz A. [00452](#) | CM-18-452, [00853](#) | CM-18-853, [00959](#) | CM-18-959, [01470](#) | AF-18-1470
Franciosi P. [00280](#) | CM-18-280, [00554](#) | CM-18-554
Francois M. [00629](#) | CM-18-629
Fressengeas C. [00162](#) | CM-18-162, [00449](#) | CI-18-449
Furtado J. [00959](#) | CM-18-959

G

Garnier J. [01576](#) | AF-18-1576
Gasperini M. [01457](#) | AF-18-1457
Geandier G. [00597](#) | CI-18-597, [00597](#) | CI-18-597
Gete E. [00397](#) | AF-18-397
Giacometti G. [00671](#) | AF-18-671
Giraudet A. [00680](#) | CM-18-680
Gloriant T. [00189](#) | CM-18-189, [00201](#) | CM-18-201, [00417](#) | CM-18-417, [01140](#) | CI-18-1140
Gorsse S. [01316](#) | CM-18-1316
Goumache S. [00936](#) | CM-18-936
Gouné M. [01158](#) | CM-18-1158, [01352](#) | AF-18-1352
Gourgues-Lorenzon A.F. [00443](#) | CM-18-443
Gratias D. [01467](#) | CM-18-1467
Grisolia C. [00247](#) | AF-18-247
Grosset L. [00452](#) | CM-18-452
Guicheteau R. [00380](#) | CM-18-380
Guiheux R. [00375](#) | CM-18-375
Guilbert T. [00606](#) | CM-18-606, [00742](#) | CM-18-742
Guillemet T. [01244](#) | CM-18-1244
Guillot I. [01111](#) | CM-18-1111, [01252](#) | AF-18-1252, [01331](#) | CM-18-1331
Guiz R. [01470](#) | AF-18-1470

H

Hadji A. [00566](#) | AF-18-566
Hakem M. [01657](#) | AF-18-1657
Hamana D. [01013](#) | AF-18-1013, [01119](#) | AF-18-1119
Hantcherli M. [00357](#) | CM-18-357
Hauet A. [00125](#) | CM-18-125
Hazotte A. [01352](#) | AF-18-1352
Hébert V. [01419](#) | CM-18-1419
Heintz J.M. [01105](#) | CM-18-1105, [01244](#) | CM-18-1244

Helpen L. [00199](#) | CM-18-199
Héraud L. [00189](#) | CM-18-189
Herbelin J.M. [00963](#) | CM-18-963, [00966](#) | CM-18-966
Hervas I. [00149](#) | CM-18-149
Herve N. [00902](#) | CM-18-902
Hoummada K. [01039](#) | CM-18-1039, [01219](#) | CM-18-1219
Hug E. [00149](#) | CM-18-149
Hutchinson C. [00661](#) | CM-18-661

J

Jacques P. [01140](#) | CI-18-1140
Jacquet G. [00858](#) | CM-18-858, [00894](#) | KN-18-894
Jamoneau A. [00615](#) | CM-18-615
Jeanguyot E. [01302](#) | CM-18-1302
Ji V. [00655](#) | CM-18-655
Jolly W. [00606](#) | CM-18-606
Joubert J.M. [00343](#) | CI-18-343
Jund P. [00289](#) | CM-18-289, [01316](#) | CM-18-1316

K

Kahloun C. [00280](#) | CM-18-280
Kahziz M. [00199](#) | CM-18-199
Kegel F. [01352](#) | AF-18-1352
Kermouche G. [00858](#) | CM-18-858
Kherrouba N. [00557](#) | AF-18-557
Kléber X. [00661](#) | CM-18-661
Klosek V. [00534](#) | CM-18-534, [00655](#) | CM-18-655
Kozeschnik E. [00443](#) | CM-18-443
Kubler R. [00375](#) | CM-18-375
Kwon J. [00308](#) | CM-18-308, [00311](#) | CM-18-311

L

Lacaze J. [00818](#) | CM-18-818
Laffont L. [00818](#) | CM-18-818
Lamiri I. [01185](#) | AF-18-1185
Lamri S. [00629](#) | CM-18-629
Lamrous D. [00743](#) | AF-18-743
Langlage C. [00397](#) | AF-18-397
Lartigue S. [01077](#) | CM-18-1077
Lartigue-Korinek S. [01457](#) | AF-18-1457
Laurent-Brocq M. [01252](#) | AF-18-1252
Lavelaine H. [01620](#) | AF-18-1620
Lay S. [00892](#) | CM-18-892
Le L.T. [00280](#) | CM-18-280
Le Bihan Q. [00597](#) | CI-18-597, [00597](#) | CI-18-597
Le Bouar Y. [01427](#) | CM-18-1427, [01597](#) | CM-18-1597
Le Saux M. [00936](#) | CM-18-936
Lebaal N. [00397](#) | AF-18-397
Lebaili S. [01657](#) | AF-18-1657
Lechartier A. [00097](#) | CM-18-97
Ledoux X. [00742](#) | CM-18-742
Legris A. [00308](#) | CM-18-308, [00311](#) | CM-18-311
Legros M. [01077](#) | CM-18-1077
Lemboub F. [00259](#) | AF-18-259
Leray P. [01225](#) | AF-18-1225
Lilensten L. [01111](#) | CM-18-1111, [01252](#) | AF-18-1252, [01331](#) | CM-18-1331
Lochet N. [00534](#) | CM-18-534
Logé R. [01323](#) | CM-18-1323
Lu Y. [01244](#) | CM-18-1244

M

M'chaar R. [01400](#)
Mahroug A. [01555](#) | AF-18-1555
Maire E. [00199](#) | CM-18-199
Malaplate J. [01381](#) | CM-18-1381

Malard V. [00247](#) | AF-18-247
Maminska K. [00959](#) | CM-18-959
Mangelinck D. [01039](#) | CM-18-1039, [01219](#) | CM-18-1219
Mantel M. [00097](#) | CM-18-97, [00106](#) | CM-18-106, [00482](#) | CM-18-482, [00482](#) | CM-18-482
Maouch H. [00566](#) | AF-18-566
Marcos G. [01600](#) | CM-18-1600
Marini B. [00443](#) | CM-18-443, [00606](#) | CM-18-606
Marteleur M. [01140](#) | CI-18-1140
Martin C. [00671](#) | AF-18-671
Masquelier N. [00286](#) | CM-18-286
Mateo A.M. [00646](#) | AF-18-646
Mathon M.H. [00534](#) | CM-18-534, [00655](#) | CM-18-655
Maugis P. [01158](#) | CM-18-1158, [01219](#) | CM-18-1219, [01419](#) | CM-18-1419
Mazerolles L. [01457](#) | AF-18-1457
Mazière M. [00199](#) | CM-18-199
M'chaar R. [01704](#) | AF-18-1704
Mehdi B. [00557](#) | AF-18-557
Menou E. [01225](#) | AF-18-1225
Meyer N. [00097](#) | CM-18-97, [00106](#) | CM-18-106, [00482](#) | CM-18-482
Miroud D. [01657](#) | AF-18-1657
Missiaen J.M. [00892](#) | CM-18-892
Mithieux J.D. [00894](#) | KN-18-894, [00963](#) | CM-18-963, [00966](#) | CM-18-966
Mompiau F. [01077](#) | CM-18-1077
Monet G. [00280](#) | CM-18-280
Monino V. [00289](#) | CM-18-289
Montagnat M. [00449](#) | CI-18-449
Montheillet F. [00894](#) | KN-18-894
Morgeneyer T.F. [00199](#) | CM-18-199
Mougel C. [00125](#) | CM-18-125
Mroz M. [00853](#) | CM-18-853

N

Naimi F. [00629](#) | CM-18-629
Naser H. [00482](#) | CM-18-482
Nastar M. [01219](#) | CM-18-1219
Norgren S. [00892](#) | CM-18-892

O

Ould Mohamed O. [01663](#) | AF-18-1663

P

Panteix P.J. [01620](#) | AF-18-1620
Pardanaud C. [00671](#) | AF-18-671
Paris T. [00661](#) | CM-18-661
Paris A. [00132](#) | KN-18-132
Parry G. [00097](#) | CM-18-97, [00482](#) | CM-18-482
Patoor E. [00375](#) | CM-18-375
Pellan M. [00892](#) | CM-18-892
Perez M. [00661](#) | CM-18-661
Perlade A. [00199](#) | CM-18-199
Perrière L. [01111](#) | CM-18-1111, [01252](#) | AF-18-1252, [01331](#) | CM-18-1331
Perrut M. [00132](#) | KN-18-132
Persson T. [00892](#) | CM-18-892
Petit P. [00606](#) | CM-18-606, [00742](#) | CM-18-742
Petitjean C. [01620](#) | AF-18-1620
Pettinari-Sturmel F. [00357](#) | CM-18-357
Philippe T. [00400](#) | CM-18-400
Philippot C. [01419](#) | CM-18-1419
Pierson G. [01137](#) | AF-18-1137
Pieters G. [00247](#) | AF-18-247
Politano O. [01336](#) | CM-18-1336
Portavoce A. [01039](#) | CM-18-1039

Prima F. [01140](#) | CI-18-1140
Puydt Q. [00375](#) | CM-18-375

Q

Queyreau S. [00280](#) | CM-18-280, [00554](#) | CM-18-554
Quiquandon M. [01467](#) | CM-18-1467

R

Rabahi L. [00557](#) | AF-18-557
Rajabzadeh A. [01077](#) | CM-18-1077
Ramarolahy A. [00201](#) | CM-18-201
Ramstein G. [01225](#) | AF-18-1225
Rapin C. [01620](#) | AF-18-1620
Rauch E.F. [00581](#) | CI-18-581
Rauch E. [01140](#) | CI-18-1140
Rech J. [00858](#) | CM-18-858
Redjaïmia A. [00646](#) | AF-18-646
Richeton T. [00104](#) | CM-18-104
Roa J.J. [00646](#) | AF-18-646
Roch F. [00443](#) | CM-18-443
Rogers M. [01105](#) | CM-18-1105
Roland L. [00179](#) | AF-18-179
Roman A. [00397](#) | AF-18-397
Roubin P. [00671](#) | AF-18-671
Rouessac F. [00289](#) | CM-18-289
Rousseau B. [00247](#) | AF-18-247
Royes P. [00286](#) | CM-18-286
Ruiz E. [00289](#) | CM-18-289

S

Sabbar A. [01400](#), [01704](#) | AF-18-1704
Sanchette F. [00629](#) | CM-18-629
Sapezanskaia I. [00646](#) | AF-18-646, [00646](#) | AF-18-646
Sarhou J. [00343](#) | CI-18-343
Sassane N. [00330](#) | AF-18-330
Sauvage X. [00125](#) | CM-18-125
Schlegel D. [00397](#) | AF-18-397
Schmitt J.H. [00615](#) | CM-18-615
Schoenstein F. [01540](#) | AF-18-1540
Scholtes B. [00711](#) | CM-18-711
Schweitzer T. [01129](#) | CM-18-1129
Senninger O. [01219](#) | CM-18-1219
Silvain J.F. [00380](#) | CM-18-380, [01105](#) | CM-18-1105, [01244](#) | CM-18-1244
Sinnaeve M. [00392](#) | CM-18-392
Sirindil A. [01467](#) | CM-18-1467
Soisson P. [01219](#) | CM-18-1219
Solas D. [00615](#) | CM-18-615
Soulié A. [00606](#) | CM-18-606
Sourmail T. [00597](#) | CI-18-597
Stanciu V. [00392](#) | CM-18-392
Steckmeyer A. [00125](#) | CM-18-125, [00343](#) | CI-18-343
St-Fleur W. [00343](#) | CI-18-343
Stoesel F. [01620](#) | AF-18-1620
Sun F. [01140](#) | CI-18-1140
Suzon E. [00606](#) | CM-18-606, [00742](#) | CM-18-742

T

Taina F. [00821](#) | CM-18-821
Tancret F. [00680](#) | CM-18-680, [01225](#) | AF-18-1225
Taupin V. [00162](#) | CM-18-162
Tedenac J.C. [00289](#) | CM-18-289
Tédenac J.C. [01316](#) | CM-18-1316
Teixeira J. [00597](#) | CI-18-597, [00597](#) | CI-18-597, [00919](#) | AF-18-919
Theuwissen K. [00818](#) | CM-18-818

Thual M.A. [00534](#) | CM-18-534
Thuinet L. [00308](#) | CM-18-308, [00311](#) | CM-18-311
Tiba I. [00104](#) | CM-18-104
Tillard M. [00289](#) | CM-18-289
Toffolon-Masclat C. [00443](#) | CM-18-443, [00606](#) | CM-18-606, [00742](#) | CM-18-742
Tommasi A. [00449](#) | CI-18-449
Trégia G. [01039](#) | CM-18-1039
Turque I. [00936](#) | CM-18-936

U

Urvoy S. [00606](#) | CM-18-606

V

Vacher P. [00449](#) | CI-18-449
Vatré A. [01629](#) | CI-18-1629
Veillère A. [01105](#) | CM-18-1105
Vermaut P. [01140](#) | CI-18-1140
Veron M. [00097](#) | CM-18-97, [00482](#) | CM-18-482, [01140](#) | CI-18-1140
Vignal V. [00742](#) | CM-18-742
Villechaise P. [00357](#) | CM-18-357

Vince Lauria J. [00963](#) | CM-18-963
Vitry V. [00392](#) | CM-18-392
Vrel D. [00247](#) | AF-18-247

W

Walls M. [01381](#) | CM-18-1381
Wang W. [01457](#) | AF-18-1457
Wident P. [00606](#) | CM-18-606
Wiencke J.C. [01620](#) | AF-18-1620
Winter K.M. [01302](#) | CM-18-1302

Y

Yakoubi A. [00016](#) | AF-18-16

Z

Zaloznik M. [01493](#) | CM-18-1493
Zhang J. [01140](#) | CI-18-1140
Zhang C. [01540](#) | AF-18-1540
Zhong S. [00534](#) | CM-18-534, [00655](#) | CM-18-655
Zollinger J. [01493](#) | CM-18-1493