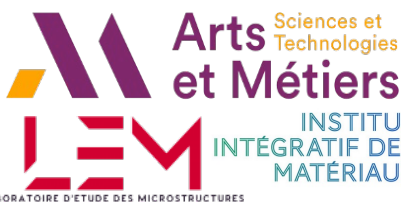


Colloque et école
PLASTICITÉ
— Paris —
27–30 avril

Programme et recueil de résumés



Sciences et Technologies

Arts et Métiers

INSTITUT
INTÉGRATIF DES
MATÉRIAUX

LABORATOIRE D'ETUDE DES MICROSTRUCTURES



cnrs



université
PARIS-SACLAY



cea



SF2M

Société Française
de Métallurgie et de Matériaux

instn



RMM



EDAX

Smart Insight

AMETEK
MATERIALS ANALYSIS DIVISION

Colloque et école Plasticité 2026

ENSAM, Paris, 27-30 Avril 2026

Organisateurs

Thierry Auger (PIMM/CNRS)
Emmanuel Clouet (CEA/SRMP)
Laurent Dupuy (CEA/SRMA)
Riccardo Gatti (CNRS/LEM)
Zehoua Hamouche (CNAM/PIMM)
Ronan Madec (CEA/DAM)
Antoine Ruffini (ONERA/LEM)

Gestion administrative

Elena Dardanello (SF2M)
Katarina Eliot (SF2M)
Michelle Salvia (SF2M)
Farida Zidekhile (PIMM)

Partenaires

ENSAM (Ecole Nationale Supérieure des Arts et Métiers)
CEA/DAM (Direction des Applications Militaires)
CEA/DES (Direction des énergies)
INSTN - Chaire Impact
LEM (Laboratoire d'Etude des Microstructures)
2IM (Institut Intégratif des Matériaux)
SF2M - RNM (Réseau National de la Métallurgie)
EDAX-AMETEK

Présentation

Le colloque Plasticité est depuis plus de 50 ans le rendez-vous annuel de la communauté nationale des chercheurs s'intéressant aux processus physiques gouvernant la déformation plastique des matériaux. Les études présentées concernent tous types de matériaux : les matériaux métalliques (aciers, alliages légers, ...), les matériaux céramiques (semi-conducteurs, verres, ...), mais aussi les nouveaux matériaux (composites, matériaux granulaires, matériaux nano-structurés, polymères, mousses, éco-matériaux, ...).

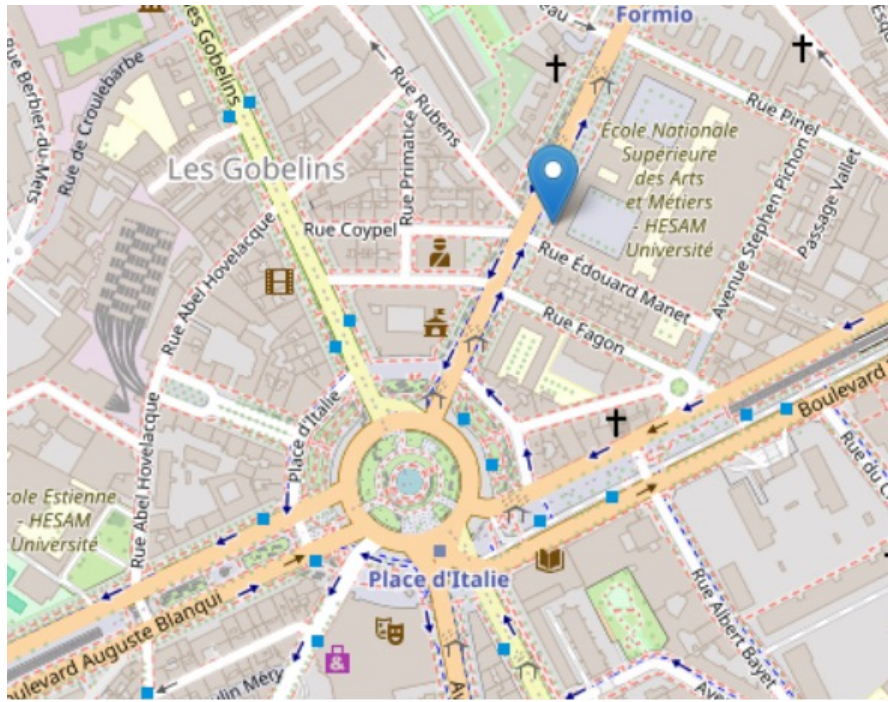
Ce domaine de recherche s'étend également sur de multiples échelles : de l'échelle nanométrique, avec l'étude des mécanismes élémentaires de plasticité, à l'échelle macroscopique, avec les lois de comportement mécanique des matériaux. Ces thématiques sont couvertes aussi bien par des approches expérimentales que numériques.

Les participants, entre 70 et 120 selon les années, comprennent un nombre important de jeunes chercheurs et doctorants. Le colloque Plasticité est une occasion pour eux de faire « leurs premières armes » devant une assemblée de spécialistes chevronnés. De plus, même si le colloque Plasticité est une manifestation nationale, nos collègues étrangers, y sont régulièrement présents.

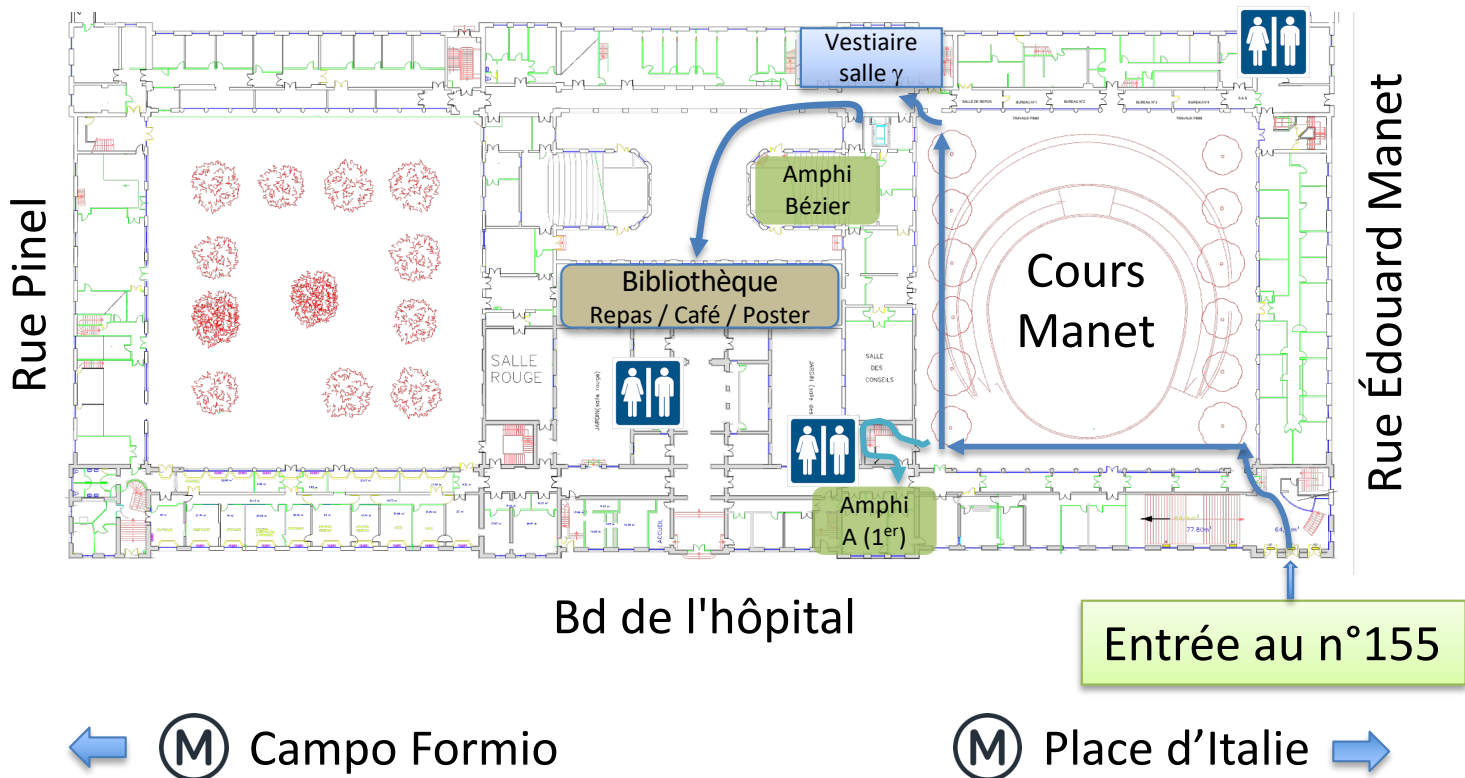
Les objectifs du colloque sont évidemment de contribuer au partage et à la discussion des concepts et résultats récents autour de la plasticité. C'est pour la communauté des chercheurs s'intéressant à la plasticité une occasion régulière de se rencontrer pour favoriser l'échange d'idées et l'émergence de thématiques innovantes. C'est aussi l'occasion de nouer des contacts, de tisser des réseaux de collaborations. D'autre part, le colloque Plasticité joue un rôle majeur dans les échanges entre équipes et dans le renouvellement des équipes nationales. C'est pour les doctorants en fin de thèse une opportunité de se faire connaître et ainsi de préparer l'après thèse.

Enfin le colloque Plasticité joue un rôle majeur dans la formation des jeunes chercheurs et l'édition 2026 sera précédée d'une journée de formation sur la plasticité à destination principalement des jeunes chercheurs et chercheuses (en thèse ou post-doctorat).

Plan d'accès au colloque



Le colloque Plasticité 2026 se déroule à l'ENSAM,
155 Bd de l'hôpital 75013 Paris
(accès par les stations de (M) Place d'Italie ou Campo Formio)



Diner de gala – 29 avril
Accès réservé entrée 1 - RDV au kiosque au pied de la tour à 20h



Tour Eiffel
Av. Gustave Eiffel, 75007 Paris,
France

4,7 ★ (483 021)

Madame Brasserie
1er étage de la Tour Eiffel
Champ de Mars
75007 Paris
France

Entrée 1
Entrance 1
Accès réservé Madame Brasserie
Madame Brasserie private access

Réception
Reception

Réception Madame Brasserie
Madame Brasserie Reception



TRANSPORTS EN COMMUN À PRIVILÉGIER

- Métro Bir-Hakeim
- Bus 42, 69, 82, 87 - Champ de Mars
- Batobus, Station Tour Eiffel



27 avr. 2026 – Formation Plasticité (Amphi A)

- 14:00- Mobilité des dislocations et activation thermique: un point de vue expérimental - *Frédéric Momprou*
15:30 *Momprou*
16:00- Mobilité des dislocations individuelles : des mécanismes d'activation thermique aux
17:30 régimes ultra-rapides - *Yves-Patrick Pellegrini*

28 avr. 2026 – Formation (Amphi A le matin) puis Colloque Plasticité (Amphi Bézier)

- 08:30-
10:00 Au cœur des dislocations - *David Rodney*
10:30 Durcissement par solution solide dans les alliages multicomposants - *Céline Varvenne*
12 :00 Bilan de l'école
12:15 Déjeuner
14 :00 Ouverture du colloque
14:10 Progrès récents en tomographie électronique des dislocations : passage de la 3D à la 4D, association avec la mécanique et extension du MET au MEB - *Alexandre Mussi*
14:40 Interaction des dislocations avec les nano-précipités formés sous irradiation dans les alliages Zr-1%Nb - *Fabien Onimus*
15:00 Co-ségrégation de W et C dans les dislocations de TiAl mise en évidence par sonde atomique et tomographie électronique - *Jean-Philippe Monchoux*
15:20 Etude ab initio de l'interaction dislocation vis - soluté dans le chrome - *Oumou Koursoum Ndiathie*
15:40 Hybrid QM/ML study of carbon induced screw dislocation pinning in tungsten - *Petr Grigorev*
16:00 Pause café
16:30 Prédiction de la plasticité des métaux par modélisation trans-échelle - *Nicolas Bertin*
17:00 Longueurs caractéristiques des réseaux de dislocations étudiées par dynamique des dislocations dans une large gamme de vitesses de déformation - *Bastien Quessart*
17:20 Connecting strain rate dependence of fcc metals to dislocation avalanche signatures - *Missipsa Aissaoui*
17:40 Physical insight into dislocation avalanches by Dislocation Dynamics Simulations - *Sylvain Queyreau*
18:00-
21:00 Session Poster (Bibliothèque)

29 avr. 2026

- 08:30 Simulations ab initio des propriétés mécaniques de nanoparticules très très petites - *Sandrine Brochard*
09:00 Role of the twin boundary junctions in the initial deformation mechanisms of nanotwinned thin films: insights from atomic-scale simulations - *Pierre Godard*
09:20 Unsupervised learning for structure detection in plastically deformed crystals - *Armand Barbot*
09:40 Role of pre-existing dislocation in Pt nanoparticle submitted to uniaxial compression - *Julien Godet*
10:00 Dislocation nucleation in nanoporous single-crystal nickel: molecular dynamics simulations and analytical modelling - *Fatima Ibrahim*
10:20 Pause café
11:00 Étude de la diffusion de l'oxygène et de son effet sur la déformation d'un alliage γ -TiAl - *Frederic Habiyaremye*
11:20 Impact de l'énergie de faute d'empilement et de l'hydrogène sur les mécanismes

	d'irréversibilité plastique et le rochet cyclique - <i>Achraf Radi</i>
11:40	Développement d'une approche variationnelle non linéaire des fissures, des dislocations et de leurs interactions - <i>Godefroy Engrand</i>
12:00	Interactions hydrogène-plasticité dans des aciers ferrito-perlitiques, avec et sans microalliage - <i>Mathias Lamari</i>
12:20	Déjeuner
14:00	Expanding the Ashby Chart for Nanoengineered Complex Concentrated Alloy Thin Films: Overcoming the Strength-Plasticity-Thermal Stability Trade-Off – <i>Matteo Ghidelli</i>
14:30	Glissement basal dans la phase MAX Cr2AlC et mécanismes de déformation complémentaires : approche expérimentale par essais micromécaniques – <i>Christophe Tromas</i>
14:50	Compression dynamique de micro-piliers de tantale - <i>Jean-Lin Dequiedt</i>
15:10	Investigating the effect of Y on boundary-dislocation interactions in Mg-Y using quasi in-situ nanoindentation and electron channeling contrast imaging - <i>Antoine Guitton</i>
15:30	Une loi de comportement pour modéliser les effets de l'irradiation électronique sur l'écoulement viscoplastique des verres de silicate - <i>Guillaume Kermouche</i>
15:50	Pause café
16:30	Recyclage par voie solide des alliages d'aluminium : diminuer l'impact environnemental grâce à la déformation plastique. - <i>Mathilde Laurent-Brocq</i>
17:00	Optimisation de l'alliage Ti-6Al-4V obtenu par fabrication additive par déposition d'énergie directe pour des applications aéronautiques critiques - <i>Elise Labruyere</i>
17:20	Expérimentation in-situ pour contraindre les liens entre évolution de la microstructure, recristallisation dynamique et comportement mécanique dans l'alliage de Mg AZ31 - <i>Thomas Mineau</i>
17:40	Modélisations continues de la ségrégation de solutés aux joints de grains à faibles et fortes désorientations - <i>Stéphane Berbenni</i>
18:00-18:20	Une approche couplée thermodynamique et élastique des fluctuations de déplacements atomiques dans les solutions solides - <i>Maylise Nastar</i>
20:00-23:00	<u>Dîner de gala à Madame Brasserie au premier étage de la tour Eiffel</u>

30 avr. 2026

08:30	Changements de phase et plasticité - <i>Benoît Appolaire</i>
09:00	Analyse de l'interaction bandes de glissements/joints de grains par topographie AFM et mesures d'orientations EBSD - <i>Charlie Kahloun</i>
09:20	Bandes de déformation et structures de dislocations en visco-plasticité cristalline en grandes transformations - <i>Jean-Michel Scherer</i>
09:40	Plasticité cristalline : sur un nouveau modèle d'écrouissage monocristallin basé sur les densités de dislocations pour métaux CFC - <i>Yuxiao Han</i>
10:00	Modélisation des dislocations dans des oxydes pérovskites - <i>Igor Gabriel Tsogo Onana</i>
10:20	Pause café
10:50	Formation de paires de crans et mécanismes de montée des dislocations dissociées dans les métaux CFC - <i>Erik Bitzek</i>
11:10	Introduction de la localisation en bandes de glissement plastique à l'échelle des grains. Application à l'homogénéisation polycristalline - <i>Maxime Sauzay</i>
11:30	Mécanismes de déformation à haute température du dioxyde d'uranium polycristallin - <i>Philippe Garcia</i>
11:50	Bilan – prospective - clôture du colloque
12:20	Déjeuner

Formation plasticité

Mobilité des dislocations et activation thermique: un point de vue expérimental

Frédéric Momprou^{1*}, Daniel Caillard¹

¹*CEMES-CNRS, Université de Toulouse, Toulouse*

**frederic.momprou@cemes.fr*

Résumé pour : oral

Une grande majorité de mécanismes de plasticité sont sensibles à la température. En effet, l'énergie thermique transférée aux dislocations par l'intermédiaire des vibrations du réseau cristallin leur permet de franchir des obstacles localisés. Ce phénomène impacte donc largement leur mobilité. Différents mécanismes thermiquement activés, aussi bien à basses qu'à hautes températures, seront examinés principalement à l'aune d'observations sous contrainte à l'échelle nanométrique en microscopie électronique en transmission (MET) in-situ. Ces observations qualitatives (aspect du mouvement) et quantitatives (contrainte effective, volume d'activation) seront confrontés à la physique sous-jacente.

Mobilité des dislocations individuelles :

des mécanismes d'activation thermique aux régimes ultra-rapides

Yves-Patrick Pellegrini^{1,2*}

¹*CEA, DAM, DIF, Bruyères le Châtel, 91297 Arpajon*

²*Université Paris-Saclay, LMCE, 91280 Bruyères-le-Châtel*

*[yves-patrick.pellegrini\(at\)cea.fr](mailto:yves-patrick.pellegrini(at)cea.fr)

Résumé pour : COURS

Ce cours propose une vue panoramique des mécanismes physiques gouvernant la mobilité des dislocations individuelles, du régime quasi-statique aux vitesses transsoniques. Après avoir introduit les concepts d'activation thermique et de barrière de Peierls, nous mettrons en évidence le contraste fondamental entre métaux fcc (mobilité élevée, faiblement dépendante de la température) et bcc (forte anisotropie vis/coin, contrôlé par les dislocations vis), illustrant comment la structure cristalline détermine le comportement plastique. Nous aborderons ensuite les mécanismes dissipatifs liés aux interactions avec les phonons (phonon wind et flutter), essentiels à la compréhension de la dynamique aux vitesses intermédiaires. Abordant enfin le régime des hautes vitesses, nous présenterons les effets relativistes en élastodynamique, ainsi que les mobilités transsonique et supersonique révélées par les simulations atomistiques, et des approches possibles de modélisation. Nous concluons par une présentation du défi multi-échelle, en indiquant des limitations, quelques questions ouvertes actuelles, et des perspectives.

Au cœur des dislocations

David Rodney^{1*}

¹*Univ. Lyon, CNRS, Université Claude Bernard Lyon 1, Institut Lumière Matière, UMR5306,
69622 Villeurbanne*

**david.rodney@univ-lyon1.fr*

Si l'élasticité décrit correctement le champ de contrainte des dislocations à grande distance, elle devient insuffisante à proximité de la ligne de dislocation, dans la zone atomique du **cœur de la dislocation**. Les propriétés du cœur contrôlent notamment la contrainte de Peierls et la sélection des systèmes de glissement. Après une présentation des principaux phénomènes gouvernés par la structure de cœur, le cours introduira le **modèle de Peierls–Nabarro**, un modèle élasto-plastique permettant d'introduire un cœur dans un formalisme élastique. Le cours se conclura par des exemples de **simulations atomistiques** illustrant la diversité des structures de cœur et leur rôle dans la plasticité cristalline.

Durcissement par solution solide dans les alliages multicomposants

Céline Varvenne^{1*}, William A. Curtin²,

¹*CNRS, INSA Lyon, UCBL, MatéIS, Villeurbanne, France*

²*Brown University, Providence, USA*

*celine.varvenne@cnrs.fr

Le durcissement par solution solide est l'une des grandes classes de mécanismes de renforcement des matériaux métalliques. Il consiste à introduire des atomes (solutés) dont la nature chimique diffère de celle des atomes de base du matériau (matrice), en solution solide désordonnée. Ces solutés peuvent alors interagir avec les dislocations et les « piéger ». En adoptant un point de vue statistique, différentes approches permettant de prédire la contrainte d'écoulement critique en fonction de la composition d'alliage, de la température et de la vitesse de déformation seront abordées, depuis les modèles historiques (alliages dilués) jusqu'aux extensions récentes (alliages multicomposants concentrés). Les comparaisons possibles avec des grandeurs expérimentales à différentes échelles seront discutées, ainsi que les limites des modèles et les améliorations possibles.

dislocation

Progrès récents en tomographie électronique des dislocations : passage de la 3D à la 4D, association avec la mécanique et extension du MET au MEB

Alexandre Mussi^{1*}, Timmo Weidner¹, Romain Gautier², Antoine Guitton³

¹Univ. Lille, CNRS, INRAE, Centrale Lille, UMR 8207 – UMET – Unité Matériaux et Transformations, F-59000 Lille, France

²IMT Nord Europe, Institut Mines-Télécom, Univ. Lille, Centre for Materials and Processes, F-59000 Lille, France

³Université de Lorraine, CNRS, Arts et Métiers Institut of Technology, LEM3, F-57000 Metz, France

*alexandre.mussi@univ-lille.fr

Conférence invitée

Des analyses précises des microstructures de dislocations sont indispensables pour comprendre les mécanismes fondamentaux de déformation plastique. Ces caractérisations permettent d'identifier les vecteurs de Burgers et les plans de glissement/montée des dislocations, informations cruciales pour les modèles de plasticité cristalline. Lorsque seuls quelques systèmes de glissement sont actifs, généralement l'utilisation de la MET en faisceau faible champ sombre est suffisante. En revanche, pour des microstructures complexes (forte densité de dislocations, interactions multiples, montée, glissement, glissement dévié), les dislocations adoptent des configurations tridimensionnelles qui échappent aux méthodes conventionnelles. La tomographie des dislocations [1] devient alors un outil essentiel pour résoudre ces configurations 3D. Cette présentation décrira la méthodologie pour effectuer des analyses par tomographie électronique des dislocations, exposera les avancées récentes (couplage tomographie/mécanique [2], 4D [3], et tomographie de dislocations au MEB au moyen de l'ECCI [4]) et présentera des résultats difficiles à obtenir sans ces approches.

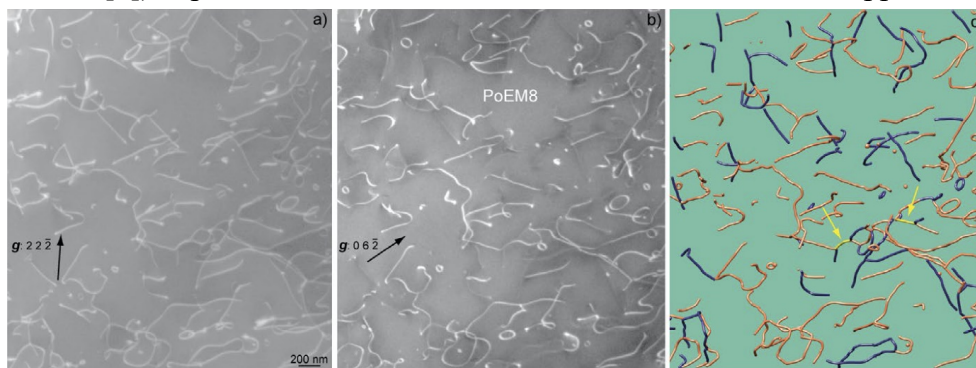


Fig. 1 = Microstructure d'un échantillon d'olivine déformé à 1090°C : (a) Micrographie WBDF obtenue avec $g = 22\bar{2}$ (les dislocations [a] et [c] sont contrastées) ; (b) Micrographie WBDF obtenue avec $g = 06\bar{2}$ sur la même région que (a) (seules les dislocations [c] sont contrastées) ; (c) Reconstruction 3D correspondante ([a], [c] et [a-c] sont représentées respectivement en bleu, orange et jaune), les deux flèches jaunes indiquent les jonctions [a-c].

Références :

- [1] = Barnard *et al.*, Science 313 :5785, 319 (2006).
- [2] = Weidner *et al.*, Model. Simul. Mater. Sci. Eng. 32;1, 015004 (2023).
- [3] = Mussi *et al.*, C.R. Phys. 22 67-81 (2021).
- [4] = Weidner *et al.*, under review, hal-05303689v2 (2026).

Interaction des dislocations avec les nano-précipités formés sous irradiation dans les alliages Zr-1%Nb

Fabien Onimus^{1*}, Pascal Noirot¹, Amélie Souksavat¹, Laurent Dupuy¹, Sylvie Doriot¹, Isabelle Mouton², Frédéric Momprou³

¹Université Paris-Saclay, CEA, Service de Recherche en Matériaux et procédés Avancés, 91191, Gif-sur-Yvette, France

²SIMAP, Grenoble INP, University of Grenoble-Alpes, 38402, Saint-Martin d'Hères, France

³Centre d'Elaboration de Matériaux et d'Etudes Structurales, CNRS UPR 8011, 29 rue J. Marvig, BP 94347, Toulouse cedex 4, 31055, France

*fabien.onimus@cea.fr

Résumé pour oral

Les alliages de zirconium contenant 1% de niobium, et notamment l'alliage M5_{Framatome} **, sont utilisés comme tubes de gainage du combustible dans les réacteurs nucléaires à eau pressurisée. Ceux-ci sont soumis à un fort dommage d'irradiation qui génère une grande densité de boucles de dislocation. De plus, du fait de la diffusion accélérée par l'irradiation, de nombreux nano-précipités riches en niobium apparaissent. Ces différents objets sont responsables du durcissement constaté lors d'essais mécaniques réalisés après irradiation. Après utilisation, les assemblages combustibles peuvent être transportés vers un site de stockage ou de retraitement. Lors de cette phase, les crayons sont moins refroidis. Ces transitoires thermiques peuvent alors conduire à un recuit des défauts d'irradiation et une restauration partielle des propriétés mécaniques.

Afin de mieux comprendre et prédire, sur des bases physiques, le durcissement et sa restauration, une étude expérimentale approfondie a été réalisée. Celle-ci s'appuie sur des irradiations aux ions zirconium ainsi que sur des recuits. Les échantillons sont caractérisés par microscopie électronique en transmission (MET) et par sonde atomique tomographique (SAT). Finalement, des essais de traction in-situ sont réalisés dans un MET permettant ainsi de visualiser les mécanismes de déformation effectivement actifs et notamment les interactions entre les dislocations et les précipités riches en niobium. En parallèle de ces essais de traction in-situ, des simulations de dynamique des dislocations sont réalisées, permettant de reproduire les séquences observées. Ces simulations de dynamique des dislocations sont finalement extrapolées afin d'en déduire le durcissement induit par cette fine précipitation qui se forme sous irradiation.

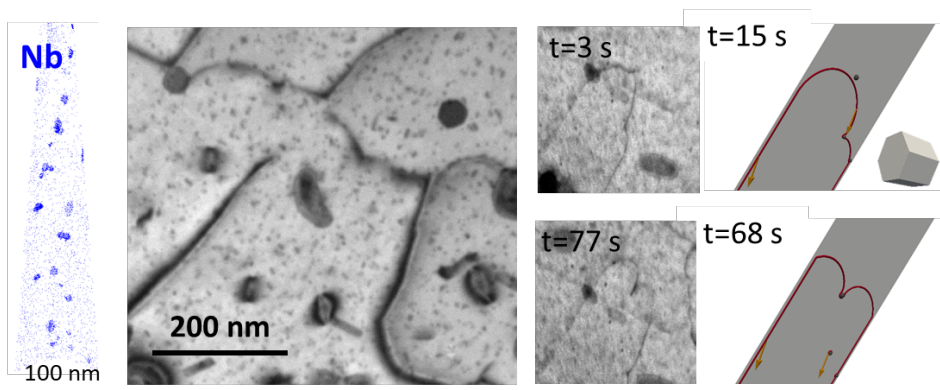


Figure : Alliage Zr-1%Nb irradié aux ions Zr⁺ à 400°C puis recuit 96h à 500°C. Analyse SAT et image MET des nano-précipités riches en Nb. Interaction dislocation-précipité lors d'un essai de traction in situ en MET à température ambiante.

** M5 and M5_{Framatome} are trademarks or registered trademarks of Framatome or its affiliates, in the USA or other countries.

Co-ségrégation de W et C dans les dislocations de TiAl mise en évidence par sonde atomique et tomographie électronique

M. Musi¹, A. Couret², P. Spoerk-Erdely¹, H. Clemens¹, J.P. Monchoux^{2,*}

¹Montanuniversität Leoben, Autriche

²CEMES-CNRS, Toulouse, France

* monchoux@cemes.fr

Résumé pour : oral

Nous présentons ici des observations corrélées par sonde atomique tomographique (SAT) et par microscopie électronique en transmission (MET) de la co-ségrégation de W et C dans les dislocations d'un alliage TiAl (Fig. 1a-b) déformé en fluage à 800°C et 200 MPa. Nous montrons en particulier que la présence de C est nécessaire pour activer la ségrégation, un alliage contenant uniquement W ne donnant pas lieu à ce phénomène. La co-ségrégation de W+C se poursuit par la nucléation de nano-précipités de stœchiométrie Ti_3Al , dont la répartition sur les segments vis et coin des dislocations a été déterminée par tomographie électronique (Fig. 1c). Ces résultats font émerger l'idée que le contrôle des mécanismes de co-ségrégation et de nano-précipitation est une voie prometteuse pour freiner le mouvement des dislocations à haute température, et pour obtenir ainsi des matériaux optimisés pour leur résistance mécanique à chaud.

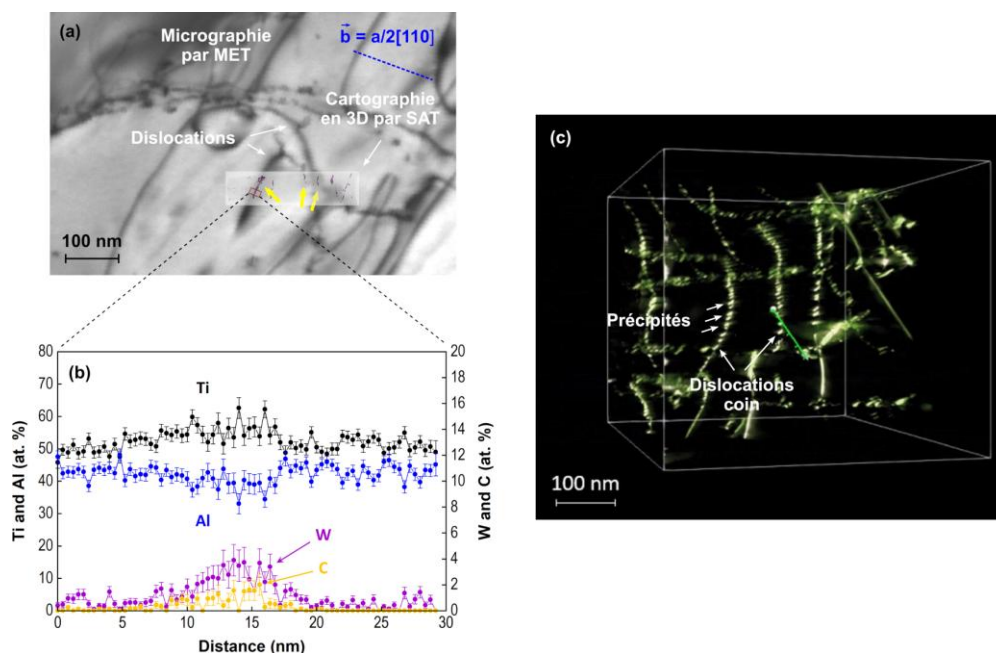


Fig. 1. Ségrégation et nano-précipitation dans les dislocations d'un alliage TiAl contenant W et C déformé en fluage à 800°C et 200 MPa. (a) Observations MET et SAT montrant la ségrégation dans les dislocations (flèches jaunes). (b) Profils de concentration par SAT à travers une dislocation, montrant la co-ségrégation de W et C. (c) Nano-précipités sur les segments coin des dislocations, mis en évidence par tomographie électronique.

Référence :

M. Musi, A. Couret, P. Spoerk-Erdely, H. Clemens, J.P. Monchoux. W and C co-segregation at dislocations in a γ -TiAl based alloy identified by correlative APT-TEM observations. *Materials & Design* 261 (2026) 115313. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2025.115313>

Étude ab initio de l'interaction dislocation vis - soluté dans le chrome

O.K. Ndiathie *, E. Clouet

Université Paris-Saclay, CEA, Service de Recherche en Corrosion et Comportements des matériaux, SRMP, F-91191, Gif-sur-Yvette

* oumou-koursoum.ndiathie@cea.fr

Cette étude vise à comprendre la fragilisation du chrome induite par la ségrégation de solutés interstitiels sur les dislocations. Dans les métaux cubiques centrés à basse température, la plasticité est contrôlée par le glissement des dislocations vis de vecteur de Burgers $\frac{1}{2}\langle 111 \rangle$, dont la mobilité est thermiquement activée. Des études ab initio antérieures dans des métaux de mêmes structure cristallographique comme le fer et le tungstène ont montré que la présence de solutés interstitiels induit une reconstruction du cœur de la dislocation vis, rendant leur glissement difficile [1–2].

Des calculs ab initio basés sur la DFT (code VASP) sont réalisés afin d'analyser l'interaction entre les dislocations vis et les solutés O, C et N dans le chrome, en tenant compte de ses deux phases magnétiques, non magnétique et antiferromagnétique.

L'interaction entre la dislocation vis et les solutés (O, C et N) est attractive et induit une reconstruction du cœur de la dislocation, qui passe d'une configuration « facile » à une configuration « difficile », le soluté occupant un site prismatique au centre de la dislocation. Les sites octaédriques quatrièmes voisins sont en dehors du cœur également attractifs. Un modèle d'Ising est développé pour décrire l'interaction de l'oxygène dans le cœur reconstruit de la dislocation, puis résolu en champs moyen pour prédire la ségrégation.

Enfin, nos résultats montrent qu'il n'y a pas d'effet du magnétisme sur cette interaction entre dislocation vis et les solutés dans le chrome.

[1] B. Luthi, Thèse, Université de Lyon, (2017).

[2] L. Ventelon, B. Luthi, E. Clouet, L. Proville, B. Legrand, D. Rodney and F. Willaime, PHYSICAL REVIEW B 91, 220102(R) (2015)

[3] G. Hachet, L. Ventelon, E. Clouet, F. Willaime, Acta Mat 200 (2020), 481-489.

Hybrid QM/ML study of carbon induced screw dislocation pinning in tungsten

Petr Grigorev^{1*}, Emmanuel Clouet², Mihai-Cosmin Marinica², Thomas D. Swinburne^{3,4}, Lisa Ventelon²

¹*CNRS, INSA Lyon, Université Claude Bernard Lyon 1, MATEIS, UMR5510, 69621 Villeurbanne, France*

²*Université Paris-Saclay, CEA, Service de recherche en Corrosion et Comportement des Matériaux, SRMP, 91191, Gif-sur-Yvette, France*

³*Department of Mechanical Engineering, University of Michigan, Ann Arbor, MI, USA.*

⁴*Aix-Marseille Université, CNRS, CINaM UMR 7325, Campus de Luminy, 13288 Marseille, France*

**Petr.Grigorev@cnrs.fr*

Résumé pour (effacer les mentions inutiles): oral

Screw dislocation glide by nucleation and propagation of kink pairs controls plasticity at low temperatures in BCC metals like tungsten. Interaction of solute impurities such as carbon with dislocations is one of the main mechanisms of solid solution strengthening. Atomistic simulations are essential to understand local effects of impurities on dislocation core, however application of ab initio methods is hindered by system size limitations. Recent developments in hybrid quantum mechanics/machine learning (QM/ML) simulation methods overcome these limitations by placing ab initio region at the impurity while the rest the large cell containing dislocation in bulk material is described by a highly adaptive ML potential [1].

In this work we investigate the dilute limit of solute-dislocation interaction, focusing on the interaction of a screw dislocation with an individual C atom in tungsten. We first look at the dislocation core reconstruction induced by a C atom and compare it to previous ab initio results [2]. Then we employ Nudge Elastic Band (NEB) calculations to obtain detailed dislocation unpinning mechanism and associated energy barriers. Finally, we analyse the effect of C atom on kink pair formation and single kink migration. Our results reveal that C atoms attractively interact with kinks, facilitating kink pair formation while simultaneously impeding single kink migration. This dual behaviour highlights the complex role of solute-dislocation interactions in solid solution strengthening in BCC metals.

References:

[1] Grigorev, P., Goryaeva, A. M., Marinica, M. C., Kermode, J. R., & Swinburne, T. D. (2023). Calculation of dislocation binding to helium-vacancy defects in tungsten using hybrid ab initio-machine learning methods. *Acta Materialia*, 247, 118734.

[2] Hachet, G., Ventelon, L., Willaime, F., & Clouet, E. (2020). Screw dislocation-carbon interaction in BCC tungsten: an ab initio study. *Acta Materialia*, 200, 481–489.

Ensemble de dislocations

Predicting metal plasticity through cross-scale modeling

Nicolas Bertin¹

¹*Lawrence Livermore National Laboratory, California, USA*

Conférence invitée

Metal plasticity lies at the heart of many engineering applications, yet exactly how metals deform under load and how the resulting microstructure affects material properties is still not fully understood. In this talk, I will review our recent progress on how direct molecular dynamics (MD) simulations of crystal plasticity with up to billions of atoms provide an unprecedented opportunity to elucidate the fundamental mechanisms of plasticity with atomic resolution, giving us access to information that is difficult or impossible to obtain through experiments. I will exemplify our cross-scale approach on the cases of single crystals, bi-crystals, and alchemical models to study complex alloys. Altogether, this approach provides a new framework for fundamental understanding and for developing high-fidelity models of metal behavior from the atomistic to the mesoscopic and macroscopic scales.

This work was performed under the auspices of the U.S. Department of Energy by Lawrence Livermore National Laboratory under Contract DE-AC52-07NA27344.

Longueurs caractéristiques des réseaux de dislocations étudiées par dynamique des dislocations dans une large gamme de vitesses de déformation

Bastien Quessart^{1,2*}, Alizée Dubois^{1,2}, Yves-Patrick Pellegrini^{1,2}, Ronan Madec^{1,2}

¹CEA, DAM, DIF, Arpajon, F-91297, France

²Université Paris Saclay, CEA, LMCE, Bruyères-le-Châtel, 91680, France

*bastien.quessart@cea.fr

Résumé pour : oral

La déformation plastique des métaux s'accompagne d'une évolution microstructurale dont l'organisation dépend du niveau de déformation atteint. En régime quasi-statique, les microstructures caractéristiques des différents stades d'écroutissage sont bien établies : enchevêtrements de dislocations, émergence de parois, puis formation de cellules [1]. En régime dynamique, l'augmentation de la contrainte d'écoulement s'accompagne d'une déstabilisation des jonctions qui limite la capacité d'auto-organisation du réseau.

Les déformations accessibles en Dynamique des Dislocations (DD) demeurent limitées (quelques pourcents dans un volume de 10 μm de côté). Ce travail explore l'organisation des microstructures en fonction de la vitesse de déformation, pour différentes densités initiales de dislocations représentatives d'états préalablement écrouis. À cette fin, nous analysons l'évolution de la distribution des longueurs de lignes entre nœuds physiques du réseau de dislocations [2,3] au cours de la déformation. Une distribution analogue à celle proposée dans [3], bien que non strictement identique, décrit correctement les mesures pour les systèmes actifs et inactifs. On en déduit trois longueurs caractéristiques, dont deux suivent classiquement une loi en inverse de la racine carrée de la densité de dislocations, indépendamment de la vitesse de déformation. La troisième, associée à la queue de distribution des lignes les plus longues, présente la même dépendance en densité à basse vitesse, mais devient également sensible à la vitesse à haute vitesse. Une densité critique, fonction de la vitesse, sépare ces deux régimes [4].

Des modèles de comportement dédiés aux déformations rapides utilisent les distributions de liens pour identifier la densité de dislocations mobiles [5,6]. Nous appliquons la méthode proposée dans ces modèles sur nos résultats de simulation.

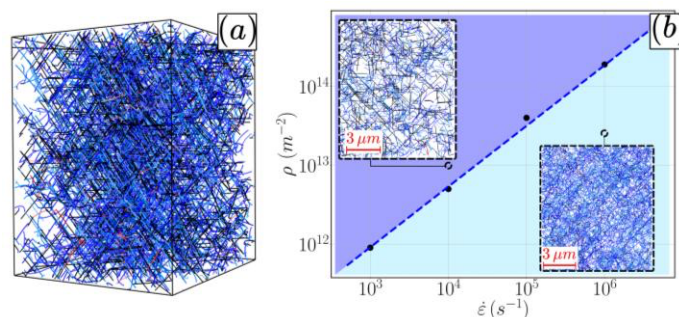


Figure : (a) Microstructure issue d'une simulation de DD, (b) diagramme des deux régimes identifiés pour les distributions de longueurs de lignes et microstructures caractéristiques.

- [1] L. P. Kubin. OUP Oxford (2013) [2] R. Sills, N. Bertin, A. Aghaei, W. Cai. PRL (2017).
[3] S. Akhondzadeh, H. Zhai, W. Jian, R.B. Sills, N. Bertin, W. Cai. JMPS (2026).
[4] H. Fan, Q. Wang, J. A. El-Awady, D. Raabe, M. Zaiser. Nat. Commun. (2021).
[5] C. Ye, G. Liu, K. Chen, J. Liu, J. Hu, Y. Yu, Y. Mao, Y. Shen. Comput. Mater. Sci. (2023).
[6] C. Denoual, Y.-P. Pellegrini, P. Lafourcade, R. Madec. J. App. Phy. (2024).

Connecting strain rate dependence of fcc metals to dislocation avalanche signatures

M.Aissaoui^{1*}, C. Kahloun¹, O.U. Salman¹, S. Queyreau¹

¹*Laboratoire des sciences des procédés et des matériaux*

**missipsa.aissaoui@lspm.cnrs.fr*

Résumé pour oral

Strain rate sensitivity is a fundamental aspect of plastic deformation in crystalline materials. Owing to its dynamic nature, this effect is closely tied to dislocation kinetics, whose mesoscale manifestation occurs as intermittent, avalanche-like bursts of activity. The intensity of these avalanches typically follows a power-law distribution, as evidenced by both 2D and 3D discrete dislocation dynamics (DDD) simulations and acoustic emission experiments on single crystals of metals and ice. Outside strain-rate extremes, however, the origin of strain rate sensitivity is not fully understood, and the connection between strain-rate sensitivity and dislocation kinetics has yet to be made explicit.

We explore, through 3D discrete dislocation dynamics simulations, how shifts in strain rate spanning three orders of magnitude reshape the plastic response and avalanche dynamics, particularly within the transition zone bridging low-strain-rate and strain-controlled regimes. Increasing the strain rate enhances avalanche intensity through the superposition of concurrent events, while simultaneously promoting a microstructural reorganization characterized by shorter dislocation segments and stronger junctions.

The statistics of the avalanches are thus directly affected by the strain rate, with both the exponents and cutoffs of their power-law distributions increasing as the strain rate rises. Additionally, cross-slip activity is observed to modulate this behavior. These findings provide a mechanistic framework linking strain rate sensitivity to avalanche dynamics and offer new insight into the collective behavior of dislocation systems under dynamic loading conditions.

Physical insight into dislocation avalanches by Dislocation Dynamics Simulations

Sylvain Queyreau^{1*}, Missipsa Aissoui¹, Charlie Kahloun¹, Umut Salman¹

¹*Laboratoire des sciences des procédés et des matériaux, UPR CNRS 3407, Univ. Sorbonne Paris Nord.*

**sylvain.queyreau@cnrs.fr*

Résumé pour un oral

At the mesoscale, plastic deformation proceeds through heterogeneous and intermittent dislocation activity, manifested as avalanche-like bursts. While material hardening can often be described through average dislocation behavior, phenomena such as strain-rate sensitivity, plastic localization, and stress concentration arise from the collective dynamics of these avalanches. Avalanche properties reflect both microstructural organization and statistical fluctuations of material response, and their rationalization is a cornerstone for developing consistent meso-to-macroscale coarse-graining frameworks. Despite extensive work over the past decades, many aspects of the critical nature of plastic deformation remain unresolved, and most mesoscale studies to date have focused on 2D systems or finite-size geometries such as micropillars.

In this work, we present a detailed statistical analysis of dislocation avalanches in bulk Cu single crystals using large-scale, three-dimensional discrete dislocation dynamics (DDD) simulations. Extensive datasets reveal a well-defined critical behavior characterized by power-law statistics spanning 3 to 5 decades of plastic event sizes. The sharp cutoffs delimiting these regimes correlate systematically with features of the evolving dislocation microstructure. Thorough microstructural analysis identifies critical configurations and spatial distributions that give rise to these avalanches.

The simulations further provide quantitative insight into the roles of individual slip systems, cross-slip activity, and strain-rate competition in shaping the observed avalanche behavior. These results establish direct connections to experimental observations, including in-house acoustic emission data, and offer a mechanistic interpretation of the avalanche signatures observed in crystalline plasticity.

Mécanique des nano-objets

Simulations *ab initio* des propriétés mécaniques de nanoparticules très très petites

Sandrine BROCHARD^{1*}, Julien DURINCK¹, Julien GODET¹, Jean FURSTOSS¹,
Felipe VALENCIA², Laurent PIZZAGALLI¹

¹Institut PPRIME, Université de Poitiers, ISAE-ENSMA, CNRS, Poitiers, France

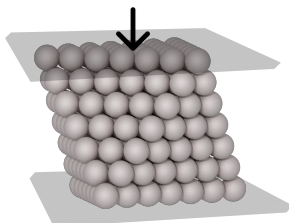
²Departamento de Computación e Industrias, Facultad de Ciencias de la Ingeniería, Universidad Católica del Maule, Talca, Chile

*sandrine.brochard@univ-poitiers.fr

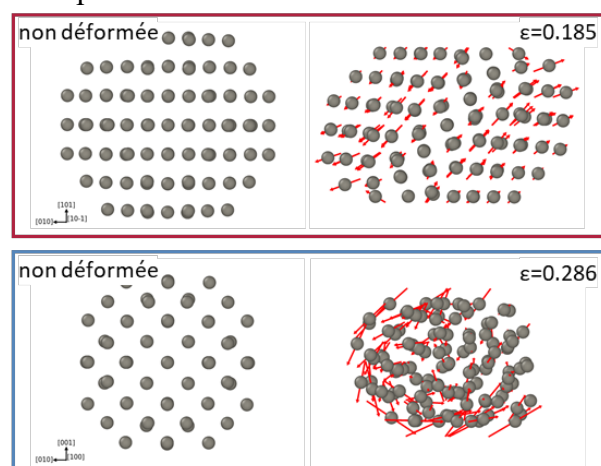
Conférence invitée

Il est maintenant bien établi, expérimentalement et via des simulations numériques, que la résistance des matériaux tend à augmenter quand la taille du système considéré diminue, jusqu'à des dimensions caractéristiques d'une dizaine de nanomètres. Ce qui est moins clair, c'est si cette augmentation persiste aux plus petites échelles, quand les dimensions sont encore plus réduites, jusqu'à quelques nanomètres.

Pour tenter de répondre à cette question, nous avons réalisé des simulations de dynamique moléculaire *ab initio* et examiné les propriétés mécaniques de nanoparticules avec des tailles de 1 à 2 nanomètres. L'utilisation de calculs basés sur les premiers principes offre la précision requise pour une telle investigation et vient compléter utilement les études expérimentales, en donnant un accès direct aux mécanismes de déformation. Les nanoparticules ont été comprimées le long de plusieurs directions, différentes formes ont été étudiées et des matériaux avec différentes structures cristallographiques ont été considérés : silicium, carbure de silicium, aluminium et tungstène. Les résultats obtenus montrent que la limite d'élasticité dépend de la forme des nanoparticules dans tous les cas, tandis que sa variation avec la taille dépend du matériau. La fameuse règle « smaller is stronger » ne semble plus valable pour certains systèmes, bien que la limite d'élasticité théorique puisse être parfois atteinte, voire dépassée. Dans la plupart des nanoparticules, l'amorphisation se produit, mais des mécanismes de plasticité originaux sont également observés dans certains cas. Ces mécanismes seront décrits et discutés lors de cette présentation.



Modélisation de la compression uniaxiale des nanoparticules.



Compression de nanoparticules de tungstène. Les flèches centrées sur les atomes sont proportionnelles aux déplacements atomiques cumulés. En haut : formation d'une macle pour une nanoparticule sphérique comprimée le long d'une direction $\langle 110 \rangle$. En bas : amorphisation pour une nanoparticule facettée (construction de Wulff) comprimée le long d'une direction $\langle 100 \rangle$.

Role of the twin boundary junctions in the initial deformation mechanisms of nanotwinned thin films: insights from atomic-scale simulations

Alisha George, Pierre Godard, Sandrine Brochard

Université de Poitiers – CNRS, Institut Pprime, France

pierre.godard@univ-poitiers.fr

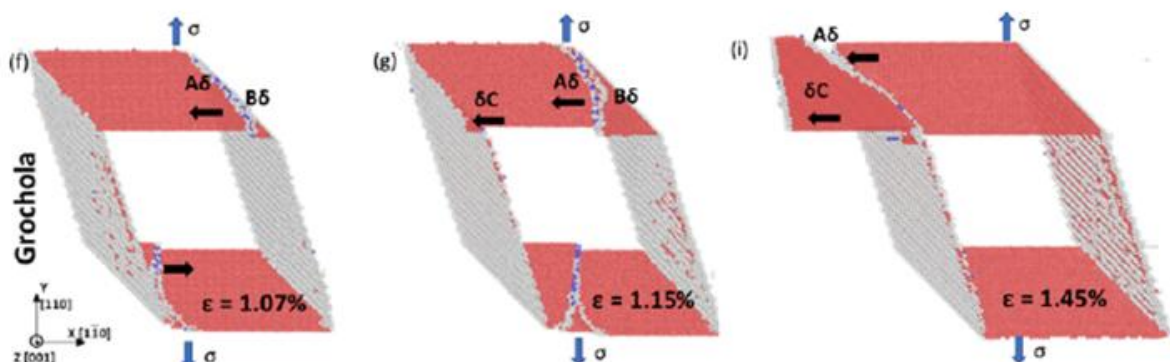
Résumé pour : oral

Nanotwinned (NT) face-centred cubic metals are of significant interest due to their exceptional ability to combine both strength, ductility and electrical resistivity [1]. Twins are delimited by $\{111\}$ coherent twin boundaries (CTBs) that are close and parallel to each other and, very often, by $\{112\}$ symmetric incoherent twin boundaries (ITBs) [2]. We studied with molecular dynamics simulations the behaviour of the CTB-ITB junctions, to determine their role in the initial deformation mechanisms of nanotwinned gold thin films.

To focus on the role of the CTB-ITB junctions, the studied structure consists of a single twin delimited by two CTBs and two ITBs. As already observed in previous studies, the initial deformation mechanisms show detwinning and migration of the CTBs. However, for the first time, we put in evidence reactions between the dislocations issued from the two dislocation sources that are the ITBs.

Moreover, we recently published experimental results on tensile tests of gold single crystals containing nanometric isolated twins [3], i.e. with structures similar to the simulated samples. The present molecular dynamics simulations allow a better characterization of several plasticity mechanisms observed experimentally with transmission electron microscopy.

- [1] L. Lu et al, *Science* 304 (2004) 422–426; L. Lu et al, *Science* 323 (2009) 607–610
[2] L. Liu et al, *Phys. Rev. Lett.* 106 (2011) 175504; D. Bufford et al. *Acta Mater.* 59 (2011) 93–101
[3] P. Godard et al, *Phys. Rev. Mat.* 9 (2025) 103602



Three steps of the deformation of a nanotwin (the CTBs are in red, the ITBs in white and atoms in an FCC environment are not represented). As in in situ transmission electron microscopy experiments [3], glide of twin dislocations and emission of dissociated perfect dislocations are observed.

Unsupervised learning for structure detection in plastically deformed crystals

Armand Barbot^{1,2*}, Riccardo Gatti¹

¹Université Paris-Saclay, ONERA, CNRS, Laboratoire d'étude des microstructures, Chatillon, 92322, France

²DMAS, ONERA, Université Paris-Saclay, 92320, Châtillon, France

*armand.barbot@onera.fr

Résumé pour : oral

Molecular Dynamics (MD) is a powerful method allowing to simulate different materials at the particle scale such as colloidal systems, glassy materials or metallic nanocrystals. To help in interpreting the simulations results, being able to determine the local structure at the particle-scale is essential. To do so, several approaches were developed, mainly relying on local order parameters to describe the surrounding environment of each particle (number of neighbors, angles formed with the neighbors, ...) to detect underlying substructures in the simulated atomistic sample. Among these methods, we can cite the Bond Orientational Order (BOO) parameter, the Common Neighbors Analysis (CNA), or the Bond-Angle Distribution (BAD). Such methods were applied with success to study several phenomena such as crystal nucleation, melting or plasticity. However, they are mostly relying on hand chosen criteria and thus only works for already known structures.

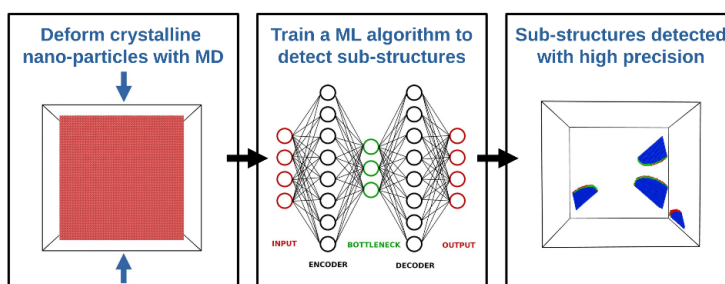


Figure 1: Graphical abstract of the unsupervised learning approach to detect sub-structures within a nano-crystal plastically deformed in MD.

In this study, we present a method, inspired by a paper from Boattini et al. [1], to automatically study and detect the different substructures appearing at the atomistic scale within a crystal under plastic deformation. This approach relies on the BAD parameters designed for single crystals to describe the environment around each atom. Our method, shown on Fig. 1, consists on (i) deforming a nanocrystal with MD simulation, (ii) training a Machine Learning (ML) model by: (1) extracting the most pertinent BAD parameters using an autoencoder neural networks before (2) applying two clustering models: K-means and DBSCAN to detect the different sub-structures in the system without a-priori knowledge of the existing structures. And finally, (iii) applying the pre-trained model to the other simulation steps to detect the location of the substructures. This method has the advantage of being computationally fast and easy to implement.

By applying our method on a Nickel FCC nanocrystal plastically deformed under uniaxial compression, we were able to detect more sub-structures associated with plasticity and with a higher degree of precision than traditional hand-made criteria. This study was published on [2].

[1] E. Boattini, M. Dijkstra, L. Filion. *The Journal of Chemical Physics*, 151 (15), 154901, 2019.

[2] A. Barbot, R. Gatti. *Computational Materials Science*, 230, 112459, 2023.

Role of pre-existing dislocation in Pt nanoparticle submitted to uniaxial compression

Julien Godet^{1*}, Laurent Pizzagalli¹, Marie-Ingrid Richard², Stéphane Labat³

¹Institut Pprime – Poitiers, ²CEA-IRIG, ³IM2NP – Marseille

*julien.godet@univ-poitiers.fr

Résumé pour : oral

Defects in crystals, whether 2D (e.g., grain boundaries and stacking faults), 1D (e.g., dislocations), or 0D (e.g., point defects), have a critical influence on the properties of bulk solids. At the nanoscale, a single defect can completely alter the properties of a nanocrystal. Furthermore, due to the proximity of surfaces, the energy and mobility of defects in single nanostructures differ greatly from those in bulk materials. Crystal defects are not the sole determinants of mechanical behavior. In fact, it has been recognized that defects of various natures and length scales are not necessarily adverse, but can instead give rise to specific functionalities, such as improving adsorption affinity or catalytic activity. This defect sensitivity could lead to new approaches for engineering the properties of nanostructures by introducing specific defects. To do so, we must first understand the behavior of defects (nucleation, movement, annihilation, and interaction between defects) and the strain fields surrounding them in nanostructures under external loads.

Thanks to the high brilliance, coherence, and flux of synchrotron X-ray beams, Bragg Coherent Diffraction Imaging (BCDI) can image single defects in nanocrystals in three dimensions, together with the displacement field and, in particular, their interactions with surfaces in nanoparticles. In this study, we examined a platinum nanoparticle (NP) deposited on sapphire that contained a pre-existing dislocation. To investigate the stability of the defect, we used molecular dynamics simulations on the NP containing the dislocation. We extracted the shape and defect geometry from the BCDI images. First, we studied the defect's stability, then we subjected it to uniaxial compression to understand the role of the pre-existing dislocation inside the nanoparticle.

Through this study, we will demonstrate how to create a realistic numerical sample based on experimental data and discuss the stability of the dislocation and its contribution to plasticity when the NP undergoes external loading.



Figure : (left) dissociated dislocation introduced in Pt NP with a diameter of 20 nm. (Right) microstructure after a uniaxial compression of 8.6%.

Funded by ANR DINACS #ANR-21-CE08-0033

Dislocation nucleation in nanoporous single-crystal nickel: molecular dynamics simulations and analytical modelling

Fatima Ibrahim^{1*}, Laurent Van Brutzel¹, Jérémy Hure²

¹ *Université Paris-Saclay, CEA, Service de recherche en Corrosion et Comportement des Matériaux, 91191 Gif Sur Yvette, France*

² *Université Paris-Saclay, CEA, Service d'Etude des Matériaux Irradiés, 91191, Gif-sur-Yvette, France*

**fatima.ibrahim2@cea.fr*

Résumé pour : oral

Nanovoids are commonly observed in metals under extreme environmental conditions, resulting from vacancy condensation. This is the case, for example, with nickel-based alloys used in nuclear applications, where nanovoids are common radiation-induced defects ranging in size from a few nanometres to several tens of nanometres, well below the grain size. The mechanical behaviour of nanoporous single crystals has been extensively studied in the literature. Most studies have focused on uniaxial loading conditions using molecular dynamics (MD) simulations. Fewer studies have assessed the effect of triaxial loading conditions, which are more relevant for applications, or proposed analytical criteria to recover numerical results. In this study, MD simulations were performed to investigate the mechanical behaviour of a perfect single-crystal of nickel containing pre-existing nanovoids. The focus was on the onset of plasticity, which is defined by the nucleation of the first dislocation. The effects of mechanical loading paths, crystallographic orientations, void sizes and shapes were systematically investigated, leading to macroscopic yield surfaces. The results reveal a significant effect of crystal orientation on the material's yield surface, indicating a strong anisotropic mechanical response, as well as an effect of void shape. A detailed analysis of dislocation nucleation events also revealed that the maximum resolved shear stress remained relatively constant across all cases. Based on Eshelby theory and the existence of a critical resolved shear stress, a semi-analytical model is thus proposed to describe dislocation nucleation in nanoporous single crystals. Good agreement was observed between the MD results and the proposed model.

Fissuration - Fragilisation

Étude de la diffusion de l'oxygène et de son effet sur la déformation d'un alliage γ -TiAl

Frederic Habiyaremye¹, Camille Thenot¹, Daniel Monceau², Pierre Sallot³, Aidar Zakirov⁴, Williams Lefebvre⁴, Jean-Philippe Monchoux¹

¹CEMES, Toulouse

²CIRIMAT, Toulouse

³SAFRAN TECH, Magny-les-Hameaux

⁴GPM, Rouen

*frederic.habiyaremye@cemes.fr

Résumé pour oral

Les alliages de TiAl ont un potentiel pour remplacer les superalliages à base de Ni pour les composants chauds des moteurs d'avion (~700 °C). Toutefois, ils présentent une fragilisation dont les mécanismes demeurent mal compris. Pour les examiner, on a réalisé des essais de traction sur l'alliage Ti-48Al-2Cr-2Nb avant et après exposition à 700 °C sous 20 % O et 80 % Ar. Les résultats montrent une baisse de l'allongement à la rupture (1 % à 0.27 %) et une hausse de la limite d'élasticité (+25 %). À l'aide d'essais de déformation par MET in-situ, la dynamique et les distances de saut des dislocations, très sensibles aux faibles teneurs en interstitiels comme l'O, ont été examinées. Le mécanisme classique de blocage-déblocage des dislocations vis rectilignes a été observé. Cependant, la forte dispersion des distances de saut, avant comme après exposition, n'a pas permis de dégager une tendance nette. Ceci nous a amené à faire l'hypothèse que la pénétration de l'O en volume était limitée. Ces résultats inconcluants nous ont conduit à étudier la profondeur de diffusion de l'O. Les profils par SIMS ont révélé une pénétration de l'O jusqu'à 15 μm , tandis que les analyses par SAT ont mis en évidence sa ségrégation aux joints de grains. L'effet de cette diffusion sur la déformation a été étudié en couplant nanoindentation et MET. À ~5 μm de la surface, la déformation est dominée par des dislocations non vis et courbes, tandis qu'à 20 μm et 50 μm elle est contrôlée par des dislocations vis rectilignes. Cela permet de proposer que la diffusion d'O renforce la couche sous-superficielle, favorisant l'amorçage précoce de fissures, contribuant ainsi à la rupture en traction. Néanmoins, la forte hausse de limite d'élasticité (+25%) reste encore sans interprétation. A 700°C, des observations en MET in-situ, couplées à des reconstructions en 3D par tomographie électronique, montrent que les segments de dislocation prennent une forme hélicoïdale et se déplacent dans des plans ne contenant pas le vecteur de Burgers, révélant l'activation de la montée.

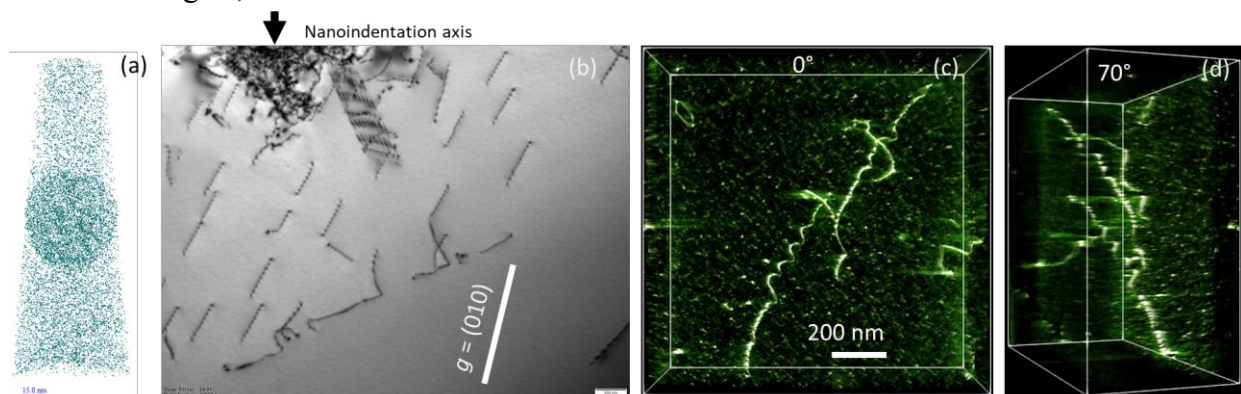


Figure : (a) Volume en 3D d'O obtenu par SAT, (b) image en champ clair sous une empreinte de nanoindentation à 22 μm de la surface exposée à 700°C et (c-d) reconstruction 3D par tomographie électronique après 30 min de chauffage à 700°C à 0° et 70° de tilt.

Impact de l'énergie de faute d'empilement et de l'hydrogène sur les mécanismes d'irréversibilité plastique et le rochet cyclique

A. Radi^{1,2,3*}, G. Gachot^{1,2,3}, S. Park², A. Oudriss³, P. Osmond¹, G. Girardin¹, M. Risbet⁴, H. Matsunaga², F. Lefebvre¹, X. Feaugas^{3*}

¹ French Technical Center for Mechanical Industry (CETIM), France

² Research Center for Hydrogen Industrial Use and Storage (HYDROGENIUS), Kyushu University, Japan.

³ Laboratory of Engineering Science for the Environment (LaSIE UMR CNRS 7356), La Rochelle University, France.

⁴ Roberval Laboratory, Sorbonne Université, Université Technologie de Compiègne, France.

Corresponding authors*: Achraf Radi and Xavier Feaugas

E-mail addresses: achraf.radi@univ-lr.fr, xfeaugas@univ-lr.fr

Ces travaux analysent l'effet de l'hydrogène sur le comportement en plasticité cyclique d'aciers inoxydables austénitiques de différentes énergies de faute d'empilements, un aspect essentiel pour le dimensionnement en fatigue. Nous avons examiné l'influence de l'hydrogène dissous sur l'écroutissage cyclique et le fluage cyclique avant l'initiation des fissures, en s'appuyant sur des essais mécaniques variés et des observations en microscopie électronique en transmission (TEM) et en microscopie électronique à balayage couplé à l'EBS (SEM-EBS). Trois régimes de comportement, dépendant du niveau de contrainte maximale, ont été identifiés. À faible contrainte, l'hydrogène favorise le glissement planaire, améliore la réversibilité de la déformation plastique et retarde le fluage cyclique. À contrainte intermédiaire, il diminue la vitesse de fluage cyclique en retardant la formation des structures de dislocations polarisées. À forte contrainte, des structures cellulaires bien développées apparaissent et l'influence de l'hydrogène devient moins marquée. Pour de faibles énergies de faute d'empilement, la formation de la martensite ϵ s'accompagne d'une grande réversibilité de la déformation plastique contrairement à la formation de phase α' pour de plus forte contrainte qui génère de nouvelle source d'incompatibilité de déformation plastique. L'étude montre finalement que le fluage cyclique est principalement contrôlé par les contraintes internes, indépendamment de la teneur en hydrogène, bien que celui-ci réduise l'instabilité des structures de dislocations sous chargement cyclique.

Développement d'une approche variationnelle non linéaire des fissures, des dislocations et de leurs interactions

Godefroy Engrand*, Antoine Ruffini, Yann Le Bouar, Alphonse Finel

Université Paris-Saclay, ONERA, CNRS, Laboratoire d'Etude des Microstructures, 92320 Châtillon, France.

**godefroy.engrand@gmail.com*

Résumé pour : oral

Dans les matériaux cristallins, la fissuration est généralement couplée à une forte activité plastique. Une approche mésoscopique qui intègre l'ensemble des phénomènes en jeu doit donc rendre compte de la propagation des fissures et de leurs couplages avec la multiplication et le glissement des dislocations.

Fondamentalement, les fissures et les dislocations sont des défauts qui peuvent être décrits comme des discontinuités du champ de déplacement. Il doit donc être possible de construire un modèle qui intègre plasticité et endommagement avec comme unique paramètre d'ordre le champ de déplacement. Cela nécessite toutefois l'identification d'une fonctionnelle d'énergie élastique non linéaire, invariante à la fois par l'action du groupe ponctuel du réseau cristallin considéré et par tout cisaillement préservant l'invariance du réseau, tout en étant saturante pour de grands allongements.

Dans ce travail, nous montrons comment construire un tel potentiel d'énergie élastique infiniment dégénéré à partir de l'action du groupe $GL(2, Z)$. Par rapport aux formulations précédentes, nous proposons une expression minimale de la densité d'énergie élastique ne faisant intervenir que trois paramètres matériaux : (i) les coefficients élastiques du réseau cristallin, (ii) un paramètre d'adoucissement du potentiel qui permet de contrôler la contrainte seuil de glissement des dislocations et (iii) un paramètre de saturation associé à la ténacité en mode I. Cette formulation permet ainsi une calibration simple du modèle pour décrire dislocations et fissures dans différents cristaux. Enfin, une méthode simple pour l'implémentation numérique, basée sur un schéma de discrétisation stable et cohérent avec la symétrie sous-jacente, est proposée dans le cas d'un réseau triangulaire.

Les simulations réalisées montrent que la seule cinétique du champ de déplacement permet de reproduire spontanément la dynamique collective des dislocations, incluant les réactions locales entre dislocations et la formation de microstructures, ainsi que la propagation de fissures. Plus important encore, le modèle capture les interactions complexes entre fissuration et plasticité, notamment la nucléation de dislocations en pointe de fissure et la nucléation de fissures à partir de localisations de contrainte induites par le glissement des dislocations. Le modèle proposé permet ainsi d'aborder, dans un cadre minimal mais complet, des mécanismes complexes d'endommagement fragile ou ductile sans recours à aucune variable auxiliaire et loi phénoménologique associée.

Interactions hydrogène–plasticité dans des aciers ferrito-perlitiques, avec et sans microalliage

Mathias Lamari^{1*}, Anne-Françoise Gourgues-Lorenzon¹, Gaurav R. Joshi²,
Emmanuelle Trela-Baudot², Yazid Madi¹

¹Mines Paris-PSL University, Centre des Matériaux, CNRS UMR 7633, 78000, Versailles,
France

²IFP Energies Nouvelles, Rond-Point de l'échangeur de Solaize BP3, 69360, Solaize, France

*mathias.lamari@minesparis.psl.eu

Résumé pour : oral

Dans le contexte de la décarbonation des systèmes énergétiques et du développement des infrastructures de transport de l'hydrogène, la fragilisation par l'hydrogène des aciers de pipeline constitue un enjeu scientifique et industriel majeur. Ce travail vise à étudier les interactions entre environnement hydrogène gazeux, mécanismes de plasticité et processus d'endommagement et de rupture dans des aciers ferrito-perlitiques proches des nuances industrielles, pour lesquels les effets couplés plasticité/hydrogène restent encore mal caractérisés.

Deux aciers ferrito-perlitiques de pipeline sont étudiés : l'un microallié au Nb et V, l'autre sans microalliage [1]. En raison de la faible épaisseur et des fortes courbures possibles des structures réalisées avec ces aciers, une méthodologie expérimentale originale a été développée, reposant sur l'utilisation d'éprouvettes miniaturisées [1]. Des mini-éprouvettes ont été testées en traction jusqu'à rupture, soit à l'air, soit sous hydrogène gazeux. Afin de favoriser l'entrée de l'hydrogène, certaines éprouvettes ont été palladiées, et une pré-exposition à l'hydrogène a été appliquée avant les essais.

Les essais ont été réalisés à l'aide d'un dispositif dédié combinant une machine servo-hydraulique et une enceinte pressurisée compacte (jusqu'à 250 bar), équipée d'une extensométrie optique externe et de contrôles stricts de la pureté du gaz. Cette configuration permet une caractérisation fiable de la réponse mécanique des aciers sous hydrogène gazeux [1,2].

Les analyses microstructurales post-mortem par microscopie électronique en transmission (MET) et à balayage (MEB) mettent en évidence l'influence de l'hydrogène sur les mécanismes de déformation plastique, notamment à travers l'évolution des structures de dislocations et la localisation de la déformation à l'échelle microstructurale. L'effet du microalliage Nb–V est analysé en lien avec ces mécanismes. En parallèle, les sites de piégeage de l'hydrogène sont caractérisés par perméation électrochimique et spectroscopie de désorption thermique (TDS) [3]. Les mécanismes de déformation plastique sont ensuite corrélés aux processus d'endommagement et de rupture identifiés par analyses fractographiques. L'ensemble de ces résultats contribue à une meilleure compréhension des mécanismes physiques gouvernant la fragilisation par l'hydrogène des aciers de pipeline.

[1] Y. Madi, L.M. Santana, S. Belkacemi, V. Farrugia, A. Meddour, P-J. Marchais, M. Bertin, J. Furtado, 'Mechanical characterization of hydrogen embrittlement in a gaseous environment: An innovative test setup using sub-size specimens', Engineering Failure Analysis, vol. 162, 108362, Aug. 2024

[2] L. M. Santana, V. Okumko, A. King, T. F. Morgeneyer, J. Besson, and Y. Madi, 'Investigating the influence of strain rate on hydrogen embrittlement in steel sub-size tensile specimens using 3D X-ray tomography', International Journal of Hydrogen Energy, vol. 138, pp. 626–647, Jun. 2025,

[3] T. Zakroczymski, E. Owczarek, 'Electrochemical investigation of hydrogen absorption in a duplex stainless steel', Acta Materialia, vol. 50, pp. 2071-2713, Mar. 2002

*μ*mécanique

Expanding the Ashby Chart for Nanoengineered Complex Concentrated Alloy Thin Films: Overcoming the Strength-Plasticity-Thermal Stability Trade-Off

Matteo Ghidelli^{1*}

¹Laboratoire des Sciences des Procédés et des Matériaux (LSPM-CNRS), Villetaneuse, France.

*matteo.ghidelli@lspm.cnrs.fr

Conférence invitée

The design of high-performance structural materials is always pursuing the combination of mutually exclusive properties such as mechanical strength, plasticity and thermal stability. Complex concentrated alloys (CCAs) have recently attracted attention due to their superior mechanical/thermal properties, emerging from their multicomponent nature. However, such atomic complexity often prevents a nanoengineering approach with limited control over composition and microstructure, especially in bulk form.

Here, I will show how to exploit thin film (TF) synthesis to produce model CCA-TFs with precise control over composition and microstructure (crystalline phase, grain size, nanointerfaces), leading to large and tailored mechanical properties. Moreover, this approach encompassed both commonly employed synthesis method (i.e. sputtering) as well as pulsed laser deposition (PLD), leading to the development of novel microstructure with unique nanoscale features [1].

Firstly, I present a new strategy to synthesize ultrastrong and deformable crystal-glass CCA-based nanolaminates by sputtering, alternating Cr-Co-Ni (crystalline) and Ti-Zr-Nb-Hf-Cr-Co-Ni (amorphous) layers [2]. This alloy has an ultrahigh compressive yield strength of 3.6 GPa and large homogeneous deformation of ~15% strain at ambient temperature, surpassing those of conventional metallic glasses and nanolaminate alloys. Furthermore, it exhibits ~200 K higher crystallization temperature ($T_x > 973$ K) compared to that of the original TiZrNbHf-based amorphous phase [2].

Then, I will focus on totally new nanoengineering approach, reinventing the original CoCrCuFeNi CCA Cantor alloys by exploiting the potential of PLD, leading to unprecedented microstructural control [3]. I will show how to synthesize ultrafine grain structures with controllable size (down to 12 nm) which can be further tailored by post-thermal annealing treatments. This results in high hardness (11 GPa) and yield strength (2.0 GPa) due to Hall-Petch strengthening, outperforming similar CCA-TFs, while maintaining high plasticity (no fracture at 30% strain) [3]. Moreover, these ultrafine CCA-TFs show remarkable thermal stability, with grain growth initiating only at 49% of the melting temperature, while maintaining high hardness (9.1 GPa) after annealing for 1h at 460°C [3].

Overall, I will show how a comprehensive nanoengineering strategy can lead to an expansion of Ashby chart regions, while tailoring the mechanical properties of CCA thin films, offering new opportunities to overcome the strength-plasticity-thermal stability trade-off with clear impact for applications.

References

- [1] F. Bignoli *et al.*, *Acta Materialia*, 300, 121456, (2025).
- [2] G. Wu *et al.* *Materials Today*, 51, 6-14 (2021).
- [3] D. Vacirca *et al.*, Under review to *Materials Today*, (2025).

Glissement basal dans la phase MAX Cr₂AlC et mécanismes de déformation complémentaires : approche expérimentale par essais micromécaniques

Christophe TROMAS^{1*}, Mohamed AKOU¹, Anne JOULAIN¹

¹Institut Pprime, Université de Poitiers

*christophe.tromas@univ-poitiers.fr

Résumé pour : oral

Les phases MAX sont des matériaux de structure nano lamellaire à maille cristalline hexagonale. Même si le glissement basal joue un rôle majeur dans la plasticité de ces matériaux, il n'offre que deux systèmes de glissement indépendants, ce qui est bien insuffisant pour accommoder une déformation quelconque. En couplant essais micromécaniques (nanoindentation sphérique, compression de micro-piliers), observations de surface par Microscopie à Force Atomique (AFM) et Microscopie Électronique à Balayage (MEB), observations en volume par Microscopie Électronique en Transmission (MET) et cartographies d'orientation locale (ACOM ASTAR), nous avons récemment mis en évidence d'autres mécanismes de plasticité opérant dans la phase MAX Cr₂AlC. Ainsi, ont pu être caractérisés du maillage de déformation de type $\{11\bar{2}4\}$ et $\{11\bar{2}2\}$, mais également du glissement dévié du plan de base vers des plans de type $\{1\bar{1}00\}$ et $\{1\bar{1}03\}$ accompagné, dans cette dernière famille de plans, de défauts d'empilement.

Afin de remettre en perspectives ces différents mécanismes les uns par rapport aux autres, il était important de les caractériser de façon plus quantitative, en particulier en déterminant la contrainte critique résolue sur le glissement basal et le maillage de type $\{11\bar{2}4\}$. Ceci a été rendu possible par des essais de compression de micro-piliers réalisés dans des échantillons monocristallins et préalablement bien orienté de la phase MAX Cr₂AlC (cf. Figure 1). Ces essais et les observations microstructurale qui en découlent ont permis de discuter les rôles des différents mécanismes de plasticité et de leurs interactions dans la phase MAX Cr₂AlC.

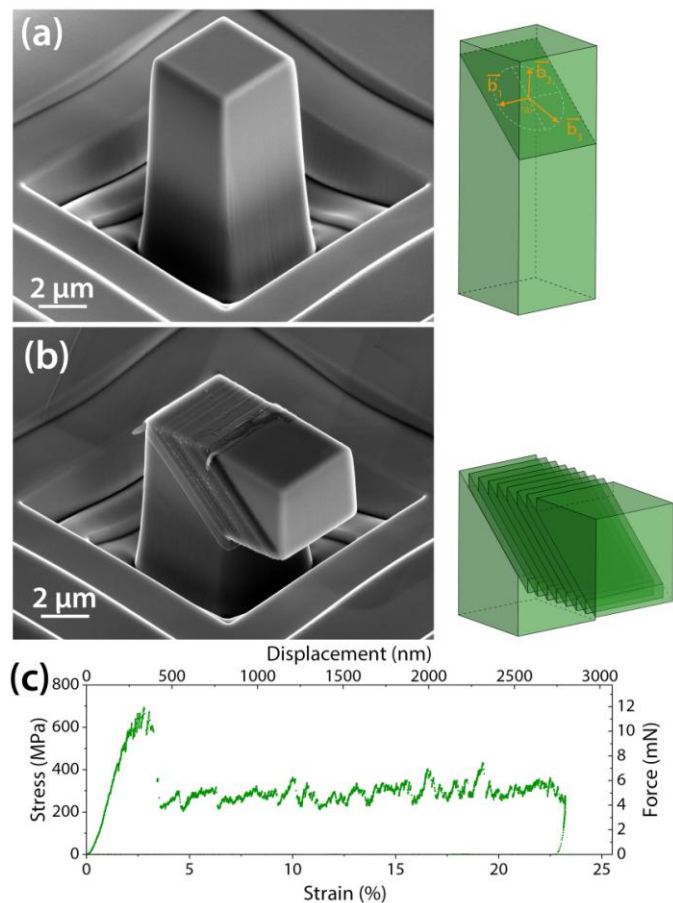


Figure 1 : Micro-pilier de phase MAX monocristalline Cr₂AlC avant (a) et après (b) déformation. Le plan de base, matérialisé sur les schémas, est à 45° de l'axe de compression. (c) courbe contrainte déformation associée à l'essai.

Compression dynamique de micro-piliers de tantale

Szilvia Kalacska³, Jean-Lin Dequiedt^{1,2*}, Guillaume Kermouche³

¹CEA, DAM, DIF, F-91297 Arpajon Cedex, France

²Université Paris-Saclay, CEA, LMCE, F-91680 Bruyères-le-Chatel, France

³Mines Saint-Etienne, Univ. Lyon, CNRS, UMR 5307, Centre SMS, 158 Cours Fauriel, 42023 Saint-Etienne, France

*jean-lin.dequiedt@cea.fr

Résumé pour oral

Un travail de caractérisation et de simulation des propriétés mécaniques de monocristaux de tantale a été mené conjointement par l'Ecole des Mines de Saint-Etienne et le CEA/DAM dans le cadre d'un programme de collaboration (LRC FragDyn). Des essais de compression dynamique ont été réalisés à l'Ecole des Mines de Saint-Etienne à différentes vitesses de déformation à l'aide d'un indenteur micrométrique déjà testé sur d'autres matériaux [1]. Des micro-piliers de tantale usinés dans des grains de différentes orientations cristallines ont été comprimés à des vitesses de sollicitation allant de 0,01/s à 1000/s. Ces essais font apparaître de l'activation du glissement plastique selon des plans cristallins déterminés, sous forme de bandes de déformation plus ou moins diffuses en fonction de l'orientation et de la vitesse de sollicitation (figure 1). Le chargement de plusieurs micro-piliers du même grain dans les mêmes conditions met en évidence une bonne reproductibilité des courbes contrainte / déformation en particulier aux vitesses de déformation élevées. La simulation numérique des essais sur une géométrie simplifiée permet d'identifier les systèmes de glissement actifs en fonction de l'orientation cristalline du pilier. La confrontation aux courbes de charge expérimentales constitue un élément de validation du modèle de comportement du monocristal en termes de sensibilité à la vitesse de déformation (la loi d'activation thermique dans les régimes de chargement considérés) et d'écrouissage (auto-écrouissage et interaction entre systèmes de glissement [2]).

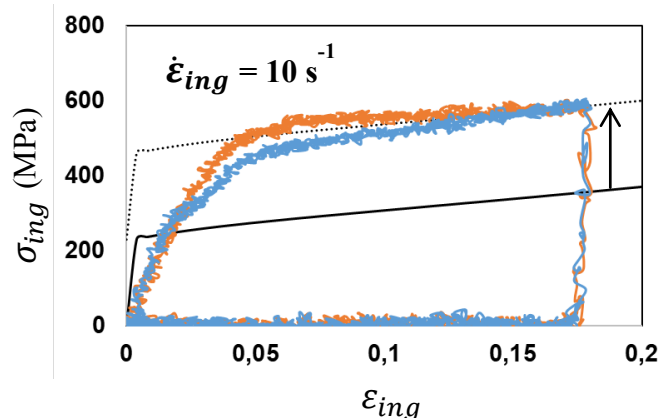
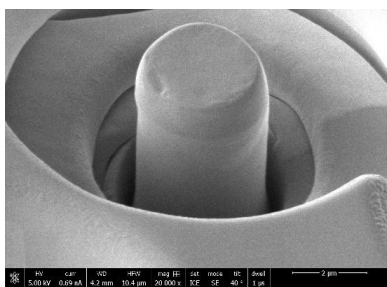


Figure 1 : Pilier déformé et courbes de charge expérimentales (bleue, rouge) et simulée (noir).

[1] Kalácska S., Sharma A., Ramachandramoorthy R., Vida A., Tropper F., Pero R., Frey D., Maeder X., Michler J., Ispánovity P.D., Kermouche G., 2025. Acta Mater., 294, 121076.

[2] Madec R., Kubin, L., 2017. Acta Mater., 126, 166-173.

Investigating the effect of Y on boundary-dislocation interactions in Mg-Y using quasi in-situ nanoindentation and electron channeling contrast imaging

Fatim-Zahra. Mouhib¹, Julien Guérolé¹, Stéphane Berbenni¹, Heixin Wang², Zhuocheng Xie², Talal Al-Samman², Thiebaud Richeton¹, A. Guitton^{1*}

¹ Université de Lorraine, CNRS, Arts et Métiers ParisTech, LEM3, 57070 Metz, France

² Institute of Physical Metallurgy and Materials Physics, RWTH Aachen University, 52056 Aachen, Germany

*antoine.guitton@univ-lorraine.fr

Résumé pour (effacer la mention inutile) : oral

Solute-defect interactions have been proven essential to grain boundary engineering employed in the development of novel high-performance Magnesium alloys. We aim at unraveling the influence of solutes on the mechanical response of grain boundaries by investigating a tensile twin boundary (TB) decorated with Y atoms compared to the counterpart boundary in pure Mg. Quasi in situ nanoindentation, electron channeling contrast imaging (ECCI), a non-destructive SEM method based on the detection of backscatter electrons, and high-resolution electron backscatter diffraction (HR-EBSD) were employed to first induce localized deformation in the vicinity of a twin boundary and subsequently analyze the corresponding mechanical grain boundary response. Interactions between emitted dislocations and the twin boundary were investigated according to the indents distance from the boundary, the presence of solutes and the dislocation type. The presented combined approach of quasi in-situ nanoindentation and ECCI observations is an effective and non-destructive method for the investigation of nanomechanical phenomena advancing the current knowledge of solute effects on mechanical grain boundary properties [1]. Corresponding molecular dynamics simulations are currently in progress to complement and deepen the understanding of the complex interplay between solutes, dislocations and grain boundaries.

Reference :

Investigating twin boundary-dislocation interaction in MgY using quasi in-situ nanoindentation and electron channeling contrast imaging, F.Z. Mouhib, H. Wang, J. Guérolé, S. Berbenni, T. Al-Samman, T. Richeton, Z. Xei, A. Guitton, UNDER REVIEW, 2026, (hal-05304214)

Une loi de comportement pour modéliser les effets de l'irradiation électronique sur l'écoulement viscoplastique des verres de silicate

Guillaume Kermouche^{1*}, Morgan Rusinowicz¹, Sergio Sao-Joao¹, Yoshinari Kato², Gustavo Rodrigues², Etienne Barthel³

¹ Mines Saint-Etienne, CNRS, UMR 5307 LGF, Centre SMS, F-42023, Saint-Etienne, France

² Nippon Electric Glass, 7-1, Seiran 2-Chome, Otsu, 520-8639, Shiga, Japan

³ Soft Matter Sciences and Engineering, ESPCI Paris, PSL University, Sorbonne Université, CNRS, Paris 75005, France

**kermouche@emse.fr*

Résumé pour (effacer la mention inutile) : oral

L'effet de l'irradiation électronique sur l'écoulement viscoplastique des verres de silicate suscite un intérêt croissant depuis quelques années. Ce domaine de recherche a émergé lorsque Zheng et al. (2010) ont révélé qu'une silice amorphe présentait une **ductilité remarquable lors d'expériences nanomécaniques in situ** en microscopie électronique en transmission (TEM). Des travaux ultérieurs ont confirmé ce comportement ductile à l'échelle micrométrique et sous des tensions d'irradiation plus faibles, grâce à des essais de compression in situ de micropiliers en microscopie électronique à balayage (SEM), réalisés à température ambiante et à haute température (Bruns et al, 2023). Plusieurs équipes sont clairement à l'aube de découvertes majeures dans ce domaine.

L'objectif de notre étude est de **proposer une loi de comportement** originale permettant de prédire l'écoulement plastique des verres silicatés sous différentes conditions d'irradiation électronique et de chargement mécanique. Ce modèle repose sur une quantification précise de la contrainte et de la vitesse de déformation en fonction du temps et des conditions d'irradiation, à partir **d'expériences in situ de compression et de relaxation de micropiliers en SEM**. Nous observons une **relation univoque entre la vitesse de fluage et le courant injecté**. Le modèle constitutif est implémenté et validé sous diverses conditions, ce qui permet de reproduire fidèlement l'effet du temps de balayage et du grandissement en SEM sur les courbes contrainte-déformation et de relaxation des contraintes. Il explique également la **courbe maîtresse reliant la charge électrique à la relaxation des contraintes** (Rusinowicz et al., 2025).

Ce modèle offre par ailleurs de bons résultats pour simuler la réponse viscoplastique de l'olivine amorphe en traction uniaxiale dans un TEM (Orekov et al., 2025). Nous pensons que ce modèle pourrait s'avérer très utile pour concevoir de nouvelles méthodes de mise en forme des verres silicatés à température ambiante.

Références :

1. Bruns, S., Minnert, C., Pethö, L., Michler, J., & Durst, K. (2023). Room temperature viscous flow of amorphous silica induced by electron beam irradiation. *Advanced Science*, 10(7), 2205237.
2. Orekhov, A., Gauquelin, N., Kermouche, G., Gomez-Perez, A., Baral, P., Dohmen, R., ... & Idrissi, H. (2025). Room temperature electron beam sensitive viscoplastic response of ultra-ductile amorphous olivine films. *Acta Materialia*, 282, 120479.
3. Rusinowicz, M., Sao-Joao, S., Bourguignon, M., Rosales-Sosa, G., Kato, Y., Volpi, F., ... & Kermouche, G. (2025). Electric charges as an apparent governing parameter for electron induced stress relaxation in amorphous silica micropillars. *Scripta Materialia*, 261, 116628.
4. Zheng, K., Wang, C., Cheng, Y. Q., Yue, Y., Han, X., Zhang, Z., ... & Ma, E. (2010). Electron-beam-assisted superplastic shaping of nanoscale amorphous silica. *Nature communications*, 1(1), 24.

Métallurgie mécanique

Recyclage par voie solide des alliages d'aluminium : diminuer l'impact environnemental grâce à la déformation plastique.

Mathilde Laurent-Brocq^{1,*}, Lola Lilensten², Théo Duchateau^{1,2}, Loïc Perrière¹, Johannes Gebhard³, Oliver Schulz³, Erman Tekkaya³, Yannis Korkolis³, B. Huneau⁴, T. Corre⁴, J. Perrin⁴

¹ Institut de Chimie et des Matériaux Paris Est, UPEC-CNRS, Thiais

² Institut de Recherche de Chimie Paris, Chimie ParisTech – CNRS, Paris,

³ Institute of Forming Technology and Lightweight Components (IUL), TU Dortmund University, Germany

⁴ Institut de recherche en Génie Civil et mécanique (GeM), EC Nantes - CNRS, Nantes

*mathilde.laurent-brocq@cnrs.fr

Conférence invitée

Face au défi du réchauffement climatique, l'Union européenne s'est engagée à réduire ses émissions de gaz à effet de serre (GES) d'au moins 40 % à l'horizon 2030. Atteindre cet objectif nécessite une réduction drastique des émissions dans tous les secteurs, y compris celui de la production d'alliages d'aluminium.

Dans un premier temps, on proposera un état des lieux du cycle de vie actuel de ces alliages et de leur impact environnemental [1]. Ensuite, on présentera une voie alternative, le recyclage par voie solide qui consiste à extruder directement les alliages à recycler. On montrera comment, grâce à la déformation plastique, on évite la refusion et on diminue l'impact environnemental. Mais le contrôle des contaminations, en particulier des oxydes, en est rendu plus complexe [2] et limite les propriétés mécaniques. Aujourd'hui le recyclage par voie solide n'est pas suffisamment maîtrisé pour produire des alliages aussi performants que ceux non recyclés [3].

Dans un deuxième temps, on étudiera le lien entre paramètres du procédé et microstructure afin d'améliorer les propriétés mécaniques, en se concentrant sur la nuance AA6060. Une méthodologie de caractérisation microstructurale, basée en particulier sur l'analyse thermogravimétrique, la spectroscopie de photoélectrons et la microscopie électronique en transmission, permet une description qualitative et quantitative des oxydes. Le rôle majeur du magnésium, un élément d'alliage, et l'influence de la température du procédé sont ainsi mis en évidence [4]. Ensuite, des essais de traction et de cisaillement montrent que la résistance mécanique des alliages recyclés est excellente mais que la ductilité reste dégradée et que cette dernière dépend de manière complexe de l'oxydation. Pour finir, on proposera un mécanisme d'oxydation en fonction de la température et de la déformation plastique ainsi que des pistes d'amélioration.

[1] M. Laurent-Brocq, L. Lilensten, Récupération et recyclage de l'aluminium - Stratégie, Techniques de l'ingénieur M2345 V2 (2023) 1-17.

[2] M. Laurent-Brocq, L. Lilensten, C. Pinot, A. Schulze, A. Duchaussoy, J. Bourgon, E. Leroy, A.E. Tekkaya, Solid state recycling of aluminium chips: Multi-technique characterization and analysis of oxidation, *Materialia* 31 (2023) 101864.

[3] Corre, T., Perrin, J., Gebhard, J., Duchateau, T., Lilensten, L., Laurent-Brocq, M., Tekkaya, A.E., and Huneau, B., Tensile and shear behavior of recycled AA 6060 aluminium chips by direct hot extrusion. *Materials Science and Technology*, 2024. 0(0): p. 02670836241287768.

[4] Duchateau, T., Lilensten, L., Zhang, X., Gebhard, J., Tekkaya, A.E., and Laurent-Brocq, M., Effect of annealing on oxidation during solid-state recycling of aluminium chips. *Journal of Alloys and Compounds*, 2025. 1010: p. 178178.

Optimisation de l'alliage Ti-6Al-4V obtenu par fabrication additive par déposition d'énergie directe pour des applications aéronautiques critiques

Elise Labruyere^{1,2*}, Florence Pettinari-Sturmel¹, Joël Douin¹, Claude Archambeau², Philippe Emile²

¹*CEMES-CNRS, Université de Toulouse, Toulouse, France*

²*Airbus Operation S.A.S, Toulouse, France*

**elise.labruyere@cemes.fr*

Résumé pour : oral

La fabrication additive par dépôt de fil représente une alternative pour la production de composants critiques en alliage de titane dans le secteur aéronautique. Cependant, les gradients thermiques inhérents au procédé génèrent des microstructures spécifiques qui nécessitent des post-traitements thermiques pour garantir l'intégrité structurale des pièces.

Ce travail vise à optimiser les paramètres de traitement thermique pour améliorer la tolérance aux dommages des pièces en Ti-6Al-4V fabriquées par dépôt de fil. L'objectif est d'atteindre des performances mécaniques équivalentes à celles procédés conventionnels de forgeage suivis d'un recuit β .

Une caractérisation multi-échelle a été effectuée, en utilisant la microscopie optique (OM), la microscopie électronique à balayage (SEM) et la spectrométrie X à dispersion d'énergie (EDS), pour analyser l'évolution de la microstructure après le traitement thermique. Les performances en traction, en fatigue ainsi que les propriétés de ténacité et de propagation de fissures seront analysées au regard des évolutions microstructurales observées. Ces résultats permettent de valider l'adéquation des traitements thermiques développés pour répondre aux exigences de tenue en service.

Mots-clés : Alliages de titane, Ti64, fabrication additive, microstructure, traitement thermique, propriétés mécaniques.

Expérimentation in-situ pour contraindre les liens entre évolution de la microstructure, recristallisation dynamique et comportement mécanique dans l'alliage de Mg AZ31

Thomas Mineau^{1*}, Andréa Tommasi¹, Maurine Montagnat², Fabrice Barou¹

¹*Géosciences Montpellier, CNRS, Université de Montpellier*

²*Université Grenoble Alpes, IGE, CNRS, IRD, INRAE*

**thomas.mineau@umontpellier.fr*

Résumé pour : oral

Nous avons réalisé des essais de traction à 250°C et 10^{-3} s^{-1} avec acquisition EBSD quasi in-situ sur un alliage de magnésium AZ31 afin d'étudier l'évolution de la recristallisation dynamique (DRX) et son effet sur le comportement mécanique. Trois jeux d'échantillons avec trois microstructures et trois textures initiales différentes ont été étudiées : une microstructure à grains fins et de taille homogène présentant une orientation préférentielle forte des axes [0001] vers un maximum simple normal à l'axe de traction, et une microstructure plus grossière et plus hétérogène présentant une texture fibre de direction [0001] orientée soit perpendiculairement à l'axe de traction, soit à 55-60° de l'axe de traction. Des échantillons de chaque type ont été déformés dans l'enceinte d'un MEB par incréments de 4% de déformation pour permettre l'acquisition EBSD in-situ, jusqu'à ce que le hors plan dû à la déformation détériore trop la mesure. Afin de couvrir la totalité de la plage de déformation jusqu'à quasi-rupture, une partie des échantillons ont été pré-déformés et les essais ont été effectués à partir de différents états initiaux. Des cartes EBSD couvrant la totalité de la zone utile des échantillons ont été acquises avant et après chaque essai pour évaluer la représentativité des mesures in-situ et suivre l'évolution globale de la microstructure. Enfin, des essais de traction sans interruption et jusqu'à quasi-rupture ont été réalisés pour fournir des données mécaniques de référence. L'analyse des résultats EBSD et des données mécaniques montrent que la microstructure et la texture initiales jouent un rôle majeur sur la cinétique et la distribution spatiale de la recristallisation dynamique et donc sur le comportement mécanique du matériau. Les orientations plus dures à déformer et les microstructures plus fines accélèrent la DRX. Ce processus implique la polygonisation et la migration de joints de grains et peut induire un adoucissement dès 15% de déformation. La répartition spatiale des grains recristallisés détermine la localisation de la déformation et conduit à un adoucissement ou à la rupture du matériau.

Modélisations continues de la ségrégation de solutés aux joints de grains à faibles et fortes désorientations

Joé Petrazoller¹, Abdallah Wazne¹, Julien Guénolé¹, Thiebaud Richeton¹, Stéphane Berbenni^{1*}

¹ *Université de Lorraine, CNRS, Arts et Métiers, LEM3, F-57000 Metz, France*

**stephane.berbenni@univ-lorraine.fr*

Résumé pour (effacer la mention inutile) : oral

Cette étude examine la ségrégation des solutés aux joints de grains dans les métaux de symétrie cubique à faces centrées sous l'angle de méthodes micromécaniques continues traitant de l'interaction entre les défauts intrinsèques définissant le joint de grain et les atomes de solutés. Pour cela, deux modélisations sont proposées : l'une à base de dislocations pour des joints de grains à faibles désorientations, et l'autre à base d'unités structurales de désinclinaisons pour des joints de fortes désorientations. Les solutés sont modélisés dans les deux cas de figure à l'aide d'un tenseur de dipôle élastique pour calculer les énergies d'interaction entre joints de grains / solutés. Les méthodes exposées permettent d'aller au-delà des méthodes analytiques en élasticité isotrope [1,2] en considérant un milieu hétérogène élastique anisotrope afin de se rapprocher des systèmes réels étudiés. Ainsi, la méthode de Stroh est utilisée pour les joints de faibles désorientations [3] et la méthode de transformation de Fourier rapide (FFT) pour la mécanique des champs de désinclinaisons [4] pour les joints à fortes désorientations ($\Sigma 29$ (5 2 0) [001] 46.40° et $\Sigma 149$ (10 7 0) [001] 20.02°). Pour l'interaction élastique de ces interfaces avec les atomes de solutés en substitution, le tenseur de dipôle élastique contient à la fois le tenseur permanent de second ordre, qui est lié à un effet de taille, et le tenseur de polarisabilité de quatrième ordre, qui est lié à un effet de module en captant la dépendance à la contrainte externe. Des comparaisons numériques entre les calculs continus et les simulations atomistiques de statique moléculaire (MS) au niveau des énergies d'interaction sont effectuées pour différents métaux CFC (Cu, Ag, ...), avec Ag et Ni comme atomes de solutés en substitution. Les résultats soulignent le rôle crucial de l'élasticité anisotrope dans la modélisation précise de la ségrégation des solutés. Si les calculs continus et MS montrent une bonne concordance générale en termes d'énergies d'interaction et de ségrégation, respectivement, certaines divergences apparaissent notamment à proximité des cœurs de défauts, où des pistes d'amélioration seront discutées. Cette étude révèle également l'impact important de l'effet de module sur la concentration en soluté au niveau des interfaces cristallines type joints de grains pour certains systèmes.

Références :

- [1] C.L. White, W.A. Coghlan, *Metall. Trans. A* 8 (9) (1977), 1403–1412.
- [2] R. Dingreville, S. Berbenni, *Acta Mater.* 104 (2016), 237–249.
- [3] J. Petrazoller, J. Guénolé, S. Berbenni, T. Richeton, *Comput. Mater. Sci.* 249 (2025) 113642.
- [4] A. Wazne, J. Petrazoller, J. Guénolé, T. Richeton, S. Berbenni, *Mech. Res. Com.* 149 (2025) 104529.

Une approche couplée thermodynamique et élastique des fluctuations de déplacements atomiques dans les solutions solides

Maylise Nastar^{1*}

¹*SRMP*

**maylise.nastar@cea.fr*

Résumé pour oral

La modélisation des fluctuations d'équilibre de la composition et des déplacements atomiques est cruciale pour une compréhension approfondie des propriétés élastiques, mécaniques et cinétiques des solutions solides. Nous présentons un modèle couplé thermodynamique-élastique qui prédit ces fluctuations à partir des propriétés structurales et thermodynamiques de l'alliage. Notre approche débute par un modèle thermodynamique des fluctuations de composition qui prend en compte les effets d'ordre à courte distance, à partir duquel nous dérivons les fluctuations du champ de déformation élastique minimisant l'enthalpie libre de Gibbs.

Cette approche permet d'obtenir des expressions analytiques simples pour les propriétés statistiques du champ de déplacement atomique, notamment les composantes de cisaillement et les corrélations spatiales. Les paramètres du modèle sont des variables thermodynamiques bien définies, telles que l'enthalpie libre, les paramètres de maille et les constantes élastiques, et intègrent naturellement les effets de la composition et de la température.

Nous introduisons une modélisation des effets de taille finie sur les fluctuations de composition afin de valider notre modèle par rapport à des simulations de dynamique moléculaire publiées précédemment. Notre travail souligne l'impact significatif des effets non linéaires — provenant des écarts à la loi de Vegard et des hétérogénéités des constantes élastiques — que les modèles élastiques conventionnels de distorsion de réseau, basés sur le formalisme de l'inclusion d'Eshelby, parviennent difficilement à capturer.

Localisation de la déformation - écrouissage

Changements de phase et plasticité

Benoît Appolaire*

Université de Lorraine, CNRS, IJL, F-54000 Nancy

**benoit.appolaire@univ-lorraine.fr*

J'aborderai plusieurs problèmes associés aux interactions entre changements de phase (plutôt contrôlés par la diffusion) et plasticité, interactions s'entendant dans les deux sens : influence de la plasticité sur la migration des interfaces d'une part ; influence de la migration des interfaces sur la plasticité d'autre part. Je me placerai essentiellement du point de vue de la simulation numérique, à l'échelle mésoscopique des microstructures (champ de phase et automates cellulaires), avec les outils habituels des milieux continus.

J'illustrerai ce qu'on a pu apprendre du couplage avec les descriptions les plus simples de la plasticité (modèles macroscopiques, ou au mieux de plasticité cristalline), en termes d'évolution morphologique (formes et arrangements) et de cinétique. Si pour les évolutions morphologiques, l'influence de la plasticité n'est pas toujours marquante, si l'on excepte le cas bien connu de la mise en radeau dans les superalliages base Ni, je montrerai qu'il est difficile de prédire l'impact de la plasticité sur les cinétiques sans avoir recours aux simulations.

J'illustrerai également l'autre versant du couplage avec l'évolution de la plasticité pendant une transformation en montrant comment l'effet Greenwood-Johnson est effectif dans une microstructure complexe, polycristalline, pour donner lieu à l'effet TRIP.

Enfin, je terminerai par le cas de la précipitation discontinue aux joints de grains. Je présenterai des travaux très récents montrant qu'une modélisation correcte de ce type de transformation est impossible sans prendre en compte la relaxation plastique à l'interface, ce qui pose en retour la question, commune à l'ensemble des travaux évoqués, de la définition même de la déformation libre.

Analyse de l'interaction bandes de glissements/joints de grains par topographie AFM et mesures d'orientations EBSD.

Charlie KAHLOUN¹ ; Ghiath MONNET².

¹ LSPM-CNRS : 99 Avenue Jean Baptiste Clément, 93430 Villetaneuse; ayda.majoul@lspm.cnrs.fr

² EDF-R&D : Avenue des Renardières, 77250 Écuelles; ghiathmonnet@yahoo.fr

La localisation de la déformation plastique dans les bandes de glissement et la discontinuité d'orientation entre grains constitue un paramètre essentiel de l'endommagement aux joints des polycristaux. La concentration de contrainte qui est un des facteurs de cet endommagement dépend de la nature du joint et des systèmes de glissements activés dans les grains. Le comportement du joint est alors décrit en termes d'interactions entre bandes de glissement et joint de grain. Classiquement les interactions sont classées en deux familles : la transmission et la non-transmission [1].

La présente étude se propose de caractériser qualitativement et quantitativement l'interaction bandes de glissement-joints de grain dans un acier 316L dans les cas de transmissions directes et indirectes de la déformation plastique, figure 1.

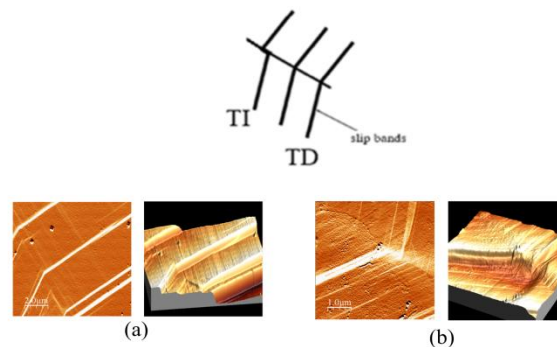


Figure 1 : AFM, scans dérivée et topographique (a) Transmission directe. (b) Transmission indirecte

Nous utilisons l'EBSID pour identifier les systèmes de glissement actifs et calculer les coefficients de transmission au sens de Luster [2]. L'AFM permet d'obtenir la topographie des bandes de glissement sur une éprouvette de traction lors d'un essai in-situ et d'évaluer le gradient de cette topographie. Nous montrons que ce gradient est une fonction croissante du cisaillement [3,4] ce qui permet d'en faire un indicateur de la polarisation des bandes de glissement. L'interaction est alors décrite en termes de systèmes de glissement actif, de coefficient de transmission et de polarisation des bandes aux voisinages de grains.

[1] Bayerschen E., 2016. Review on slip transmission criteria in experiments and crystal plasticity models. *Journal of Materials Science*.

[2] Luster J., 1995. Compatibility of deformation in two-phase ti-al alloys : Dependence on microstructure and orientation relationships. *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 26, p. 1745–1756.

[3] C. Kahloun, L.T. Le, G. Monnet, M.-H. Chavanne, E. Ait, P. Franciosi, "Topological analysis of {110} slip in an a-iron crystal from in situ atomic force microscopy", (2018).

[4] C. Kahloun, G. Monnet, S. Queyreau, L.T. Le, P. Franciosi, "A comparison of collective dislocation motion from single slip ; quantitative topographic analysis during in-situ AFM room temperature tensile tests on Cu and Fea crystals", (2016).

Bandes de déformation et structures de dislocations en visco-plasticité cristalline en grandes transformations

Jean-Michel Scherer^{1*}

¹Mines Paris, Université PSL, Centre des Matériaux (MAT), UMR7633 CNRS, Versailles, 78000, France

*jean-michel.scherer@minesparis.psl.eu

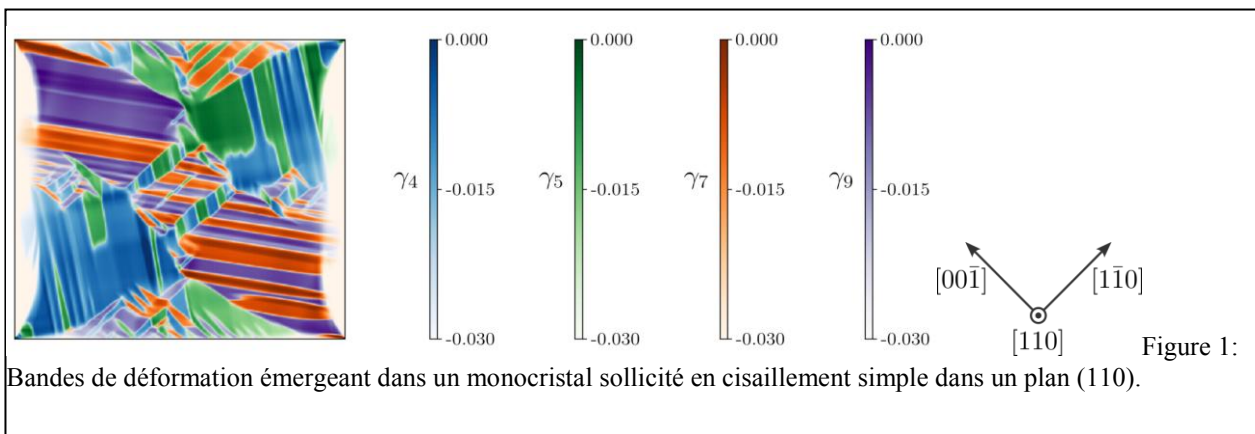
Résumé pour oral

La plasticité cristalline à fort durcissement latent conduit à une organisation hétérogène de la déformation plastique, caractérisée par la formation de régions de glissement simple séparées par des structures denses en dislocations. De tels motifs sont documentés expérimentalement et observés dans des simulations de dynamique des dislocations. Néanmoins, la question de la sélection de la taille caractéristique de ces motifs reste ouverte, en particulier lorsqu'on cherche à les décrire dans un cadre continu.

Dans ce travail, nous étudions la formation de bandes de déformation et de murs de dislocations à l'aide d'un modèle de visco-plasticité cristalline en grandes transformations fondé sur l'évolution de densités de dislocations. Les interactions entre dislocations portées par différents systèmes de glissement sont introduites via une matrice d'interaction, permettant de tenir compte de la nature des différentes jonctions formées entre ces systèmes. En régime faiblement dépendant de la vitesse, le modèle prédit l'émergence spontanée de microstructures lamellaires constituées de régions de glissement simple (Figure 1), en accord qualitatif avec les observations expérimentales.

Cependant, en l'absence de longueur interne, la taille de ces structures dépend uniquement de paramètres numériques et géométriques et ne peut être reliée à des mécanismes physiques identifiables. Pour pallier cette limitation, le modèle est enrichi par une formulation à gradient de glissement plastique cumulé, introduisant une longueur caractéristique associée à l'énergie stockée dans les hétérogénéités de déformation. Cette première tentative de régularisation permet de contrôler l'épaisseur des zones denses en dislocations et la taille caractéristique des régions qu'elles entourent.

Les résultats montrent que la taille des structures de déformation suit une loi de puissance en fonction de la longueur interne introduite. Des simulations de polycristaux en deux et trois dimensions indiquent en outre que ces mécanismes de microstructuration persistent à l'échelle du grain du fait de la multiaxialité du chargement local induit par le voisinage.



Plasticité cristalline : sur un nouveau modèle d'écrouissage monocristallin basé sur les densités de dislocations pour métaux CFC

Yuxiao Han^{1*}, Mohamed Jebahi¹, Vincent Taupin², Stéphane Berbenni¹, Olivier Bouaziz¹

¹LEM3, Université de Lorraine, CNRS, Arts et Métiers Institute of Technology, 57070 Metz

²SIMaP, Université Grenoble Alpes, CNRS, Grenoble INP, 38000 Grenoble

*yuxiao.han@univ-lorraine.fr

Résumé pour oral

Le modèle Kocks-Mecking classique basé sur l'évolution de densités de dislocations a été largement employé afin de décrire l'écrouissage de matériaux variés. Néanmoins, sa capacité de prédiction concernant l'évolution de l'écrouissage demeure discutable, en raison d'une surestimation de celui-ci lors de la restauration dynamique (i. e. dans la transition du stade II au stade III).

Dans ce contexte, une nouvelle formulation de modèle d'écrouissage monocristallin est proposée. Celle-ci est basée sur une nouvelle équation d'évolution des densités de dislocations qui garde le même nombre de paramètres matériaux que celui de Kocks-Mecking. Il s'agit d'une extension d'un modèle phénoménologique à la plasticité cristalline (CP) pour des métaux et alliages CFC (cubiques à faces centrées). Pour comparaison, le modèle Kocks-Mecking en plasticité cristalline (CP-KME : « Kocks-Mecking equation ») et le nouveau modèle proposé (CP-NME) sont appliqués en plasticité monocristalline à l'étude de la réponse mécanique de cuivre monocristallin, y compris la réorientation du réseau cristallin et la contrainte en fonction de la déformation, pour plusieurs orientations cristallines initiales.

Les différences entre les deux modèles sont analysées, ce qui présente la meilleure prédiction du CP-NME vis-à-vis des résultats expérimentaux de traction uni-axiale, particulièrement à large déformation, pour des orientations initiales différentes, et ce qui souligne les limites du modèle CP-KME à cause de sa formulation décrivant de façon indépendante accumulation et annihilation des dislocations.

En effet, ce nouveau modèle (CP-NME) fournit une solution alternative par rapport à CP-KME pour la modélisation d'écrouissage en plasticité cristalline et apporte un nouveau regard sur la saturation de l'écrouissage.

Modélisation des dislocations dans des oxydes perovskites

Gabrel Tsogo Onana*, Pierre Hirel, Philippe Carrez

Univ. Lille, CNRS, INRAE, Centrale Lille, UMR 8207 UMET Unité Matériaux et Transformations, F-59000 Lille, France

* igor-gabrel.tsogo-onana@univ-lille.fr

Résumé pour une présentation orale

Les oxydes perovskites de formule générale ABO_3 où A et B sont des cations, sont des céramiques et à ce titre, sont censés être des matériaux fragiles. La découverte de multiples systèmes de glissement et de la mobilité des dislocations dans $SrTiO_3$ [1], $KNbO_3$ [2] et $KTaO_3$ [3] ont prouvé que certains de ces matériaux peuvent se déformer plastiquement. Cependant, à température ambiante la plasticité ne s'active pas dans toutes les perovskites. La question des critères permettant la plasticité reste donc ouverte.

Dans ce travail, nous utilisons la DFT et la dynamique moléculaire pour modéliser différentes perovskites parmi lesquelles $BaSnO_3$, $CaSiO_3$, $NaTaO_3$ et $CaTiO_3$, afin d'identifier les systèmes de glissement et d'étudier les dislocations. Le calcul des γ -surfaces prédit l'activation des mêmes systèmes de glissement dans chaque perovskite, avec des énergies de défauts d'empilements similaires. Ce calcul ne permettant pas de dégager un critère de fragilité ou de plasticité dans ces matériaux, nous avons donc modélisé explicitement les dislocations afin de déterminer leur structure de cœur et leur mobilité.

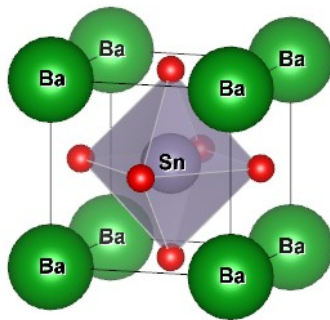


Figure 2: Maille élémentaire de $BaSnO_3$

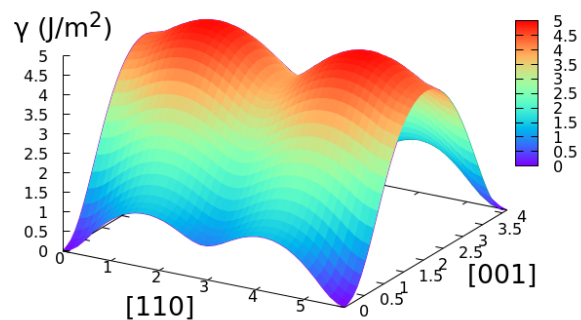


Figure 1: γ -surface du plan $(\bar{1}10)$ dans $BaSnO_3$

- [1] D. Brunner, S. Taeri-Baghdadrani, W. Sigle, et M. Rühle, « Surprising Results of a Study on the Plasticity in Strontium Titanate », *J. Am. Ceram. Soc.*, vol. 84, n° 5, p. 1161-1163, mai 2001, doi: 10.1111/j.1151-2916.2001.tb00805.x.
- [2] A. F. Mark, M. Castillo-Rodriguez, et W. Sigle, « Unexpected plasticity of potassium niobate during compression between room temperature and 900°C », *J. Eur. Ceram. Soc.*, vol. 36, n° 11, p. 2781-2793, sept. 2016, doi: 10.1016/j.jeurceramsoc.2016.04.032.
- [3] X. Fang *et al.*, « Room-temperature bulk plasticity and tunable dislocation densities in $KTaO_3$ », *J. Am. Ceram. Soc.*, vol. 107, n° 11, p. 7054-7061, 2024, doi: 10.1111/jace.20040.

Formation de paires de crans et mécanismes de montée des dislocations dissociées dans les métaux CFC

Erik Bitzek^{1*}, Sergei Starikov², Daria Smrinova^{1,2}

¹*Max Planck Institute for Sustainable Materials, Düsseldorf, Germany*

²*ICAMS, Ruhr-Universität Bochum, Germany*

**e.bitzek@mpi-susmat.de*

Résumé pour : oral

Les crans (jogs) le long des dislocations constituent des sites privilégiés de ségrégation des lacunes et conditionnent la montée des dislocations. Dans des conditions de forte sursaturation en défauts ponctuels — telles qu’après une trempe ou une irradiation — la disponibilité des crans le long de la ligne de dislocation peut devenir le facteur cinétiquement limitant de la montée. La compréhension des mécanismes de nucléation des paires de crans est donc essentielle pour la modélisation de la cinétique du fluage par dislocations.

La formation de paires de crans sur des dislocations coin dissociées dans les métaux cubiques à faces centrées a été étudiée par Thomson et Balluffi [J. Appl. Phys. 1962], et des simulations atomistiques ultérieures [Sarkar et al., Phys. Rev. B 2012] ont confirmé le mécanisme proposé. Toutefois, ces deux études supposaient l’existence préalable d’une configuration particulière de lacunes au voisinage de la dislocation servant de germe initial.

À l’aide de simulations de dynamique moléculaire à haute température de dislocations dans du nickel sursaturé en lacunes, nous identifions une voie alternative ne nécessitant aucun noyau prédéfini. Nous mettons en évidence le rôle de tubes de lacunes orientés en directions $\langle 110 \rangle$ dans la montée des dislocations coin et des dislocations à 60° , et proposons un nouveau mécanisme de montée pour les dislocations à 30° , impliquant deux glissements déviés successifs de la dislocation partielle de caractère vis. Ces résultats montrent comment des simulations atomistiques peuvent améliorer la description mésoscopique du fluage et du recuit.

Introduction de la localisation en bandes de glissement plastique à l'échelle du grain. Application à l'homogénéisation polycristalline

Maxime Sauzay^{1*}, Diogo Goncalves^{2,3}, Igor Simonovski⁴, Laurent Dupuy¹

¹CEA Saclay, Paris-Saclay, France

²Anciennement, SEMT, CEA Saclay, Université Paris-Saclay, France

³Actuellement, centre de recherche des Renardières, EDF, France

⁴JRC Petten, Pays-Bas

*maxime.sauzay@yahoo.fr

Résumé pour : oral

L'observation des métaux et alliages déformés a montré depuis plus d'un demi-siècle l'existence de bandes de glissement à l'échelle des grains ou des monocristaux. L'observation à différentes échelles a mis en évidence ces bandes d'épaisseur, t , comprise entre la dizaine de nm et quelques microns, dans lesquelles se localise le glissement plastique. Leur formation est avérée lors de :

- La déformation monotone des métaux et alliages CFC ainsi que dans le Fer CC (selon T)
- La déformation cyclique des métaux et alliages CFC, HC et CC (selon T)
- La déformation monotone des métaux et alliages CFC, CC et HC irradiés si la dose est supérieure à typiquement 0.1 déplacement par atome (dpa) à température ambiante.

La simulation micromécanique de la formation de ces bandes est hors de portée de cet exposé. Mentionnons les travaux sur la formation de dipôles ou de boucles prismatiques, qui peuvent ensuite être traînés ou balayés vers des zones denses en dislocations (chargement cyclique). Des simulations par DD ont permis de reproduire la formation de ces bandes, notamment lors de la déformation plastique de métaux irradiés, ou la déformation cyclique de métaux CFC.

Notre propos, ici, est d'introduire dans chaque simulation polycristalline dédiée à un matériau, sous un chargement donné, ces bandes, leur épaisseur t mesurée et leur évolution observée (multiplication versus densité constante). L'objectif est de découvrir quelles propriétés de la déformation polycristalline peuvent ainsi s'expliquer. Deux types de calculs sont introduits :

- Les calculs par éléments finis multicristallins (maillage explicite des bandes dans chaque grain). Les résultats dépendent donc du rapport de forme t/L , avec L la taille de grains;
- Les calculs à champs moyens (schéma de type Mori-Tanaka, avec des bandes de glissement individuelles, ellipsoïdes, de rapport de forme t/L , noyées dans une matrice élastique).

D'après une large confrontation aux résultats expérimentaux, introduire la localisation reproduit :

- L'écrouissage quasi-linéaire lors de la déformation des polycristaux CFC à faible énergie de faute d'empilement, et du nickel hydrogéné, avec des densités de bandes constantes ;
- L'effet Hall-Petch avec la dépendance du pré-facteur de la loi avec le métal ou alliage CFC étudié (Al, Cu, Ni, 316L, Cu30%Zn);
- L'écrouissage d'une large gamme du fer CC irradiés à faible dose (absence de bandes de glissement), mais aussi son absence si la dose motive l'introduction des bandes de glissement dans les calculs d'homogénéisation. Augmentations des limites d'élasticité courbes de traction et lois de Hall-Petch expérimentales et simulées sont en accord.

L'introduction des bandes de glissement, ou non, et de la valeur de leur épaisseur caractéristique explique et reproduit certains mécanismes observés lors de la déformation des polycristaux. Ils motivent le développement de modèles analytiques et de simulations de l'apparition de ces bandes.

Mécanismes de déformation à haute température du dioxyde d'uranium polycristallin

Antoine Dumas¹, Jacques Léchelle¹, Florian Le Hello¹, Andrea Sanchez¹, Xavière Iltis¹, Thomas Helfer¹, Philippe Garcia^{1*}

¹CEA, DES, IRESNE, DEC, Cadarache 13108 Saint-Paul-Lez-Durance

*philippe.garcia@cea.fr

Résumé pour : oral

Le dioxyde d'uranium est un oxyde non-stœchiométrique en oxygène pour lequel les propriétés viscoplastiques ont une importance clé vis-à-vis de son comportement en service. Par ailleurs, les mécanismes de déformation de ce matériau sont encore mal connus et dans cette présentation nous discutons de ces mécanismes à partir d'essais de compression-relaxation réalisés sur des pastilles cylindriques frittées, à des températures élevées (1400°C-1600°C) et à des contraintes suffisantes pour activer les différents systèmes de glissement.

Nous illustrons le fait que le dioxyde d'uranium est sujet à des phénomènes de fluage restauration et à cette fin, nous nous appuyons sur trois approches complémentaires. La première consiste à suivre les variations de hauteur des éprouvettes polycristallines au cours d'essais réalisés à vitesse de déformation constante. Par ailleurs, les chargements sont imposés à différentes vitesses de déformation, températures et pressions partielles d'oxygène.

Ces essais sont complétés par des caractérisations microstructurales détaillées des échantillons déformés. Celles-ci sont réalisées par microscopie optique et électronique et par EBSD (Electron Backscatter Diffraction). Elles illustrent l'accommodation de la déformation macroscopique des cylindres par fragmentation des grains et l'émergence de sous-joints séparant les grains d'origine en zones désorientées de quelques degrés l'une de l'autres. Nous proposons une corrélation entre les microstructures observées et les conditions dans lesquelles les essais sont réalisés.

Finalement, une analyse des résultats est proposée sur la base de modèles macroscopiques de comportement. Nous montrons par exemple que la vitesse de déformation en régime quasi-stationnaire est correctement représentée par le produit d'une loi puissance de la contrainte par une loi puissance de la pression partielle d'oxygène ($\dot{\epsilon} = A \frac{\mu b}{k_b T} e^{-E/kT} \left(\frac{\sigma}{\mu}\right)^n p_{O_2}^\alpha$, σ contrainte de Cauchy, T température, p_{O_2} pression partielle d'oxygène. L'exposant de la contrainte est de l'ordre de 5 et celui de la pression partielle d'oxygène est proche de 1/6. Le premier exposant est compatible avec un mécanisme de fluage-restauration. L'exposant de la pression partielle d'oxygène ainsi que la dépendance à la température peuvent être interprétés sur la base d'un mécanisme pour lequel la restauration est contrôlée par la diffusion de l'élément le moins mobile, à savoir le cation. Si ces approches peuvent être justifiées partiellement par des modèles microscopiques, elles sont en défaut pour décrire la complexité des réponses du matériau et en particulier les phénomènes associés au fluage primaire ou à la relaxation. Nous discutons de la pertinence de lois de comportement présentant une seule variable interne mais qui permettent néanmoins de reproduire certaines des tendances observées.

Session poster

Compréhension des mécanismes de soudage diffusion d'un alliage de titane biphasé $\alpha+\beta$, le TA6V

Laurine Carcone^{1,2*}, Bernard Viguier², Moukrane Dehmas², Emma Piozin¹

¹ CEA, LITEN, Laboratoire de Conception et Assemblage (LCA), Grenoble, France

² CIRIMAT, Université de Toulouse, INP de Toulouse, ENSIACET, Toulouse, France

**Email de l'auteur présentant*

Résumé pour poster

Dans le cadre de ma thèse je cherche à approfondir la compréhension des mécanismes gouvernant le soudage diffusion par CUC (Compression Uniaxiale à Chaud) du Ti-6Al-4V (TA6V). Il s'agit de l'alliage de titane $\alpha+\beta$ le plus utilisé dans l'industrie (aéronautique, spatial, médical...) en raison du bon compromis qu'il présente entre résistance à la corrosion, formabilité et résistance mécanique.

Le soudage diffusion est un procédé d'assemblage à l'état solide qui permet d'obtenir une soudure de haute qualité pour des pièces complexes sans matériau d'apport. Cette soudure peut présenter des propriétés mécaniques et une microstructure identiques à celles du matériau mère.

L'étude vise à identifier l'influence conjointe des paramètres matériaux et des paramètres de cycle sur la qualité de la soudure. Trois microstructures d'une même coulée de TA6V sont considérées afin d'évaluer le rôle de la taille de grains et de la morphologie : un état à réception à grains α fins texturés morphologiquement, un état équiaxe à grains α 3 fois plus gros et un état martensitique α' composé d'aiguilles fines dont la participation aux phénomènes de soudage diffusion reste méconnu. Par ailleurs, l'effet de la température, de la pression, du temps de palier et de la rugosité de surface sur la fermeture des pores et la progression de soudage est étudié.

L'avancement du soudage diffusion est analysé à travers l'évolution des mécanismes de plasticité et de diffusion intervenant à l'interface : le glissement des dislocations, le mouvement/migration des joints de grains, le déplacement de l'interface, la recristallisation locale, la diffusion chimique des éléments proche interface et la fermeture des pores. Ces mécanismes sont caractérisés par différentes techniques. Des observations microscopiques, optique, et MEB (contraste chimique (BSE), analyses chimiques (EDX), diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD)), et des essais de dureté sont menés proche et hors interface.

Cette approche multi-échelle permet de relier les mécanismes de plasticité activés lors du cycle de CUC à la qualité finale du joint, et d'identifier les conditions favorisant un soudage diffusion optimal du TA6V.

Contribution des dislocations $\langle 100 \rangle$ à la plasticité dans un métal de transition de structure cubique centrée: le Cr

Aurélia Aiguespares¹, Daniel Caillard², Emmanuel Clouet¹, Brigitte Décamps³ et Estelle Meslin¹

¹CEA Saclay/S2CM/SRMP

²CEMES, Université de Toulouse

³IJLLab, Université Paris-Saclay/CNRS

*estelle.meslin@cea.fr

Dans les réacteurs à eau pressurisée (REP), le gainage du combustible, en alliage de zirconium, peut être revêtu d'une couche de chrome afin de limiter la fragilisation par oxydation, notamment en conditions accidentelles [1]. En conditions de fonctionnement, il est soumis à de fortes pressions et à des températures de l'ordre de 300-330°C. Pour pouvoir garantir l'intégrité de cette couche de Cr, il est nécessaire de comprendre l'évolution des propriétés mécaniques du chrome en température. Le Cr présente un comportement mécanique atypique par rapport aux autres métaux de même structure cristallographique cubique centrée, notamment le Fe et le Ta. Des études théoriques récentes ont montré que sa plasticité serait pilotée non seulement par des dislocations vis de vecteur de Burgers $b = a/2\langle 111 \rangle$ mais également par des dislocations de type $a\langle 100 \rangle$ [2]. Ces dernières sont souvent écartées car la norme de leur vecteur de Burgers est légèrement plus élevée que les conventionnelles $\frac{1}{2}\langle 111 \rangle$. Dans ce travail, nous avons montré expérimentalement par microscopie électronique en transmission (MET) l'existence de dislocations 100 dans du Cr lors d'essai de compression uniaxiaux à 350°C (Fig 1). En parallèle, nous avons déterminé que leur plan de glissement serait de type $\{301\}$ par des essais de traction in-situ dans le MET réalisés à 200°C.

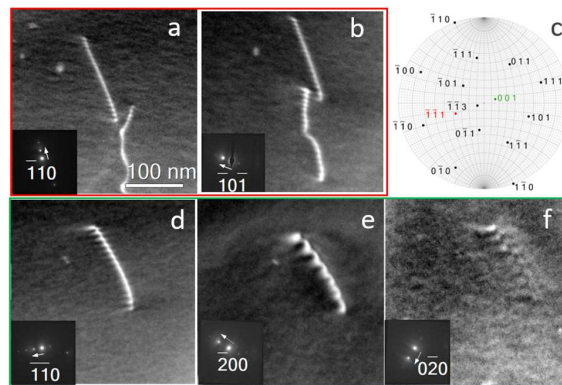


Fig. 1 : Dislocation de type $a\langle 100 \rangle$ imagée en axe de zone $z = [-1-11]$ avec les vecteurs de diffraction a) $g = [-110]$ et b) $g = [-10-1]$ et en axe de zone $z = [001]$ avec les vecteurs de diffraction d) $g = [-1-10]$; e) $g = [-200]$ et f) $g = [0-20]$, Images MET en champ clair inversé ; c) Projection stéréographique correspondante

- [1] J.-C. Brachet, I. Idarraga-Trujillo, M.L. Flem, M.L. Saux, V. Vandenberghe, S. Urvoy, E. Rouesne, T. Guilbert, C. Toffolon-Masclat, M. Tupin, C. Phalippou, F. Lomello, F. Schuster, A. Billard, G. Velisa, C. Ducros, F. Sanchette, Early studies on Cr-Coated Zircaloy-4 as enhanced accident tolerant nuclear fuel claddings for light water reactors, *Journal of Nuclear Materials* 517 (2019) 268–285. <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2019.02.018>.
- [2] B. Bienvenu, C.C. Fu, E. Clouet, Impact of magnetism on screw dislocations in body-centered cubic chromium, *Acta Materialia* 200 (2020) 570–580. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2020.09.041>.

Effet de la prise en compte de la localisation de la déformation plastique sur la prévision de durée de vie

Mathieu MUSY-HASPEL^{1*}, Aldo MARANO¹, Samuel FOREST², Lionel GELEBART³

¹DMAS, ONERA, Université Paris-Saclay, F-92322, Châtillon, France

²Mines Paris PSL, Centre des matériaux, NRS UMR 7633, Versailles, France

³Université Paris-Saclay, CEA, SRM, Gif-sur-Yvette, 91191, France

[*mathieu.musy--haspel@onera.fr](mailto:mathieu.musy--haspel@onera.fr)

Résumé pour : poster

Lors d'un chargement cyclique, en particulier à faible niveau de déformation, le temps nécessaire à l'amorçage d'une fissure peut représenter la majeure partie de la durée de vie en fatigue. La prévision du nombre de cycles à l'amorçage constitue donc un enjeu central pour le dimensionnement des pièces. Dans les superalliages base nickel tels que l'Inconel 718, l'amorçage des fissures de fatigue est étroitement lié à la formation de bandes de glissement persistantes, au sein desquelles la déformation plastique se localise. Ces bandes résultent de l'accumulation irréversible de dislocations qui s'organisent progressivement en structures pouvant générer des marches en surface ou aux joints de grains, le long desquelles les fissures s'amorcent préférentiellement.

La formation de ces bandes dépend fortement de la microstructure locale. Il est donc nécessaire de se placer à cette échelle pour prédire la durée de vie à l'amorçage. L'état de l'art actuel repose donc généralement sur des calculs de plasticité cristalline réalisés sur des microstructures polycristallines numériques, dont les résultats servent à construire des indicateurs de tenue en fatigue (ITF), ensuite reliés à la durée de vie à l'aide de lois empiriques identifiées à partir de données expérimentales. Toutefois, les modèles et résolutions couramment employés dans ces simulations restent peu adaptés à la représentation de la localisation de la déformation sous forme de bandes de glissement. En outre, les critères de durée de vie associés ne rendent pas toujours compte de manière directe des mécanismes physiques gouvernant l'amorçage, en particulier de l'irréversibilité de la déformation plastique.

Ce travail vise ainsi à étudier l'effet de la prise en compte de la localisation de la déformation plastique sur la prévision de durée de vie à l'amorçage. Deux modèles de plasticité cristalline sont considérés : le premier reposant sur une loi de comportement locale adoucissante, le second sur une méthode géométrique dédiées à la représentation des bandes de glissement. Ces deux modèles sont comparés à un troisième pris comme représentatif des approches classiques pour la prévision de durée de vie. La comparaison porte notamment sur l'influence de la localisation sur le comportement mécanique local, en particulier sur le rochet local, marqueur naturel de l'irréversibilité cyclique de la déformation plastique. Enfin un modèle de prévision de durée de vie inspiré du formalisme de

Tanka-Mura-Wu est proposé utilise le rochet pour pondérer l'énergie dissipée locale. Elle est ensuite comparée à une valeur physique d'énergie de surface libre. Cette démarche vise à établir un lien plus direct entre les mécanismes microstructuraux de localisation plastique et les critères de durée de vie à

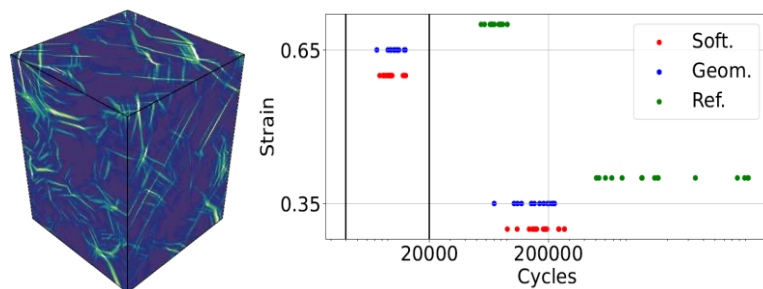


Figure 1. Champ de plasticité cumulée avec localisation de la déformation plastique (gauche) – Prévision de durée de vie (droite)

Assessing entropic and quantum contributions to dislocation glide using *ab initio* calculations and machine learning potentials

Arnaud Allera^{1*}, Lisa Ventelon², David Rodney³, Laurent Proville², Mihai-Cosmin Marinica²

¹ASNR/PSN-RES/SEMIA/LSMA Centre d'études de Cadarache, F-13115 Saint Paul-lez-Durance, France

²Université Paris-Saclay, CEA, Service de Recherche en Corrosion et Comportement des Matériaux, SRMP, 91191 Gif-sur-Yvette, France

³Univ. Lyon, UCBL, Institut Lumière Matière, UMR CNRS 5306, F-69622 Villeurbanne, France

*arnaud.allera@asn.fr

Résumé pour poster

Predicting the plastic response of metals from first principles requires accurate descriptions of dislocation behavior across the full temperature spectrum, from cryogenic conditions to elevated temperatures. Both limits are potentially influenced by crystal vibrations, respectively through zero-point effects and entropy, and pose stringent challenges to atomistic modeling, particularly regarding the reliability of interatomic potentials. This contribution reports on an effort to apply machine learning interatomic potentials (MLIPs), trained on extensive density functional theory calculations of dislocation configurations, to quantify vibrational effects on screw dislocation glide in body-centered cubic iron and tungsten.

At finite temperature, we compute the activation Gibbs free energy for kink-pair nucleation and find that the activation entropy is essentially constant with respect to both temperature and applied stress, consistent with a harmonic transition-state description [1]. This result supports yields stress predictions in agreement with experiments, and contrasts with recent reports based on empirical embedded-atom method (EAM) potentials attributing large and strongly varying entropic contributions to dislocation glide. We identify this discrepancy as an artifact of EAM potentials, which systematically fail to reproduce the topology of the potential energy surface in the vicinity of dislocation cores.

At low temperature, we provide the first quantitative evaluation of quantum zero-point energy (ZPE) corrections to the Peierls stress, combining *ab initio* calculations with MLIP-based simulations. While ZPE corrections reduce the well-documented overestimation of the Peierls stress relative to cryogenic experiments [2], we show that they appear insufficient to fully resolve it — even with highly accurate underlying potential energy surfaces. EAM potentials again strongly overestimate vibrational effects, but the residual discrepancy observed with MLIPs points to limitations that transcend the choice of potential, possibly reflecting fundamental gaps in current theoretical and computational models.

Collectively, these results illustrate both the promise and the current boundaries of MLIP-based modeling of dislocation properties: well-calibrated MLIPs resolve artifacts present in classical potentials and enable improved predictions, yet quantitative discrepancies remain, defining open questions for crystal defect modeling.

[1] Allera, A., Swinburne, T.D., Goryaeva, A.M., Bienvenu, B., Ribeiro, F., Perez, M., Marinica, M.C. and Rodney, D., 2025. Activation entropy of dislocation glide in body-centered cubic metals from atomistic simulations. *Nature Communications*, 16(1), p.8367.

[2] Proville, L., Rodney, D. and Marinica, M.C., 2012. Quantum effect on thermally activated glide of dislocations. *Nature materials*, 11(10), pp.845-849.

[3] A. Allera, L. Ventelon, D. Rodney, L. Proville, M.-C. Marinica, in prep.

Influence d'une phase topologiquement compacte sur les propriétés en traction d'un alliage à haute entropie

Guillaume Laplanche^{1*}, Aditya Srinivasan Tirunilai¹, Alexander Wolf¹

¹Institut des Matériaux, Université de la Ruhr Bochum, Allemagne

*guillaume.laplanche@rub.de

Résumé pour : poster

La précipitation de phases topologiquement compactes (TCP) dans les superalliages, les aciers et les alliages à haute entropie est connue pour provoquer un durcissement et une fragilisation. Elle modifie également la composition de la matrice et la microstructure de l'alliage. Cependant, les rapports existants sur ce sujet ne quantifient que très rarement ces effets, car la déconvolution est complexe et nécessite un ensemble de données volumineux. Dans cette étude [1], nous adressons ce problème en étudiant le comportement mécanique d'un alliage à haute entropie modèle $\text{Cr}_{26}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{20}\text{Ni}_{14}$ (en % at.). Dans l'état initial, l'alliage est monophasé avec une structure cubique à faces centrées (cfc) et la phase TCP σ précipite lors de recuits à hautes températures. En réalisant des recuits entre 700 et 900°C, nous avons généré une grande variété de microstructures biphasées cfc+ σ avec une teneur en phase σ allant jusqu'à 27%. Plusieurs dizaines d'échantillons ont été préparés et testés en traction afin de déterminer l'effet de cette phase sur la limite d'élasticité, la ductilité, l'érouissage et les mécanismes de déformation à 293 et 77 K [1]. Des investigations *in situ* ont en outre révélé la contribution des mécanismes de déformation et de la fissuration des précipités à l'érouissage. Les résultats obtenus sont comparés à un modèle de type composite prenant en compte la génération de dislocations géométriquement nécessaires aux interfaces matrice/précipités et la formation de fissures dans les précipités.

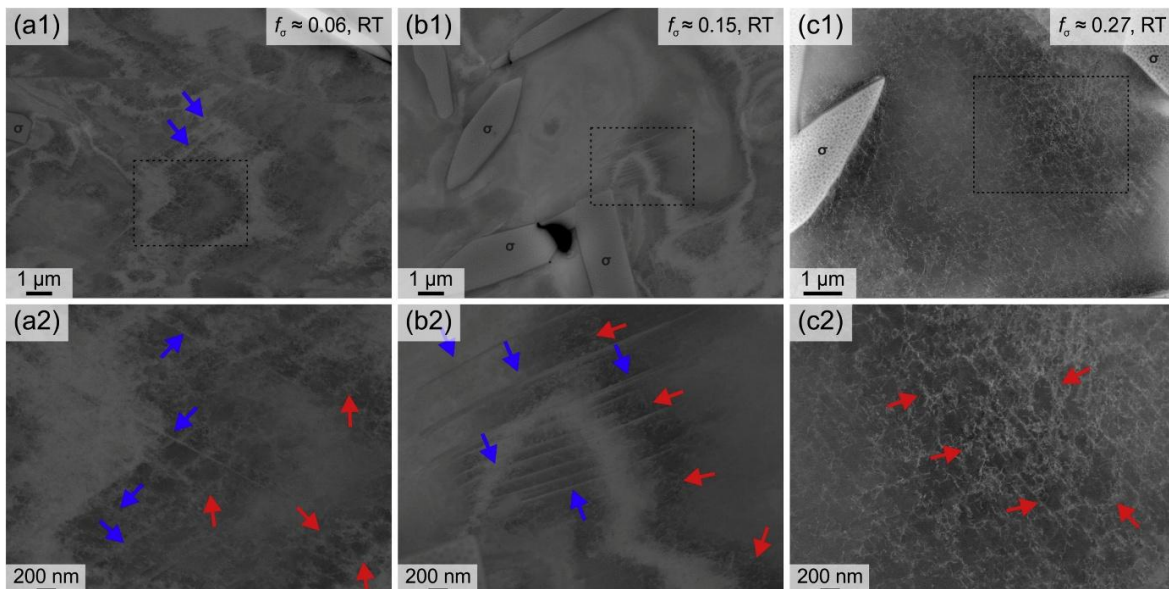


Figure 1 : Microstructures de l'alliage $\text{Cr}_{26}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{20}\text{Ni}_{14}$ imagées par contraste de canalisation des électrons. L'alliage présentant des teneurs en phase σ de 6%, 15% et 27% a été déformé jusqu'à la rupture à température ambiante. Les régions indiquées par des rectangles dans la 1^{ère} rangée d'images sont agrandies dans la 2^{ème} rangée. Les flèches rouges et bleues indiquent respectivement des cellules de dislocation et des macles [1].

[1] A. S. Tirunilai, A. Wolf, G. Laplanche, *Acta Materialia*, **2025**, 301, 121530.

Rupture intergranulaire par formation de phase de Hume-Rothery lors d'essais HRTEM in-situ dans les alliages de cuivre α

Thierry Auger^{1,*}, Maxime Vallet², Bassem Barkia¹, Zehoua Hamouche¹, Julie Bourgon³, Eric Leroy³

¹ PIMM/Arts et Métiers Institute of Technology, CNRS (UMR 8006), CNAM, 151 bd de l'hôpital, 75013 Paris, France

² LMPS/Ecole CentraleSupélec, University Paris-Saclay, France,

³ ICMPE, rue Dunan, Thiais, France

*thierry.auger@ensam.eu

Résumé pour : poster

La compréhension des mécanismes responsables de la rupture ductile dans les matériaux métalliques demeure incomplète, en particulier en ce qui concerne les processus de germination des cavités. Plusieurs mécanismes sont susceptibles d'initier ces cavités : (i) la décohésion à l'interface matrice/précipité, (ii) la nucléation de cavités induite par une transformation de phase, et (iii) la condensation de lacunes. Le rôle des lacunes générées par la déformation plastique est central pour progresser dans l'analyse de ces phénomènes. Néanmoins, ces processus ne sont pas entièrement clarifiés et ont été rarement étudiés expérimentalement à l'échelle atomique.

Cette étude a pour objectif d'améliorer la compréhension des mécanismes de rupture ductile dans les alliages structurels, en particulier ceux liés à la germination des cavités et à leur interaction avec la thermodynamique métallurgique. L'enjeu principal est d'identifier, aux fines échelles, les conditions mécaniques et microstructurales qui favorisent l'initiation des cavités, afin de mieux relier les observations atomiques aux modèles de rupture utilisés aux échelles supérieures, pour lesquels des écarts importants, pouvant atteindre un ordre de grandeur, sont fréquemment constatés.

Dans ce cadre, des essais de traction in situ en HRTEM ont été utilisés pour caractériser la rupture ductile du laiton α Cu-Zn et de l'alliage Cu-16 %Al, à température ambiante. Une décomposition de la solution solide α Cu-Zn (structure CFC) est observée in situ au cours de la phase finale de la rupture normalement ductile, conduisant à la formation, à l'échelle nanométrique, de la phase de type Hume-Rothery Cu_5Zn_8 . Un comportement similaire est observé dans les alliages Cu-Al. Cette transformation de phase induite par la déformation, survenant dans une solution solide par ailleurs stable, se produit à des vitesses extrêmement élevées. Cette décomposition est responsable de l'apparition de grains nanométriques de phase Hume-Rothery Cu_4Zn_8 , suivie d'une rupture de type « ductile » mais présentant de manière surprenante un mode de propagation intergranulaire.

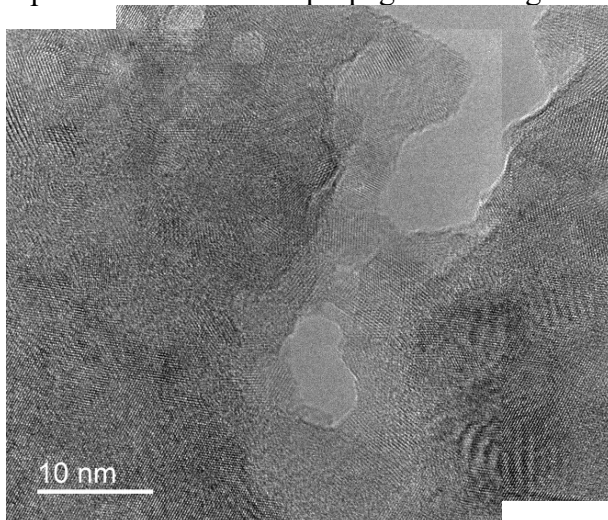


Figure 1 : Germination de cavités en fond de fissure lors d'une sollicitation de traction dans un alliage de Cu30%Zn (HRTEM)

Fatigue crack propagation behavior of materials for terrestrial vehicles

Lotfi Chalbi^{1*}, Amel Samet^{1*}, Latifa Arfaoui¹, Latifa Arfaoui¹, Mourad Ben Afia¹,
Tarek Lazghab and Amna Znaidi

¹*Laboratoire de Mécanique Appliquée et Ingénierie (LMAI), ENIT, UTM Tunisie*

**amel.samet@ipieiem.utm.tn*

Résumé pour oral

The fatigue crack propagation behavior of a representative low-alloy steel commonly used in automotive components such as crankshafts, gears, and axles were systematically investigated.

The

selected material, 42CrMo4 steel, features a hardened surface combined with a tough core, providing high torsional strength under service conditions. Mechanical characterization, including

tensile and fracture toughness tests, was conducted to establish the fundamental material properties. Fatigue crack growth experiments were performed under controlled loading conditions in two different environments in order to assess the influence of environmental effects on crack initiation and propagation. The results show that the environment significantly affects crack growth kinetics, particularly during the propagation phase, while the Paris law parameters remain largely unchanged. Fractographic analyses using scanning electron microscopy (SEM) confirmed the dominant fatigue mechanisms and revealed correlations between crack growth behavior and fracture surface features. These findings provide valuable insights into the durability and reliability

of low-alloy steel components for terrestrial vehicle applications under service-relevant conditions.

KEYWORDS. 42CrMo4 steel, fracture surfaces (SEM), fatigue, crack growth, lubrication.

Nucléation de cavités aux joints de grains

Dôme Tanguy^{1*}

¹Institut Lumière Matière, Université Lyon 1-CNRS, Villeurbanne

*dome.tanguy@univ-lyon1.fr

Résumé pour poster

L'agrégation de lacunes constitue un mécanisme de formation de cavités alternatif à la rupture de particules [1]. Néanmoins, les conditions de leur formation restent confuses. En particulier, la taille critique et les contraintes locales, n'ont pas été évaluées avec tous les détails atomistiques. Le poster montrera des résultats de simulations Monte Carlo, à l'échelle atomique, de la nucléation de cavités au niveau de joints de grains dans Al. La méthode et de premiers résultats sur de petits clusters de lacunes ont été publiés récemment [2]. Pour étudier la formation de cavités, un biais a été introduit dans les simulations, dans l'esprit de la méthode « Umbrella Sampling ». Il a permis de forcer le système à franchir la barrière d'énergie vers la cavité, tout en échantillonnant la structure et l'énergie des clusters de lacunes les plus importants statistiquement le long de la coordonnée de réaction (Fig. 1). Les forces motrices et le niveau de déformation nécessaire sont discutées.

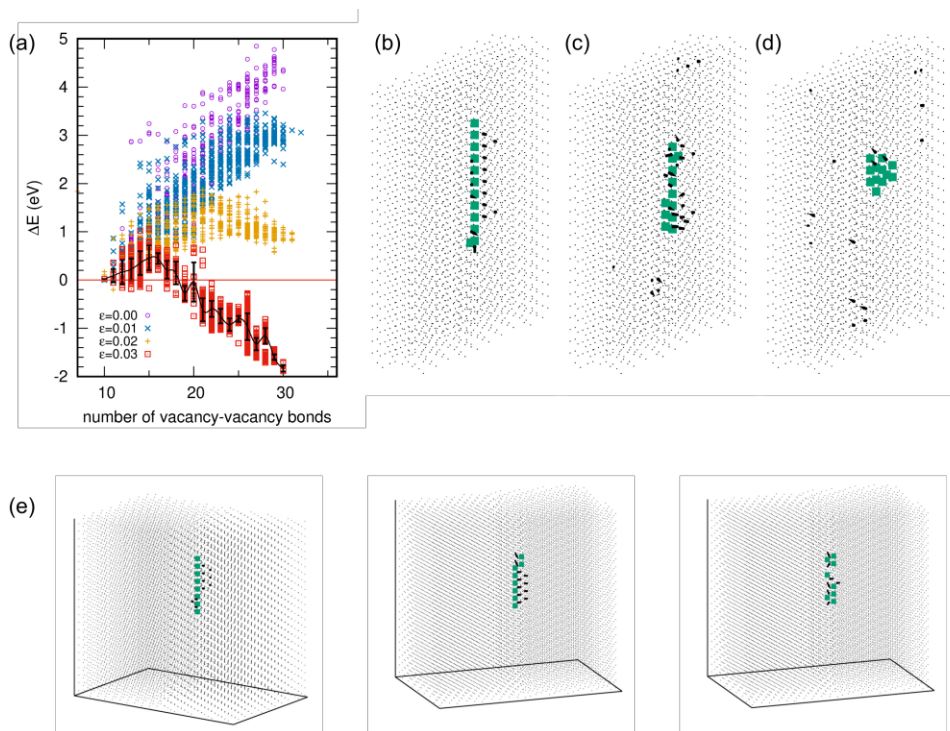


Fig. 1: (a) Variation de l'énergie potentielle en fonction du nombre de liaisons lacune-lacune en position de premier voisin nll (configurations générées par simulations Monte Carlo avec 12 lacunes suivies d'une minimisation de l'énergie potentielle) pour différentes déformations hydrostatiques entre 0 et 3% élastique, (b, c, d) trois configurations représentatives $nll=12$, 15 et 30, i.e. configurations initiale, col et finale le long du chemin de réaction (a). (e) Trois configuration $nll=7$ illustrant la complexité du champ de déplacement (flèches noires) autour des clusters de lacunes (carrés verts), simulations avec 8 lacunes.

[1] "Void nucleation during ductile rupture of metals: A review" P. J. Noell et al. Prog. Mat. Sci. **135** 101085 (2023)

[2] "Sampling vacancy configurations with large relaxations using Smart Darting" **D. Tanguy** Phys. Rev. Mat. **8** 033604 (2024)

Interaction clivage plasticité en fond de fissure : Etude expérimentale des cas de fragilisation du Ti-6Al-4V et Titane Grade 2 par le lithium liquide

Itza Camila Hittner,^{1,*} Bassem Barkia,¹ Jean-Louis Courouau³, Maxime Vallet,² Louis Cornet,² Julie Bourgon⁴, Nelly Cavalière³, Jules Phocas³, Thierry Auger¹

¹ PIMM/Arts et Métiers Institute, CNRS (UMR 8006), CNAM 151 bd de l'hôpital, 75013 Paris, France

² LMPS/Ecole CentraleSupélec, Université Paris-Saclay, France,

³ Service de Recherche en Corrosion et Comportement des Matériaux, Université Paris-Saclay, CEA, Gif-sur-Yvette 91191, France

⁴ ICMPE, UMR7182 CNRS/UPEC, Thiais, France

*E-mail : itza-camila.hittner@ensam.eu

Résumé pour : poster

La fragilisation par métal liquide (FML) est un phénomène qui se caractérise par la réduction des propriétés mécaniques d'un métal solide induite par l'adsorption d'un métal liquide à sa surface. Nous présentons un nouveau cas de fragilisation de deux alliages de titane par le lithium liquide. Les résultats des essais de traction en lithium à 300°C montrent une forte fragilisation par lithium liquide pour l'alliage de titane de type α - β (Ti-6Al-4V) et dans certaines conditions également pour du titane α de pureté commerciale (Grade 2). Le mode de rupture majoritaire observé pour les deux matériaux ici est le clivage, ce qui distingue ce système de la plupart des autres cas en FML pour lesquels la fissuration intergranulaire est le mode de rupture observé usuellement. Par ailleurs, des essais de traction réalisés sur le titane grade 2 à différentes températures et vitesses de sollicitation montrent l'apparition d'une transition ductile-fragile, soulignant le rôle déterminant des paramètres thermomécaniques dans l'activation du mécanisme de fragilisation.

Des caractérisations à petites échelles du chemin de fissuration par microscopie électronique en transmission révèlent que, dans le cas du Ti-6Al-4V, la fissure fragile se propage préférentiellement le long des plans cristallographiques basaux (0001) de la phase α . Cette rupture par clivage s'accompagne également de phénomènes de micro-plasticité locale induite par le fond de fissure (émission de dislocation, micro-zone écrouie) permettant d'interpréter les structures sur la surface de rupture (rivières de clivage, structures de fluting). L'ensemble des résultats identifie le système titane-lithium comme un système modèle original pour l'étude des interactions entre mécanismes de clivage et plasticité locale dans les hexagonaux compacts.

« *In situ* and *ex situ* characterization of dislocation dynamics in photovoltaic silicon »

Sirine Houam¹, Gabrielle Regula¹, Isabelle Périchaud¹, Guillaume Reinhart¹, Olivier Palais¹, Loïc Patout¹, Fabrice Guittonneau², Laurent Barrallier², Etienne Pihan³, Mickael Albaric³, Benoit Marie³, Asma Medjahed³, Nathalie Mangelinck Noël¹

¹ Aix-Marseille Univ, Université de Toulon, CNRS, IM2NP, Marseille, France

² Arts et Métiers Institute of Technology, MSMP, 2 cours des Arts et Métiers, 13617 Aix-en-Provence, France

³ Univ. Grenoble Alpes, CEA, Liten, Campus Ines, 73375, Le Bourget du Lac, France

Email of the corresponding and presenting author: sirine.houam@im2np.fr

Crystalline silicon is the base of conventional solar cell manufacturing. Several crystallographic defects at different scales (e.g. dislocations and sub-grains) can form during the silicon material fabrication processing including: seed heating, solidification and cooling down.

In our study, we investigate crystalline silicon model samples extracted from ingots fabricated with Czochralski and Cast-mono processes. These samples exhibit cellular dislocation cells. These defects may form either during or after growth, as a result of thermal and mechanical stresses. These model samples are used as seeds in our solidification experiments. Using *in situ* X-ray imaging during solidification (Topography and Radiography), we characterize the behavior of the dislocation cells during seed heating and the dislocation dynamics during silicon solidification. **Figure 1** shows X-ray topography images of the sample used as a seed during heating, where dislocation cell walls are highlighted by a dark contrast which can be directly related to areas of high local crystal distortion.

Rocking Curve Imaging analysis is also performed on this sample and also on bare wafers extracted from the same ingots to characterize dislocations at the scale of the ingots and to evaluate the impact of this type of dislocations among other type of defects, on the crystal distortions and formation of sub-grains.

Studying this particular type of defects is crucial because they act as recombination centers for minority carriers, thus directly impacting not only the efficiency of solar cells, but also their mechanical properties, as they can serve as initiation sites for cracking. Currently, Micro-Wave phase shift (μ WPS) lifetime mapping is being performed on samples from the same ingot to better understand the electrical activity of these defects.

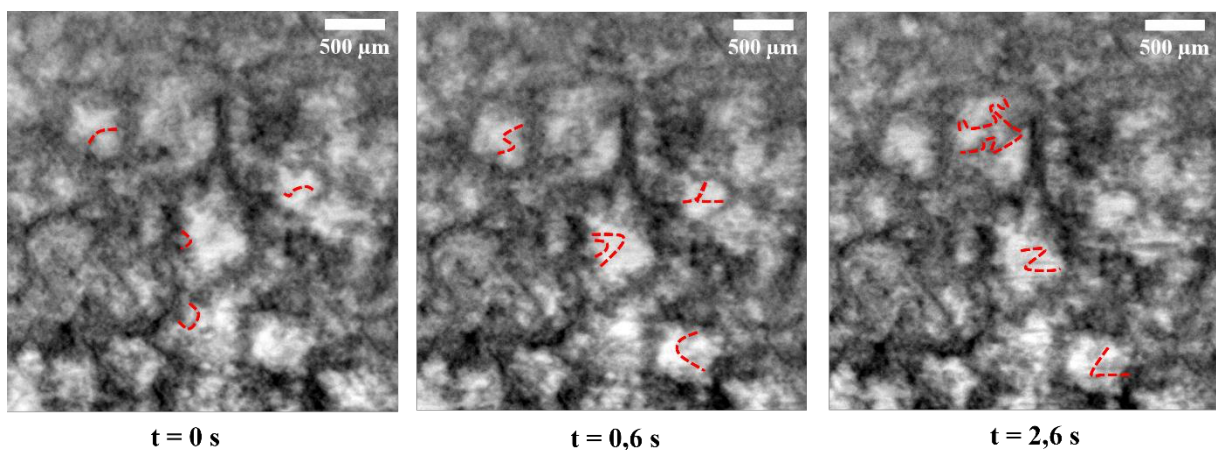


Figure 1: Topography images of the 220-diffraction spot during heating step showing dislocation dynamics around $T \approx 1330^\circ\text{C}$; red dotted lines highlight dislocation loops moving inside the dislocation cells.

Energetic coupling between Phase Field Crystal and Field Dislocation Mechanics

Aymane Graini^{1*}, Manas V. Upadhyay¹

¹*Laboratoire de mécanique des solides, CNRS UMR 7649, École Polytechnique, Institut Polytechnique de Paris, Palaiseau 91128, France*

**Aymane.graini@polytechnique.edu*

Résumé pour : Poster

Over diffusive time scales, dislocation mechanics has been modeled using the Phase Field Crystal (PFC) and Field Dislocation Mechanics (FDM) approaches. The PFC model describes a time-averaged atomic density of a crystal at microscopic lengths and provides a lattice-level crystallographic “landscape” that naturally encodes defect topology, but its evolution is diffusive and misrepresents fast elastic relaxation. FDM is the state-of-the-art theory for modeling dislocation mechanics, but it fails to naturally maintain compact dislocation cores while transporting them with stress-dependent velocities when no non-convex energetic terms carrying crystallographic information are provided. PFC and FDM are, therefore, seemingly complementary to each other, and coupling them could potentially yield a framework that allows continuum mechanics-based modeling of compact dislocation cores being transported under stress-dependent velocities. To that end, an energetic coupling using an L^2 penalty on the difference between the elastic distortion from FDM and configurational distortion from PFC was proposed by Acharya and Viñals [1]. In this work, we theoretically and numerically analyze the advantages and limitations of this coupling.

[1] A. Acharya, J. Viñals. "Field dislocation mechanics and phase field crystal models," in *Phys. Rev. B*, vol. 102, pp. 064109, 2020.

Simulations à l'échelle atomique de la plasticité de systèmes nanolamellaires cuivre/argent

Julien DURINCK^{1*}, Qinqin XU¹, Sandrine BROCHARD¹

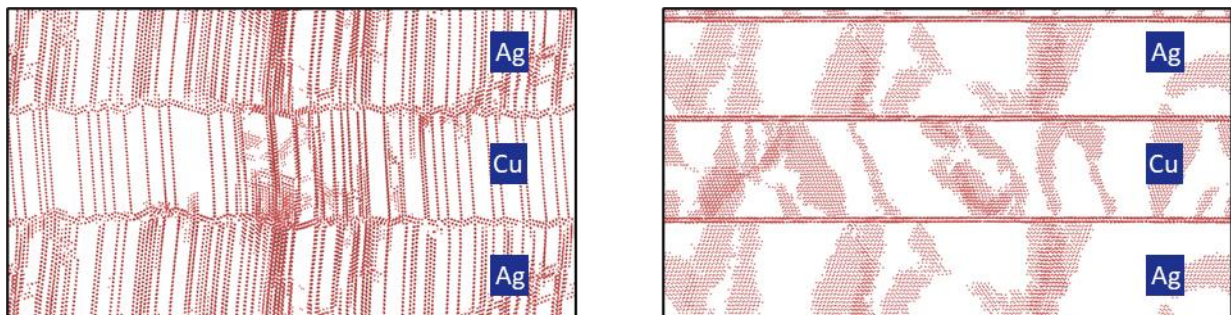
¹Institut PPRIME, Université de Poitiers, ISAE-ENSMA, CNRS, Poitiers, France

*julien.durinck@univ-poitiers.fr

Résumé pour : poster

Combiner plusieurs matériaux afin d'améliorer les propriétés mécaniques de l'ensemble est une approche fort ancienne, utilisée par exemple dans les systèmes composites lamellaires. Depuis quelques dizaines d'années, des méthodes de synthèse modernes, telles que la déformation plastique sévère, ont été développées et appliquées aux composites lamellaires métalliques, permettant une réduction des épaisseurs des couches en-deçà de 100 nm. Les remarquables propriétés mécaniques de ces systèmes nanolamellaires sont en grande partie dues au rôle des interfaces dans leur comportement plastique. Dans ce contexte, le cas du composite bi-métallique cuivre/argent est particulièrement intéressant, puisque dans de tels matériaux obtenus par des procédés de déformation plastique sévère, la co-existence de différents types d'interface a été montrée expérimentalement [1], ainsi que l'existence de macles pouvant traverser plus ou moins facilement certaines de ces interfaces.

Afin de mieux comprendre les mécanismes à l'échelle atomique, nous avons réalisé des simulations de systèmes nanolamellaires cuivre/argent en dynamique moléculaire. Nous avons considéré différents champs de contraintes appliqués aux systèmes et analysé en particulier la nucléation de dislocations ou de macles à partir des interfaces (figure). Les résultats obtenus peuvent être rationalisés en déterminant le cisaillement projeté sur les différents systèmes de glissement susceptibles d'être activés.



Comportement plastique de multicouches cuivre/argent sous deux sollicitations mécaniques différentes : formation de macles à gauche, formation de dislocations parfaites à droite.

[1] Zheng S.J. et al., Acta Materialia 79 (2014) p. 282

Plastic deformation in nano-objects: stress localization and geometry

Laurent Pizzagalli^{1*}, Riccardo Gatti², Jonathan Amodeo³, Julien Godet¹, Julien Durinck¹, Sandrine Brochard¹, Jean Furstoss¹, Pierre Godard¹

¹*Institut P' , CNRS UPR 3346, Université de Poitiers, Poitiers*

²*Université Paris-Saclay, ONERA, CNRS, Laboratoire d'étude des microstructures, Châtillon*

³*Aix-Marseille Université, Université de Toulon, CNRS, IM2NP, Marseille*

**laurent.pizzagalli@univ-poitiers.fr*

Résumé pour : poster

The plastic deformation of crystalline nanostructures is often driven by mechanisms involving the heterogeneous nucleation of dislocations, mainly because these systems are characterized (i) by a large surface-volume ratio, (ii) a low density of initial defects and a limited available volume which hinder usual bulk plasticity mechanisms. In nanoparticles under compression, the nucleation of dislocations occurs in near-surface regions where stresses concentration can be observed due to the contact with the indenter. Theoretical investigations showed that the stress magnitude and localization depend on the geometry of these regions, which may explain the shape dependence of nano-objects mechanical properties [1]. Despite significant theoretical efforts, this property remains far to be fully characterized and understood. Furthermore, the respective influences of nano-objects shape and dimensions on dislocation nucleation are yet to be discriminated and quantified.

In this study, we investigate the influence of shape and size of nanocrystals on the relation between the applied stress and the resulting local stress concentration, by performing 2D and 3D molecular dynamics compression simulations [2]. Our results allow for elucidating how dimensions and surface contact angle could modify the stress concentration, and therefore the onset of plasticity in the nanocrystals. We find that a simplified analysis based on elasticity theory fails at fully explaining our results. In fact, it is necessary to take into account the influence of surface stress. Another issue is the difficulty to rigorously determine a critical exponent for the stress variation. In this contribution we propose an alternative model based on the elastic interaction between the different stress concentration regions in the nanocrystals [2].

[1] J. Amodeo, L. Pizzagalli, *Comptes Rendus. Physique*, 22 (2021) no. S3, pp. 35-66.

[2] L. Pizzagalli et al., *J. Mech. Phys. Solids* 205 (2025) p 106306

Modélisation thermomécanique de la solidification du silicium à l'échelle des grains et des lingots pour les cellules solaires photovoltaïques¹

Habibi Mohamed Mehdi^{1*}, Barrallier Laurent¹, Depriester Dorian¹

¹ Laboratoire MSMP, Arts et Métiers Institut de Technologie, 13100 Aix-en-Provence

*Mail : mohamed_mehdi.habibi@ensam.eu

Dans le contexte de la transition énergétique, les cellules photovoltaïques monocristallines sont favorisées dans l'industrie pour leur rendement élevé. Cependant, leurs performances restent limitées par des défauts cristallins formés lors de la solidification du silicium, tels que les dislocations, sous-joints de grains et microfissures induites par les contraintes résiduelles. Ces défauts favorisent la recombinaison des porteurs de charge et dégradent le rendement électrique. C'est pourquoi cette étude vise à analyser les défauts générés dans le silicium lors de sa solidification. Le four GaTSBI (Growth at high Temperature observed by Synchrotron Beam Imaging) permet de réaliser des expériences in situ de fusion et de solidification directionnelle du silicium sous rayonnement synchrotron (Figure 1), combinant radiographie et la topographie. Dans un premier temps, un modèle thermique 3D par méthode des éléments finis est développé sous Abaqus/Standard afin de reproduire l'historique thermique complet du four, depuis les phases de chauffage jusqu'au refroidissement.

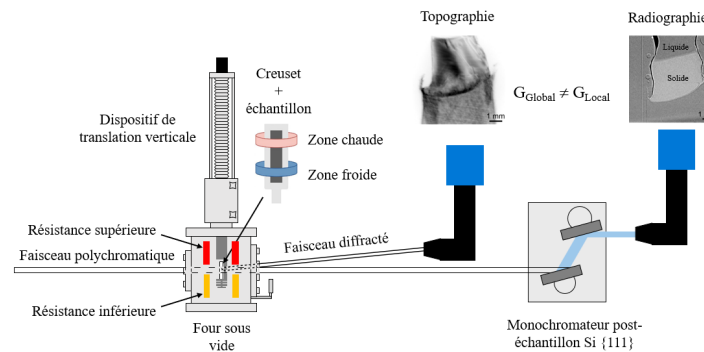


Figure 1: Schéma du dispositif expérimental GaTSBI pour l'analyse in situ (adapté du projet ANR DeFI2 – IM2NP, 2024)

Le modèle thermique est validé par comparaison des gradients globaux (pyrométrie aux éléments chauffants) et des gradients locaux dans l'échantillon, ainsi que par la radiographie synchrotron in situ de l'interface solide-liquide. Dans un second temps, ces champs thermiques sont utilisés comme chargement pour une modélisation de la plasticité cristalline du silicium à l'état solide, basée sur une approche CPFEM (Crystal Plasticity Finite Element Method), implémentée dans Abaqus via une sous-routine utilisateur UMAT (Eralp Demir, 2022). Le modèle prend en compte les systèmes de glissement $\{111\}\langle 110 \rangle$, la loi de glissement dépendante de la température, l'évolution des densités de dislocations (écrouissage), de la CRSS (Critical Resolved Shear Stress) et des mécanismes de fluage, dont les paramètres sont issus de la littérature dédiée au silicium monocristallin à haute température. Les résultats numériques sont confrontés à une caractérisation expérimentale par diffraction des rayons X, soit par la méthode d'Ortner, soit par diffraction de Laue, afin d'accéder aux champs locaux de déformation et de contraintes. L'ensemble de cette démarche vise à établir un lien quantitatif entre les conditions thermiques du procédé, la plasticité cristalline du silicium et la formation des défauts responsables de la dégradation des performances électriques des cellules photovoltaïques.

¹ Cette étude est effectuée dans le cadre du projet ANR DeFI2 (n° ANR-23-CE50-0022-01) qui vise à comprendre l'origine de la formation de ces défauts afin d'optimiser les procédés de solidification et, ainsi, améliorer la qualité structurale et fonctionnelle des lingots de silicium monocristallin.

Simulation de l'évolution des microstructures de dislocations dans UO₂ : impact de la montée des dislocations à haute température

Aimé Bongiraud^{1,3*}, Bruno Michel¹, Laurent Dupuy², Philippe Carrez³

¹CEA, IRESNE, DEC, SESC, LM2C bat 151 Centre de Cadarache, F-13108, Saint Paul Lez Durance, France

²Université Paris-Saclay, CEA, Service de Recherche en Matériaux et procédés Avancés, F-91191, Gif-sur-Yvette, France

³Université Lille, CNRS, INRAE, Centrale Lille, UMR 8207—UMET—Unité Matériaux et Transformations, Lille, France

*aime.bongiraud@cea.fr

Résumé pour : poster

La compréhension du comportement mécanique du combustible nucléaire UO₂ à haute température est nécessaire pour évaluer le risque de rupture de la gaine dans des conditions de transitoires de puissance d'exploitation ou accidentels. Le comportement viscoplastique de l'UO₂ à haute température, tel que modélisé dans l'approche micro-mécanique actuelle ¹, repose sur une loi de fluage-restauration faisant intervenir la mobilité des dislocations par glissement et montée. L'interaction des dislocations agit sur le comportement mécanique à travers l'évolution de la densité de dislocations stockées dans le cristal avec la multiplication, la restauration dynamique par glissement dévié, et la restauration statique induite par la montée. Ce dernier mécanisme, reste mal compris et est souvent décrit par des modèles simplifiés. L'objectif de cette thèse est d'améliorer les modèles de montée des dislocations dans l'UO₂ à l'aide de simulations couplant la dynamique des dislocations discrètes (DDD) avec la diffusion des lacunes à l'origine de la montée des dislocations. Les outils envisagés sont NUMODIS pour la DDD et AMITEX_FFTP pour la diffusion. La modélisation par DDD détermine sur une configuration donnée la force locale projetée sur la direction de montée de la dislocation, permettant d'obtenir les concentrations de lacunes à l'équilibre au cœur de la dislocation. Les concentrations de lacune imposées le long des lignes de dislocation servent de données d'entrée pour la résolution des équations de diffusion fournissant en sortie le flux de lacune. Ce dernier est renvoyé au code de DDD afin de déterminer la vitesse de montée des dislocations et mettre à jour leur position. Cette approche permettra de mieux décrire les statistiques de montée et de restauration dans une microstructure réaliste, et d'intégrer l'impact des contraintes internes (interactions élastiques entre dislocations) sur la diffusion des lacunes. Les travaux actuels se concentrent sur le développement des méthodes numériques : implémentation de la cinématique de montée des dislocations sur NUMODIS ², et, prise en compte des conditions de concentration imposée, par la méthode du « pseudo-matériau absorbant » ³, dans la résolution FFT de la diffusion. L'interface de couplage entre les codes, déjà existante pour des calculs de mécanique, sera ensuite adaptée à notre cas.

¹ S. ElBez et al., « Crystal Plasticity Model for UO₂ : Introduction of the Dislocation Climbing and Coupling with the Thermally Activated Gliding », *Journal of Nuclear Materials* 616 (octobre 2025): 156083, <https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2025.156083>.

² Botond Bako et al., « Dislocation Dynamics Simulations with Climb: Kinetics of Dislocation Loop Coarsening Controlled by Bulk Diffusion », *Philosophical Magazine* 91, n° 23 (2011): 3173-91, <https://doi.org/10.1080/14786435.2011.573815>.

³ Aaron A Kohnert et Laurent Capolungo, « A Novel Approach to Quantifying the Kinetics of Point Defect Absorption at Dislocations », *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 122 (janvier 2019): 98-115, <https://doi.org/10.1016/j.jmps.2018.08.023>.

Développement d'alliages orthorhombiques base Ti-Nb-Al pour applications turbomoteurs : contrôle de la microstructure par déformation plastique à chaud

Jérémy Honisbert^{1*}, Benoit Fer², Antoine Lacour³, Ivan Guillot⁴, Philippe Vermaut¹

¹ Université PSL, Chimie ParisTech, Institut de Recherche de Chimie Paris (CNRS), Paris, France

² ONERA, Département Matériaux et Structures, Châtillon, France

³ Safran Tech, Magny-les-Hameaux, France

⁴ Institut de Chimie des Matériaux Paris-Est (CNRS), Thiais, France

*jeremy.honisbert@chimieparistech.psl.eu

Résumé pour poster

Dans le contexte du dérèglement climatique global, la réduction des émissions polluantes des avions et l'amélioration de leurs rendements énergétiques sont des enjeux majeurs. Dans les turbomoteurs, ces objectifs passent par l'emploi de matériaux plus légers, et capables de fonctionner à des températures plus élevées. De nos jours, les matériaux utilisés dans les parties chaudes des turbomoteurs comme les turbines haute pression et basse pression sont principalement les superalliages base nickel, et les TiAl. Bien que présentant de bonnes caractéristiques mécaniques à haute température, les premiers ont une masse volumique élevée ($\sim 8,5 \text{ g.cm}^{-3}$), tandis que les deuxièmes sont peu ductiles à température ambiante, ce qui rend leur mise en forme complexe, et leur température d'emploi est limitée à 750 °C.

Parmi les alliages offrant une alternative intéressante, on trouve ceux basés sur le système ternaire Ti-Nb-Al, à matrice cubique centrée renforcée par la précipitation de la phase intermétallique O-Ti₂AlNb de structure orthorhombique, ou plus simplement « alliages orthorhombiques ». Les travaux présentés ici traitent d'un alliage orthorhombique plus riche en niobium que la plupart des nuances étudiées aujourd'hui, afin de pouvoir fonctionner à des températures jusqu'à 800 °C.

La présente étude explore la possibilité de contrôler différents aspects de la microstructure par laminage à chaud. En particulier, la recristallisation statique de l'alliage permet une réduction contrôlée de la taille de grains jusqu'à deux ordres de grandeur. Par ailleurs, la possibilité de produire des microstructures bimodales par laminage à chaud dans un domaine biphasé a été explorée.

Étude expérimentale et numérique des strictions et de la fragmentation induites par choc laser

Teiva Treger^{1,3*}, Jean-Lin Dequiedt^{1,3}, Gabriel Seisson², Étienne Barraud^{1,3}

¹CEA, DAM, DIF, F-91297 Arpajon, France

²CEA, DAM, CEA-Gramat, F-46500 Gramat, France

³Université Paris-Saclay, CEA, LMCE, F-91680 Bruyères-le-Châtel, France

*teiva.treger@cea.fr

Résumé pour : poster

La fragmentation d'enveloppes métalliques en expansion dynamique est un sujet de recherche majeur pour différents domaines de l'industrie (énergie, défense...). Elle s'initie au niveau de zones de localisation de la déformation plastique sous forme d'amincissements locaux (strictions) qui évoluent jusqu'à la rupture. Le développement de l'ensemble du processus et une description fine de la statistique des éclats en terme de nombre, masse, vitesse et angle d'éjection dépendent du chargement mais aussi et surtout du comportement mécanique et dynamique du matériau de l'enveloppe.

Les travaux de thèse présentés ici visent à dimensionner et mettre en œuvre des expériences nouvelles et en proposer une analyse mécanique à différentes échelles. Ils portent sur la mise en expansion par choc laser d'une paroi métallique mince pouvant conduire au développement de localisations plastiques et éventuellement à sa fragmentation.

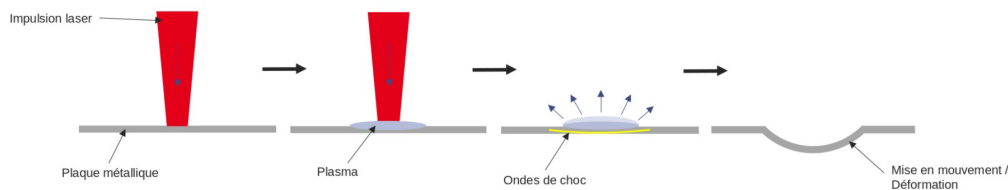


Figure 1 – Étapes de l'interaction laser-matière

Une chaîne de calcul permet de dimensionner l'expérience. Un premier code 1D permet de simuler l'interaction laser-matière (Figure 1) et de calculer la sollicitation mécanique équivalente à cette interaction. Un second code 2D vise à simuler l'expansion conduisant à des grandes déformations et à analyser l'état de contrainte local dans le matériau. La structure polycristalline de celui-ci peut jouer un rôle important sur ces géométries de petites dimensions. Des calculs « loupe » utilisant un modèle de plasticité cristalline seront donc mis en œuvre. Ces simulations ont pour but de reproduire qualitativement le phénomène de localisation à l'échelle de l'agrégat cristallin.

Parallèlement au dimensionnement de l'expérience, la mise en place de diagnostics *in-situ* et de méthodes d'analyse post-choc des échantillons est nécessaire pour la validation des simulations et la compréhension des phénomènes influençant la localisation plastique.

Enfin, le caractère facilement modulable du chargement laser permet d'optimiser les formes spatiales et temporelles d'impulsions pour obtenir un état de contraintes localement équi-biaxial facilitant l'analyse de la localisation.

Marine Scius-Bertrand and Laurent Videau, Berthe Laurent. *Endommagements maîtrisés par choc laser symétrique et désassemblage des collages*. PhD thesis, 2021. Thèse de doctorat Mécanique-matériaux (AM) Paris, HESAM 2021 2021HESAE063.
Gary Simpson, Justin Moreno, Matthew Shaeffer, and K. T. Ramesh. *A high-rate, impact-driven biaxial fragmentation experiment for ductile materials*. *Mechanics of Materials*, 198:105102, 11 2024.

In-situ Coupling of Coherent X-ray Diffraction and Nano-indentation of Platinum Particles.

Stéphane Labat^{1*}, Solène Comby-Dassonneville¹, Abdelrahman Zakaria^{1,3}, Thomas Cornelius¹, Eugen Rabkin², Marie-Ingrid Richard³

¹IM2NP, Aix-Marseille Université CNRS, Marseille

²Technion Institut, Haifa

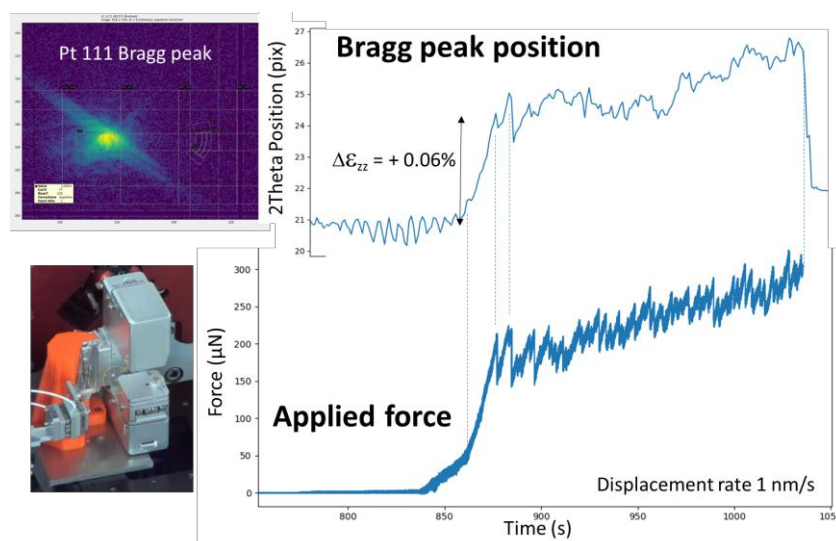
³CEA IRIG, Grenoble

*Stephane.labat@univ-amu.fr

It is common knowledge that the physical and mechanical properties of small objects differ significantly from those of their large counterparts. The mechanical behavior of materials can be determined by their load-displacement curve that allows ranking materials with respect to their yield strength. A great deal of micro- and nano-mechanical tests, set in motion by Uchic et al. [1], were performed to evaluate the mechanical behavior of small-size objects. These experiments confirm the increase of the elastic limit as object size decreases, in other words: “Smaller is Stronger” [2]. The role of dislocation nucleation, multiplication and annihilation as well as the influence of atom diffusion on surfaces and the shape of the nanostructures are still being debated. In addition, because of the close proximity of surfaces, the energy and mobility of defects in individual nano-objects are borne to be very different from what they are in the bulk.

Nevertheless, in situ exploration of dislocation nucleation at the nanoscale remains elusive. We have chosen to use Coherent X-ray Diffraction Imaging in Bragg condition (BCDI) to study the onset of plasticity in nanoparticles. BCDI is highly sensitive to strain and defects making it the ideal technique to study the elastic and plastic response of a nanostructure during mechanical loading [3]. We successfully performed nano-indentation of single-crystalline Pt crystals combining the custom-built AFM “SFINX” and multi-wavelength BCDI [4] that bases on scanning the energy of the incident X-ray beam instead of rocking the sample which induces detrimental vibrations.

The next step will be the use of a nano-indenter from Femtotools to acquire the force-displacement curve during indentation while measuring BCDI. The first promising measurements taken in-situ at the ID01 beamline are presented in this poster.



[1] M.D. Uchic *et al.* Science 305 (2004) 986; [2] J. Greer *et al.* Acta Mat. 53 (2005) 1821, [3] I. Robinson, R. Harder, Nature Materials 8 (2009) 291; [4] S. Yehya *et al.* Nanoscale. 16 (2024) 20670;

Effets de microstructures sur la réponse mécanique d'alliages composites cuivre-chrome

Vincent Taupin^{1*}, Lucas Varoto¹, Marc Fivel¹, Benoît Beausir², Ricardo Lebensohn³, Guilhem Martin¹

¹*SIMaP, Grenoble, France*

²*LEM3, Metz, France*

³*LANL, Los Alamos, USA*

**vincent.taupin@cnrs.fr*

Résumé pour : poster

On s'intéresse à la réponse mécanique d'alliages composites cuivre-chrome (25-35% Cr) obtenus par différents procédés (frittage, fusion à l'arc, impression 3D). L'étude porte sur les liens entre les microstructures obtenues et la réponse mécanique en traction. Les caractéristiques microstructurales étudiées sont la morphologie et la distribution des phases, les densités de dislocations post-procédé, et la présence possible de pores de matrice et d'interfaces. Des essais de traction interrompus avec mesures EBSD et des simulations de plasticité cristallines sont utilisées de façon complémentaire pour essayer de décorrélérer et de quantifier les effets de microstructures sur la réponse mécanique de ces alliages.

Formation of kink bands in olivine : a microstructural investigation

Patrick Cordier^{1,2*}, Ahmed Addad¹, Pamela Burnley³, Sylvie Demouchy⁴

¹ *Univ. Lille, CNRS, INRAE, Centrale Lille, UMR 8207 - UMET - Unité Matériaux et Transformations, F-59000 Lille, France*

² *Institut universitaire de France (IUF), 75005 Paris, France*

³ *Department of Geoscience, University of Nevada, Las Vegas, Las Vegas, Nevada 89154, U.S.A*

⁴ *Laboratoire Magmas et Volcans, Université Clermont Auvergne, CNRS, IRD & OPGC, UMR, Aubière, France*

**patrick.cordier@univ-lille.fr*

Résumé pour : poster

Kink band formation is a strain-accommodation mechanism sometimes observed in olivine, particularly under conditions where the available slip systems do not satisfy the von Mises criterion. Previous studies on Mg₂GeO₄ olivine (Burnley *et al.* 2013) have demonstrated that kinking is closely associated with dominant [001] slip, producing sharp orientation gradients and localized lattice rotations that can be resolved by EBSD at the grain scale. However, the organization of the dislocation structures responsible for kink band nucleation and growth remains insufficiently constrained.

In this contribution, we present a renewed investigation of kink banding in both germanate and silicate olivine, combining EBSD with transmission electron microscopy, with a particular emphasis on orientation mapping by ACOM-TEM. This approach allows direct characterization of lattice rotations, subgrain boundary development, and dislocation arrangements at spatial resolutions inaccessible to EBSD alone.

Our observations show that kink bands are formed through the progressive interaction and accumulation of [001] dislocations, leading to the development of narrow zones of intense lattice rotation bounded by geometrically necessary dislocations. ACOM-TEM orientation maps reveal that kink band boundaries correspond to organized dislocation structures accommodating progressively sharper misorientations.

Interactions entre systèmes de glissement du béryllium

Ronan MADEC^{1,2*}

¹CEA, DAM, DIF

²Université Paris-Saclay, CEA, Laboratoire Matière en Conditions Extrêmes

*ronan.madec@cea.fr

Résumé pour : poster

Le béryllium présente une activation des systèmes de glissement du plan de base, prismatiques et pyramidaux, ce qui conduit à un grand nombre d'interactions différentes entre dislocations comparativement à des cristallographies plus simples [1]. La matrice d'interaction associée, qui est utilisée dans les lois de comportement pour décrire l'écroutissage, comporte une vingtaine de coefficients que nous calculons par Dynamique des Dislocations (DD).

L'approximation habituelle de l'élasticité isotrope ne peut pas être utilisée en raison de l'écart trop important des constantes élastiques isotropes d'un type de systèmes de glissement à l'autre (elles sont calculées via les énergies de ligne anisotropes : approximation de Bacon-Scattergood). Pour éviter un coût de calcul prohibitif, on généralise dans le code de DD MobiDiC l'approximation de l'élasticité isotrope, en l'appliquant par type de systèmes de glissement, afin de s'approcher davantage de l'élasticité anisotrope tout en gardant un coût de calcul identique à celui de l'élasticité isotrope.

Les résultats montrent une diversité plus marquée de la force des interactions par rapport aux métaux cubiques. Ils sont comparés à ceux antérieurs obtenus pour la glace [2] et le magnésium [3]. Ils sont également analysés via l'énergétique des réactions entre dislocations et des considérations géométriques sur la probabilité de croisement entre lignes de dislocations.

[1] R. Madec, L. Kubin, *Acta Materialia* 126, 166-173 (2017)

[2] B. Devincre, *Philosophical Magazine* 93 (1-3), 235-246 (2013)

[3] N Bertin, CN Tomé, IJ Beyerlein, MR Barnett, L Capolungo, *International Journal of Plasticity* 62, 72-92 (2014)

Représentation de structures de joints de grains métastables par les descripteurs d'environnement locaux SOAP

Kevin Arfi^{1*}, Jean Furstoss¹, Laurent Pizzagalli¹

¹*Institut Pprime, Université de Poitiers – CNRS – ISAE-ENSMA, France*

*kevin.arfi@etu.univ-poitiers.fr

Résumé pour : poster

La structure des joints de grains impacte significativement les propriétés mécaniques et chimiques des matériaux polycristallins. Cela explique leur étude voire leur ingénierie qui se développe depuis les années 90, voir [4] et les références qui y figurent. Récemment plusieurs travaux se sont intéressés aux structures de joints métastables, aussi appelées complexions, argumentant qu'on ne pouvait se restreindre à l'étude des états de plus basse énergie pour comprendre et améliorer les propriétés et performances des matériaux [1-4].

Notre étude est préliminaire au développement d'une méthode de classification des complexions de joints de grains à l'aide d'algorithmes d'apprentissage machine. On s'intéresse ici à la représentation de différentes complexions de joints $\Sigma 5$ d'Aluminium fournie par les descripteurs d'environnements atomiques locaux SOAP [5]. Une γ -surface est calculée en suivant la méthodologie présentée dans [1] puis les représentations des états métastables sont comparées.

Références :

- [1] Jian Han, Vaclav Vitek, David J. Srolovitz, *Grain-boundary metastability and its statistical properties*, Acta Materialia, **104** (2016) 259-273.
- [2] Jian Han, Vaclav Vitek, David J. Srolovitz, *The grain-boundary structural unit model redux*, Acta Materialia, **133** (2017) 186-199.
- [3] Shen J. Dillon, Ming Tang, W. Craig Carter, Martin P. Harmer, *Complexion: A new concept for kinetic engineering in materials science*, Acta Materialia, **55** (2007) 6208-6218.
- [4] Eric R. Homer, Gus L.W. Hart, C. Braxton Owens, Derek M. Hensley, Jay C. Spendlove, Lydia Harris Serafin, *Examination of computed aluminum grain boundary structures and energies that span the 5D space of crystallographic character*, Acta Materialia, **234** (2022).
- [5] Sandip De, Albert Bartok, Gábor Csányi, Michele Ceriotti, *Comparing molecules and solids across structural and alchemical space*, Phys. Chem. Chem. Phys., **18** (2015).

Caractérisation microstructurale et micromécanique de la couche déformée plastiquement par fretting

Pascaline Duchelle Maffosso Gouni^{1*}, Denis Solas², Camille Gandiolle¹

¹ Université Paris-Saclay, CentraleSupélec, ENS Paris-Saclay, CNRS, LMPS - Laboratoire de Mécanique Paris-Saclay, 91190, Gif-sur-Yvette, France.

² Université Paris-Saclay, CNRS, Institut de chimie moléculaire et des matériaux d'Orsay, 91405, Orsay, France.

*duchelle.maffosso-gouni@centralesupelec.fr

Résumé pour : poster

Parmi les différents mécanismes tribologiques, la fatigue de contact, aussi appelée fretting est un phénomène de dégradation des surfaces sous faibles amplitudes de glissement alterné. En régime de glissement total sous forte pression de contact, le fretting génère des gradients de contraintes élevées à la surface. Lorsque la pression de contact est suffisante, ces sollicitations entraînent des déformations plastiques sous-jacentes pouvant conduire à la formation d'une structure superficielle fragile à grains nanométriques en extrême surface, appelée Transformation Tribologique Superficielle (TTS), laquelle se détériore ensuite par usure. Le fretting constitue un enjeu industriel majeur, car il intervient dans les contacts soumis à des vibrations, tels que les interfaces aube-disque des turboréacteurs d'avions, les assemblages rivés ou boulonnés et les échangeurs de chaleur des centrales nucléaires. Comprendre et prédire les cinétiques d'évolution et de dégradation des matériaux en présence est donc un sujet critique.

Avant l'apparition de la TTS, le matériau traverse des états intermédiaires de déformation plastique intense abrités par une couche dite General Deformed Layer (GDL). Cette couche déformée est caractérisée par un fort gradient de microstructure et de propriétés mécaniques. Bien que la GDL soit systématiquement mentionnée comme précurseur de la TTS, elle reste à ce jour très peu étudiée. Or, sa compréhension fine apparaît comme une étape clé pour relier l'histoire de déformation du matériau à l'émergence des transformations tribologiques superficielles.

Ce poster présentera la démarche d'une thèse consacrée à l'analyse et à la quantification des évolutions microstructurales et micromécaniques d'un acier inoxydable 316L soumis au fretting, depuis l'état natif jusqu'à la formation de la TTS, en s'attachant plus particulièrement à la caractérisation détaillée de la GDL. Il s'agira notamment d'étudier le gradient de microstructure par microscopie électronique à balayage (MEB) couplée à l'EBSD, afin de caractériser l'évolution des désorientations cristallines, la texture et le raffinement de la taille de grains. En parallèle, le gradient de propriétés mécaniques induit par les déformations plastiques sévères sous fretting sera quantifié par nanoindentation, essais micromécaniques et essais in-situ.

L'objectif final de ce travail est d'identifier une loi de comportement fondée sur des bases physiques, capable de décrire ces états de grandes déformations plastiques, et de l'intégrer dans des modèles numériques représentatifs des contacts de fretting. Cette approche vise à améliorer la prédiction de l'usure et de la durée de vie des contacts soumis à des vibrations. À terme, ces avancées devraient permettre une optimisation des matériaux métalliques et des conditions de fonctionnement, dans une perspective de fiabilité accrue et de développement durable.

Unveiling emerging hierarchical dislocation structures by multifractal analysis of in situ SEM-EBSD tensile tests

M. Lebyodkin^{1*}, M. Gussev², J. Brechtl³, T. Lebedkina¹

¹ *Laboratoire d'Etude des Microstructures et de Mécanique des Matériaux (LEM3), Université de Lorraine, CNRS, Arts et Métiers Institute of Technology, F-57000 Metz, France*

² *Nuclear Energy and Fuel Cycle Division, Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge, TN 37830, USA*

³ *Buildings and Transportation Science Division, Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge, TN 37830, USA*

* mikhail.lebedkin@univ-lorraine.fr

Résumé pour (effacer la mention inutile) : poster

Interactions among crystal defects lead to the self-organization of dislocations into complex patterns. Understanding their evolution during plastic deformation is essential for predicting material behavior. The self-organization produces hierarchical dislocation structures across multiple length scales, often exhibiting fractal geometry, which enables quantitative characterization. Fractal analyses have been applied to dislocation patterns at various scales, such as those corresponding to transmission electron microscopy images, deformation-induced surface roughness, and fracture surfaces. However, the mesoscopic scale accessible by scanning electron microscopy combined with electron backscatter diffraction (SEM/EBSD) has not been explored from this perspective, despite its ability to reveal heterogeneous dislocation density fields on scales ranging from micrometers to millimeters. Moreover, conventional fractal analysis captures only global hierarchy, while local heterogeneity remains largely unaddressed.

In this study, in situ SEM/EBSD tensile testing is combined with multifractal analysis to investigate the evolution of deformation-induced dislocation structures. The presentation focuses on the first application of this approach to solution-annealed 304L stainless steel that was deformed in both its as-received and neutron-irradiated states. In addition, selected EBSD examples will be presented to illustrate the potential of this methodology for a broader range of materials.

The first results can be summarized as follows. Multifractal analysis was applied to kernel average misorientation (KAM) patterns obtained at successive stages of deformation. The KAM maps show pronounced visual differences between the non-irradiated and irradiated specimens, most notably the early formation of dislocation channels after irradiation. Nevertheless, the multifractal analysis reveals a progressive development of hierarchical dislocation arrangements in both material states. Despite the visual differences, the multifractal characteristics indicate the evolution toward a similar underlying hierarchy of dislocation structures in both conditions. At the same time, the analysis highlights an accelerated formation of these structures under irradiation, accompanied by a restriction of their spatial extent that is likely associated with dislocation channeling. These results demonstrate that irradiation not only modifies the microstructure but also alters correlation-driven dislocation organization. More broadly, they show that multifractal analysis provides a powerful framework for probing mesoscale deformation mechanisms.

Etude de l'influence des atomes interstitiels dans les solutions solides concentrées réfractaires sur la mobilité des dislocations

Soléna Colin^{1*}, Jean-Philippe Couzinié², Frédéric Momprou¹

¹CEMES-CNRS et Université de Toulouse, 29 Rue Jeanne Marvig, 31055 Toulouse, France

²ICMPE, CNRS et Université Paris-Est Créteil, Thiais

*solena.colin@cemes.fr

Résumé pour : poster

Un candidat prometteur pour remplacer les superalliages base nickel sont les alliages à base de niobium. En plus d'être réfractaire et léger, le niobium peut former des solutions solides complètes avec d'autres métaux réfractaires (Mo, Ta et W), présentant d'excellentes performances à haute température.

Entre 1999 et 2002, Miura et al.^{1,2,3} ont étudié le comportement en déformation, à différentes températures, de solutions solides Nb-Mo et Nb-Ta, contenant différentes proportions de Mo et de Ta. Ces travaux ont permis de montrer que les atomes de substitution Ta et Mo sont non seulement à l'origine de mécanisme de durcissement de nature différente, mais aussi de mettre en évidence le rôle des atomes interstitiels comme l'oxygène sur le renforcement de la solution solide.

En effet, les articles rendent compte de l'augmentation du durcissement proportionnel à la quantité de Mo, pour toute la gamme de température étudiée tandis que le durcissement induit par l'ajout Ta varie en fonction de la quantité d'oxygène et disparaît à partir d'une certaine température ($T = 1473$ K).

Afin de mieux comprendre la dynamique des dislocations dans ces alliages dans une large gamme de température, des essais de traction en microscopie électronique à transmission in-situ seront effectués sur du Nb pur et sur des alliages Nb-8Mo et Nb-20Mo élaborés par fusion par arc et recuit à 1600 °C pendant 72h. Les teneurs en oxygène, azote, hydrogène et carbone des lingots préparés ont été mesurées. L'objectif est d'observer l'impact du molybdène et des atomes interstitiels (O, N, C et H) sur les propriétés mécaniques des alliages.

¹ Miura et al. « Effect of Oxygen on Yield Stress and Slip Plane in Nb, Nb-Ta and Nb-Mo single crystals », *Materials Transactions* 40, n° 5 (1999): 365-68.

² Miura et al. « Oxygen-Molybdenum Interaction with Dislocations in Nb-Mo Single Crystals at Elevated Temperatures », *Acta Materialia* 50, n° 11 (2002): 2905-16

³ Miura et al. « Solid-Solution Strengthening by Oxygen in Nb-Ta and Nb-Mo Single Crystals », *Physica Status Solidi (a)* 185, n° 2 (2001): 357-72

Impact of titanium alloying on the microstructural and mechanical behavior of low-carbon steel sheets for automotive applications.

Amel SAMET, Latifa ARFAOUI, Amna ZNAIDI*

National School of Engineers of Tunis, University of Tunis El Manar, Laboratory of Applied Mechanics and Engineering (LMAI), Tunisia

*amna.znaidi@ipeiem.utm.tn

Résumé pour poster

Low carbon steels are widely used in automotive manufacturing due to their excellent ductility, formability, and cost-effectiveness. Among these, titanium-stabilized interstitial-free steels (IF-Ti) offer enhanced properties compared to conventional low carbon (LC) steels. This study investigates the influence of titanium on the microstructural and mechanical behavior of cold-rolled and annealed steel sheets. Mechanical properties were evaluated through uniaxial tensile testing, while crystallographic textures were analyzed using neutron diffraction. Scanning electron microscopy (SEM) and energy-dispersive X-ray spectroscopy (EDX) were employed to characterize grain structure and precipitate morphology. Results reveal that IF-Ti steel exhibits a sharper γ -fiber texture, finer grain boundaries, and the absence of Lüders bands, indicating improved recrystallization behavior and strength. In contrast, LC steel shows a more heterogeneous deformation response, linked to a high density of fine AlN and MnS precipitates, which hinder dislocation mobility and promote localized deformation. To further quantify the strain-hardening behavior, Voce-type constitutive models were fitted to the experimental stress-strain curves. The classical Voce law accurately captured the homogeneous hardening behavior of the IF-Ti steel. However, the LC steel required a double Voce formulation to describe its dual-stage hardening, characterized by a rapid initial strengthening followed by gradual saturation. These modeling results underscore the need for advanced constitutive laws when describing the complex plasticity of multi-phase industrial steels. These findings highlight the beneficial role of titanium in refining the texture, strain hardening behavior, and mechanical performance of low carbon steels for automotive body applications.

Disconnections : from cubic to orthorhombic crystals in ionic systems

Jean Furstoss^{1*}, Laurent Pizzagalli¹, Philippe Carrez², Pierre Hirel², Patrick Cordier²

¹*Institut Pprime, Université de Poitiers – CNRS – ISAE-ENSMA, France*

²*Univ. Lille, CNRS, INRA, ENSCL, UMR 8207, UMET, Unité Matériaux et Transformations, Lille, France*

[*jean.furstoss@univ-poitiers.fr](mailto:jean.furstoss@univ-poitiers.fr)

Résumé pour : poster

Disconnections are line defects in grain boundaries (GB) combining dislocation and step characters. While they have initially been used to explain the GB shear coupling phenomenon, the nucleation and the motion of these defects have been extensively studied in the last years for their critical role on GB dynamic properties. Nevertheless, the majority of the studies on disconnections focused on simple materials such as faced centered cubic metals.

In this poster, we will present a molecular static study of the energetic of disconnection dipoles in two ionic crystals, MgO periclase having a cubic structure and Mg₂SiO₄ forsterite having an orthorhombic symmetry. By computing the energy of the dipole as a function of disconnection distance we will show that the dipole energy is strongly dependent on the state of the GB (called complexion). We will also show that dipole energy is extremely high in forsterite which may explain why GB shear coupling had never been observed neither experimentally nor numerically in this material.

Etude du durcissement sous irradiation dans UO_2 par nano indentation

C. Onofri^{1*}, D. Texier², D. Drouan¹, M. Cabié³, M. Legros⁴

¹CEA, DES, IRESNE, DEC, Cadarache, F-13108 Saint Paul Lez Durance, France

²Institut Clement Ader (ICA) - UMR CNRS 5312, Université de Toulouse, CNRS, INSA, UPS, Mines Albi, ISAE-SUPAERO, Campus Jarlard, 81013 Albi Cedex 09, Toulouse, France

³Aix Marseille Univ, CNRS, Centrale Med, FSCM, CP2M, Marseille, France

⁴Centre d'Elaboration de Matériaux et d'Etudes Structurales, CNRS UPR 8011, 31055 Toulouse cedex 4, France

[*claire.onofri@cea.fr](mailto:claire.onofri@cea.fr)

Résumé pour poster

Le dioxyde d'uranium (UO_2) est le combustible nucléaire le plus largement utilisé dans les réacteurs à eau pressurisée (REP). Son comportement mécanique, en particulier sa réponse viscoplastique sous irradiation, est un facteur clé pour la sûreté et la performance des réacteurs nucléaires. Cependant, les mécanismes élémentaires régissant sa déformation viscoplastique et les interactions entre les défauts microstructuraux restent encore partiellement compris. Cette étude se concentre sur l'analyse des interactions entre les défauts d'irradiation, tels que les boucles de dislocations prismatiques, et les dislocations induites par des sollicitations mécaniques. Une meilleure connaissance de ces interactions est essentielle pour développer des modèles prédictifs plus précis du durcissement sous irradiation. Dans ce cadre, des essais de nano-indentation ont été menés sur des monocristaux d' UO_2 orientés $\langle 100 \rangle$, en faisant varier la charge et le temps de maintien. Concernant le choix de la température, il est important de noter que dans un réacteur nucléaire en fonctionnement, les pastilles de combustible peuvent atteindre des températures comprises entre environ 500°C et 1100°C. Pour nos essais, nous avons sélectionné une température de 700°C, représentative des conditions réelles rencontrées dans un réacteur. Les essais ont d'abord été réalisés sur des échantillons vierges, puis sur des échantillons irradiés aux ions W 18 MeV à 800°C sur la plateforme JANNuS de Saclay. Des mesures de dureté ont été effectuées, suivies de prélèvements de lames FIB au centre de certains indents. Des observations MET ont ensuite permis de mesurer les densités de dislocations sous et autour des indents, et d'identifier les systèmes de glissement actifs.

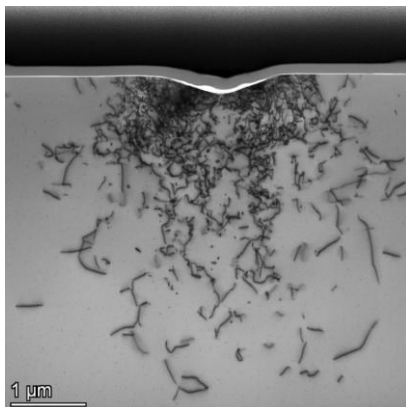


Image MET des dislocations induites sous et autour d'un indent (5 mN, 0.1s de temps de maintien, 700°C)

Incompatibility-governed deformations : towards an interpretation in terms of continuously distributed dislocations

Thiên-Nga Lê^{1*}, Nicolas Van Goethem², Samuel Amstutz³

¹Laboratoire de Mécanique des Solides, IP Paris

²Département de Mathématiques, Université de Lisbonne

¹Laboratoire de Mathématiques d'Avignon, Avignon Université

*thien-nga.le@polytechnique.edu

Résumé pour (effacer la mention inutile) : oral / poster

It has been proven in our recent previous work that we could use an incremental variational model of elastoplasticity based on a suitable deformation field E , and its incompatibility $inc E$. Maps of this incompatibility in 2D could be computed.

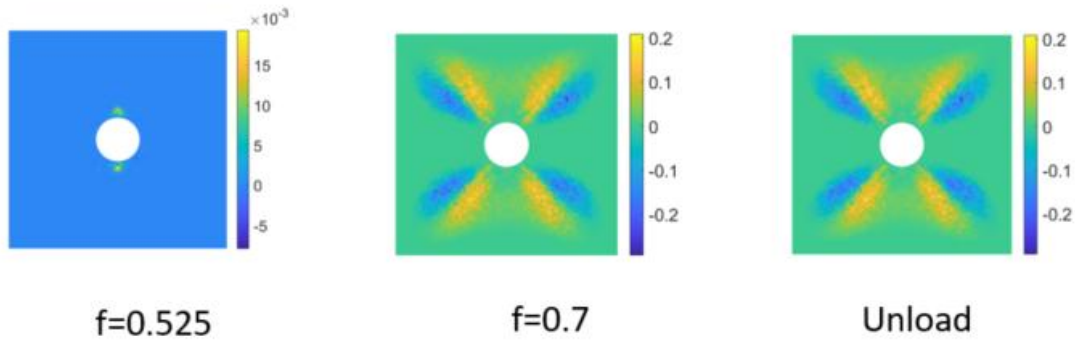


Figure 1 : Incompatible part $F = inc E$ of the strain field E .

We will show how E is defined, therefore how an « incompatible displacement w can be extracted from solving $E = \nabla^s w - F$ where F is the incompatible part of E , and tackle the question of the link between incompatibility maps and the dislocation density.

We then illustrate the choice of kinematic descriptors through analytical or numerical calculations in simple configurations, involving a prescribed dislocation density. In particular, the balance of these quantities associated with a dislocation motion over a given time interval is discussed using a representative example.

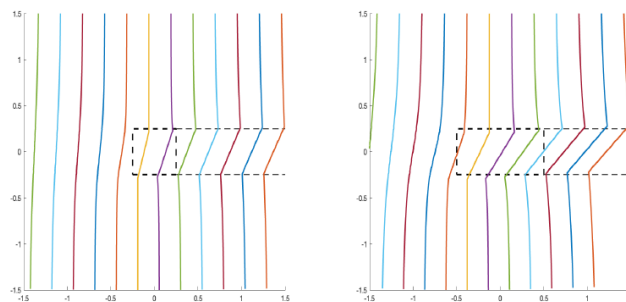


Figure 2 : Effect of a uniform distribution of Volterra dislocations in a square ; E is pure shear.

Study of dislocation-mediated internal friction in solid solution strengthened alloys

Abhijith Brijesh Mohan^{1,2*}, Pierre-Antoine Geslin^{1,2}, Véronique Massardier-Jourdan¹

¹ Univ. Lyon, CNRS, INSA Lyon, Université Claude Bernard Lyon 1, MATEIS, UMR5510, 69100 Villeurbanne, France

² ELyTMax IRL3757, CNRS, Univ. Lyon, INSA Lyon, Centrale Lyon, Université Claude Bernard Lyon 1, Tohoku University, Sendai, Japan

*abhijith.brijesh-mohan@insa-lyon.fr

Résumé pour poster

Solid solution strengthening, a means of strengthening alloys by the presence of solute atoms in a matrix, is typically combined with other strengthening mechanisms (Hall-Petch, strain-hardening) to obtain technologically relevant alloys such as Al 1xxx and 5xxx alloys, and austenitic steels. Therefore, isolation of the solid solution contribution is often difficult and time consuming by conventional methods such as tensile tests. This work aims to quantify the solid solution strengthening in solid solution FCC alloys by using internal friction measurements, which measures the energy dissipation/damping of a material subject to an elastic, oscillating stress. At temperatures low enough to suppress diffusion mechanisms for a particular alloy system, the main factor for internal friction (IF) are the dislocation-solute interactions. Based on the amplitude of the applied stress, the dislocation behaviour will differ. At low amplitudes (which is system dependent), the dislocation remains pinned by the solutes and simply oscillate between different energy levels, which makes the IF amplitude-independent. Above a certain amplitude, the dislocation is subject to break-away from the pinning points due to microplastic yielding, and IF is therefore amplitude-dependent [1]. These two regimes can be modelled using a two-level system approach [2] and the Varvenne-Curtin model [3], respectively. By studying the internal friction experimentally and with the modelling approach, the goal is set to isolate and quantify the solid solution strengthening component. In addition to this, this work aims to also indirectly measure dislocation density in alloys using IF measurements. The experiments will be carried out on model binary and ternary alloys – the Al-Mg system and the Fe-Cr-Ni system, which are representative of real-world solid solution FCC alloys.

References

[1] Kustov, S., et al. ‘Strain Amplitude-Dependent Anelasticity in Cu–Ni Solid Solution Due to Thermally Activated and Athermal Dislocation–Point Obstacle Interactions’. *Journal of Applied Physics*, vol. 85, no. 3, Feb. 1999, pp. 1444–59.

[2] Damart, T., and D. Rodney. ‘Atomistic Study of Two-Level Systems in Amorphous Silica’. *Physical Review B*, vol. 97, no. 1, Jan. 2018, p. 014201.

[3] Varvenne, Céline, et al. ‘Theory of Strengthening in Fcc High Entropy Alloys’. *Acta Materialia*, vol. 118, Oct. 2016, pp. 164–76.

Strengthening model for edge dislocations in BCC Mo-Nb alloy parametrized with *ab initio* calculations

Romane Buisson^{1*}, Lisa Ventelon¹, Céline Varvenne², Emmanuel Clouet¹

¹Université Paris-Saclay, CEA, Service de Recherche en Corrosion et Comportement des Matériaux, 91191 Gif-sur-Yvette Cedex, France

²CNRS, INSA Lyon, Université Claude Bernard Lyon 1, MATEIS, UMR5510, 69621 Villeurbanne, France

*romane.buisson@cea.fr

Résumé pour : poster

Our objective is to advance the understanding of plasticity in body-centered cubic (BCC) concentrated alloys across a broad temperature range, with particular emphasis on high-temperature behavior, where plastic deformation is strongly affected by the presence of interstitial impurities, such as oxygen, nitrogen, and carbon.

Ab initio calculations based on density functional theory (DFT) are necessary to better understand the physical mechanisms controlling dislocation mobility in concentrated alloys. Ultimately, the combination of experimental data and atomistic modeling is expected to enhance our understanding of the origins of material performance, especially at high temperatures. This study focuses on the Mo-Nb BCC binary system, modeled using special quasi-random structures (SQS) method. To approach alloys of technological interest, a range of concentrated alloys is considered, with selected molybdenum concentrations of 0, 4, 8, 20 and 30 atomic percent in niobium, resulting in a solid solution.

To address the complexity of the mechanisms governing the interactions of dislocations with substitutional and interstitial solutes, a first step is to work on the strengthening model, following the approach of F. Maresca and W.A. Curtin [1] for edge dislocations in BCC high entropy alloys. *Ab initio* calculations of Mo-Nb alloy properties, including bulk parameters and relaxation volumes, allow the direct parametrization of the strengthening model for edge dislocations. A detailed overview of the methodology used to calculate the different parameters of the strengthening model, as well as the results of this developed strengthening model, will be presented, including the evolution of yield strength as a function of temperature and alloy composition. Next work will involve the study of screw dislocations strengthening and introducing dislocations into the SQS supercells for DFT calculations, in order to characterize the interaction energies between local concentration fluctuations (substitutional solutes) and the edge dislocations.

Recent studies / concepts in the crystal plasticity-Copper (Cu)- modelling, attempting to account for the discrete nature of dislocation glide (non-local theory)

* Paul Olaru¹

¹AGIR Univ POLITEHNICA- Bucharest, Romania

* polaru70@yahoo.com

Abstract / Introduction

As the material is subjected to loading, the applied stress resolved along the slip direction on the slip plane initiates and controls the extent of dislocation glide. This latter has the effect of shearing the material, while the volume remains constant and the crystal lattice remains unchanged. Moreover, the crystal lattice can deform elastically, but elastic strains are small compared to plastic strains and are sometimes neglected in crystal plasticity models. Finally, the crystal lattice can also rotate to accommodate the applied loading. In crystal plasticity theory, plastic deformation is modelled using the slip system activity concept. Dislocations are assumed to move across the crystal lattice along specific crystallographic planes and directions. This lattice rotation (or spin), is responsible for texture development. The concept of lattice rotation in crystal plasticity is not, at first hand, easy to grasp, especially compared to material rotation (or rigid body rotation).

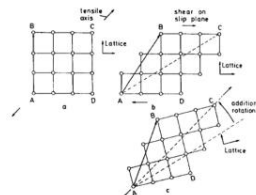


Figure1. Poz. (a) and (b) A shear γ on a slip plane does not cause the lattice to rotate,

These considerations form the basics of classical crystal plasticity theory. Other models of deformation in polycrystals like ***twinning or grain boundary sliding are not tackled in this work***. Also, more recent concepts in crystal plasticity modelling, attempting to account for the discrete nature of dislocation glide (non-local theory) are briefly highlighted. The main objective of this study is to deepen the understanding of strengthening mechanisms in the Cu alloy using *in situ* TEM mechanical testing. The local composition and microstructure characterized by (S)TEM and atom probe tomography (APT) are correlated with the stress–strain curves and dislocation motion measured by *in situ* TEM deformation tests. We examine the threshold stress for dislocation glide and relate the observations to strengthening mechanisms. Several researches / industrial studied / discussed to show and handle some challenges for the advanced optimization of the process through AI simulation. Use / dedicated to AI-sensors, aircraft memory, new semiconductors, nanoelectronics

Liste des auteurs

Addad Ahmed, 69
Aiguespares Aurélia, 51
Aissaoui Missipsa, 15
Akou Mohamed, 30
Al Samman Talal, 32
Allera Arnaud, 53
Amna Znaidi, 75
Amodeo Jonathan, 62
Amstutz Samuel, 78
Antoine Lacour-Gogny-Goubert, 65
Appolaire Benoît, 41
Arfi Kevin, 71
Auger Thierry, 55, 58

Barbot Armand, 20
Barkia Bassem, 55, 58
Barou Fabrice, 37
Barrallier Laurent, 63
Barraud Etienne, 66
Barthel Etienne, 33
Beausir Benoit, 68
Berbenni Stephane, 38, 44
Berbenni Stéphane, 32
Bertin Nicolas, 13
Bitzek Erik, 46
Bongiraud Aimé, 64
Bouaziz Olivier, 44
Bourgon Julie, 55
Brechtl Jamieson, 73
Brijesh Mohan Abhijith, 79
Brochard Sandrine, 18, 19, 61, 62
Buisson Romane, 80
Burnley Pamela, 69

Cabié Martiane, 77
Caillard Daniel, 2, 51
Carcone Laurine, 50
Carrez Philippe, 45, 76
Clemens Helmut, 9
Clouet Emmanuel, 11, 51
Colin Soléna, 74
Comby-Dassonneville Solène, 67
Cordier Patrick, 7, 69, 76
Cornelius Thomas, 67
Courret Alain, 9
Courouau Jean-Louis, 58
Couzinié Jean-Philippe, 74
Curtin William, 5

De Carlan Yann, 80
Decamps B., 51
Delagnes Adrien, 80
Demouchy Sylvie, 69
Depriester Dorian, 63
Dequiedt Jean-Lin, 31, 66
Drouan Doris, 77
Duchateau Théo, 35
Dumas Antoine, 48
Dupuy Laurent, 47
Durinck Julien, 18, 61, 62

Engrand Godefroy, 26

Fer Benoit, 65
Finel Alphonse, 26
Fivel Marc, 68
Forest Samuel, 52
Furstoss Jean, 18, 62, 76

Gandiolle Camille, 72
Garcia Philippe, 48
Gatti Riccardo, 20, 62
Gautier Romain, 7
George Alisha, 19
Ghidelli Matteo, 29
Girardin Gouenou, 25
Godard Pierre, 19, 62
Godet Julien, 18, 21, 62
Gonçalvès Diogo, 47
Gourgues-Lorenzon Anne-Françoise, 27
Graini Aymane, 60
Grigorev Petr, 11
Guillot Ivan, 65
Guitton Antoine, 7, 32
Gussev Maxim, 73
Guénolé Julien, 32, 38
Gélébart Lionel, 52

Habibi Mohamed Mehdi, 63
Habiyaemye Frederic, 24
Hamouche Zehoua, 55
Han Yuxiao, 44
Helfer Thomas, 48
Hirel Pierre, 45, 76
Hittner Itza Camila, 58
Honisbert Jérémy, 65

Houam Sirine, 59
 Hure Jérémy, 22
 Ibrahim Fatima, 22
 Iltis Xavière, 48
 Jebahi Mohamed, 44
 Joshi Gaurav R., 27
 Joulain Anne, 30
 Kahloun Charlie, 42
 Kalácska Szilvia, 31
 Kato Yoshinari, 33
 Kermouche Guillaume, 31, 33
 Labat Stéphane, 21, 67
 Labruyere Elise, 36
 Lamari Mathias, 27
 Laplanche Guillaume, 54
 Laurent-Brocq Mathilde, 35
 Le Bouar Yann, 26
 Le Hello Florian, 48
 Le Thien-Nga, 78
 Lebedkin Mikhail, 73
 Lebedkina Tatiana, 73
 Lebensohn Ricardo, 68
 Lefebvre Fabien, 25
 Lefebvre Williams, 24
 Legros Marc, 77
 Leroy Eric, 55
 Lilensten Lola, 35
 Léchelle Jacques, 48
 Madec Ronan, 70
 Madi Yazid, 27
 Maffosso Gouni* Pascaline Duchelle, 72
 Marano Aldo, 52
 Marinica Mihai-Cosmin, 11, 53
 Martin Guilhem, 68
 Matsunaga Hisao, 25
 Meslin Estelle, 51
 Mineau Thomas, 37
 Momprou Frédéric, 2, 74
 Monceau Daniel, 24
 Monchoux Jean-Philippe, 9, 24
 Monnet Ghiath, 42
 Montagnat-Rentier Maurine, 37
 Mouhib Fatim-Zahra, 32
 Musi Michael, 9
 Mussi Alexandre, 7
 Musy-Haspel Mathieu, 52
 Nastar Maylise, 39
 Ndiathie Oumou Koursoum, 10
 Olaru Paul, 81
 Onimus Fabien, 8
 Onofri Claire, 77
 Osmond Pierre, 25
 Oudriss Abdelali, 25
 Pellegrini Yves-Patrick, 3
 Petrazoller Joé, 38
 Piozin E., 50
 Pizzagalli Laurent, 18, 21, 62, 76
 Proville Laurent, 53
 Quessart Bastien, 14
 Queyreau Sylvain, 16
 Rabkin Eugen, 67
 Radi Achraf, 25
 Richard Marie-Ingrid, 21, 67
 Richeton Thiebaud, 32, 38
 Rodney David, 4, 53
 Rosales-Sosa Gustavo, 33
 Ruffini Antoine, 26
 Rusinowicz Morgan, 33
 Sallot Pierre, 24
 Samet Amel, 56
 Sanchez Andrea, 48
 Sao-Joao Sergio, 33
 Sauzay Maxime, 47
 Scherer Jean-Michel, 43
 Seisson Gabriel, 66
 Simonovski Igor, 47
 Smirnova Daria, 46
 Solas Denis, 72
 Spoerk-Erdely Petra, 9
 Starikov Sergei, 46
 Sungcheol Park, 25
 Swinburne Thomas, 11
 Tanguy Dôme, 57
 Taupin Vincent, 7, 44, 68
 Texier Damien, 77
 Thenot Camille, 24
 Tommasi Andrea, 37
 Treger Teiva, 66
 Trela-Baudot Emmanuelle, 27
 Tromas Christophe, 30
 Tsogo Onana Igor Gabrel, 45
 Upadhyay Manas Vijay, 60
 Valencia Felipe, 18
 Vallet Maxime, 55
 Van Brutzel Laurent, 22

Van Goethem Nicolas, 78

Varoto Lucas, 68

Varvenne Céline, 5

Ventelon Lisa, 11, 53

Vermaut Philippe, 65

Viguiet Bernard, 50

Wang Heixin, 32

Wazne Abdallah, 38

Weidner Timmo, 7

Xavier Feugas, 25

Xie Zhuocheng, 32

Xu Qinqin, 61

Zakaria Abdelrahman, 67

Zakirov Aidar, 24

Liste des sponsors



ENSAM

Ecole National Supérieure d'Arts et Métiers



CEA

Commissariat à l'énergie atomique



SF2M

Société Française de Métallurgie et de Matériaux



RNM

Réseau National de la Métallurgie



Chaire Impact

Chaire Innovative Materials and Processes Accelerated through Computing Technologies. Une chaire chargée de développer un programme d'excellence d'enseignement-recherche sur la découverte accélérée des matériaux.



LEM

Laboratoire d'Etude des Microstructures



INSTN

Institut national des sciences et techniques nucléaires



Institut intégratif des matériaux

Institut intégratif des matériaux - Université Paris Saclay



EDAX - AMETEK

EDAX - AMETEK : global leader in Energy Dispersive X-ray Spectroscopy (EDS), Electron Backscatter Diffraction (EBSD), Wavelength Dispersive X-ray Spectrometry (WDS) and X-ray Fluorescence (XRF) systems. EDAX manufactures, markets, and services high-quality products and systems for leading companies in semiconductors, metals, and geological, biological, material and ceramics markets.

Table des matières

Livret_v3_Couverture.pdf	1
Programme_v4.pdf	11
Formation plasticité	1
Mobilité des dislocations et activation thermique: un point de vue expérimental, Momprou Frédéric [et al.]	1
Mobilité des dislocations individuelles : des mécanismes d'activation thermique aux régimes ultra-rapides, Pellegrini Yves-Patrick	3
Au cœur des dislocations, Rodney David	4
Durcissement par solution solide dans les alliages multicomposants, Varvenne Céline [et al.]	5
dislocation	6
Progrès récents en tomographie électronique des dislocations : passage de la 3D à la 4D, association avec la mécanique et extension du MET au MEB, Mussi Alexandre [et al.]	6
Interaction des dislocations avec les nano-précipités formés sous irradiation dans les alliages Zr-1%Nb, Onimus Fabien	8
Co-ségrégation de W et C dans les dislocations de TiAl mise en évidence par sonde atomique et tomographie électronique, Musi Michael [et al.]	9
Etude ab initio de l'interaction dislocation vis - soluté dans le chrome, Ndiathie Oumou Koursoum	10

Hybrid QM/ML study of carbon induced screw dislocation pinning in tungsten, Grigorev Petr [et al.]	11
Ensemble de dislocations	12
Prédiction de la plasticité des métaux par modélisation trans-échelle, Bertin Nicolas	12
Longueurs caractéristiques des réseaux de dislocations étudiées par dynamique des dislocations dans une large gamme de vitesses de déformation, Quessart Bastien .	14
Connecting strain rate dependence of fcc metals to dislocation avalanche signatures, Aissaoui Missipsa	15
Physical insight into dislocation avalanches by Dislocation Dynamics Simulations, Queyreau Sylvain	16
Mécanique des nano-objets	17
Simulations ab initio des propriétés mécaniques de nanoparticules très très petites, Brochard Sandrine [et al.]	17
Role of the twin boundary junctions in the initial deformation mechanisms of nanotwinned thin films: insights from atomic-scale simulations, George Alisha [et al.]	19
Unsupervised learning for structure detection in plastically deformed crystals, Barbot Armand [et al.]	20
Role of pre-existing dislocation in Pt nanoparticle submitted to uniaxial compression, Godet Julien [et al.]	21
Dislocation nucleation in nanoporous single-crystal nickel: molecular dynamics simulations and analytical modelling, Ibrahim Fatima [et al.]	22
Fissuration - Fragilisation	23
Étude de la diffusion de l'oxygène et de son effet sur la déformation d'un alliage γ -TiAl, Habiyaemye Frederic [et al.]	23
Impact de l'énergie de faute d'empilement et de l'hydrogène sur les mécanismes d'irréversibilité plastique et le rochet cyclique, Radi Achraf [et al.]	25
Développement d'une approche variationnelle non linéaire des fissures, des dislocations et de leurs interactions, Engrand Godefroy [et al.]	26

Interactions hydrogène–plasticité dans des aciers ferrito-perlitiques, avec et sans microalliage, Lamari Mathias [et al.]	27
μmécanique	28
Expanding the Ashby Chart for Nanoengineered Complex Concentrated Alloy Thin Films: Overcoming the Strength-Plasticity-Thermal Stability Trade-Off, Ghidelli Matteo	28
Glissement basal dans la phase MAX Cr ₂ AlC et mécanismes de déformation complémentaires : approche expérimentale par essais micromécaniques, Tromas Christophe [et al.]	30
Compression dynamique de micro-piliers de tantale, Kalácska Szilvia [et al.] . . .	31
Investigating the effect of Y on boundary-dislocation interactions in Mg-Y using quasi in-situ nanoindentation and electron channeling contrast imaging, Mouhib Fatim-Zahra [et al.]	32
Une loi de comportement pour modéliser les effets de l’irradiation électronique sur l’écoulement viscoplastique des verres de silicate, Kermouche Guillaume [et al.] .	33
Métallurgie mécanique	34
Recyclage par voie solide des alliages d’aluminium : diminuer l’impact environnemental grâce à la déformation plastique., Laurent-Brocq Mathilde [et al.] . . .	34
Optimisation de l’alliage Ti-6Al-4V obtenu par fabrication additive par déposition d’énergie directe pour des applications aéronautiques critiques, Labruyere Elise .	36
Expérimentation in-situ pour contraindre les liens entre évolution de la microstructure, recristallisation dynamique et comportement mécanique dans l’alliage de Mg AZ31, Mineau Thomas [et al.]	37
Modélisations continues de la ségrégation de solutés aux joints de grains à faibles et fortes désorientations, Petrazoller Joé [et al.]	38
Une approche couplée thermodynamique et élastique des fluctuations de déplacements atomiques dans les solutions solides, Nastar Maylise	39
Localisation de la déformation - écrouissage	40
Changements de phase et plasticité, Appolaire Benoît	40

Analyse de l'interaction bandes de glissements/joints de grains par topographie AFM et mesures d'orientations EBSD, Kahloun Charlie [et al.]	42
Bandes de déformation et structures de dislocations en visco-plasticité cristalline en grandes transformations, Scherer Jean-Michel	43
Plasticité cristalline: sur un nouveau modèle d'écrouissage monocristallin basé sur les densités de dislocations pour métaux CFC, Han Yuxiao [et al.]	44
Modélisation des dislocations dans des oxydes perovskites, Tsogo Onana Igor Gabrel [et al.]	45
Formation de paires de crans et mécanismes de montée des dislocations dissociées dans les métaux CFC, Bitzek Erik [et al.]	46
introduction de la localisation en bandes de glissement plastique a l echelle des grains. Application a l homogénéisation polycristalline, Sauzay Maxime [et al.] .	47
Mécanismes de déformation à haute température du dioxyde d'uranium polycristallin, Dumas Antoine [et al.]	48
Session poster	49
Compréhension des mécanismes de soudage diffusion d'un alliage de titane biphasé $\alpha+\beta$, le TA6V, Carcone Laurine [et al.]	49
Contribution des dislocations $\langle 100 \rangle$ à la plasticité dans un métal de transition de structure cubique centrée: le Cr, Aiguespares Aurélia [et al.]	51
Effet de la prise en compte de la localisation de la déformation plastique sur la prévision de durée de vie, Musy-Haspel Mathieu [et al.]	52
Assessing entropic and quantum contributions to dislocation glide using ab initio calculations and machine learning potentials, Allera Arnaud [et al.]	53
Influence d'une phase topologiquement compacte sur les propriétés en traction d'un alliage à haute entropie, Laplanche Guillaume	54
Rupture intergranulaire par formation de phase de Hume-Rothery lors d'essais HRTEM in-situ dans les alliages de cuivre α , Auger Thierry [et al.]	55
Fatigue crack propagation behavior of materials for terrestrial vehicles, Samet Amel	56
Nucléation de cavités aux joints de grains, Tanguy Dôme	57

Interaction clivage plasticité en fond de fissure : Etude expérimentale des cas de fragilisation du Ti-6Al-4V et Titane Grade 2 par le lithium liquide, Hittner Itza Camila [et al.]	58
In situ and ex situ characterization of dislocation dynamics in photovoltaic silicon, Houam Sirine	59
Energetic coupling between Phase Field Crystal and Field Dislocation Mechanics, Graini Aymane [et al.]	60
Simulations à l'échelle atomique de la plasticité de systèmes nanolamellaires cuivre/argent, Durinck Julien [et al.]	61
Plastic deformation in nano-objects: stress localization and geometry, Pizzagalli Laurent [et al.]	62
Modélisation thermomécanique de la solidification du silicium à l'échelle des grains et des lingots pour les cellules solaires photovoltaïques, Habibi Mohamed Mehdi [et al.]	63
Simulation de l'évolution des microstructures de dislocations dans UO ₂ : impact de la montée des dislocations à haute température, Bongiraud Aimé	64
Développement d'alliages orthorhombiques base Ti-Nb-Al : contrôle de la microstructure par déformation plastique à chaud, Honisbert Jérémy [et al.]	65
Étude expérimentale et numérique des strictiones et de la fragmentation induites par choc laser, Treger Teiva [et al.]	66
In-situ Coupling of Coherent X-ray Diffraction and Nano-indentation of Platinum Particles., Labat Stéphane [et al.]	67
Effets de microstructures sur la réponse mécanique d'alliages composites cuivre-chrome, Taupin Vincent [et al.]	68
Formation of kink bands in olivine : a microstructural investigation, Cordier Patrick [et al.]	69
Interactions entre systèmes de glissement du béryllium, Madec Ronan	70
Représentation de structures de joints de grains métastables par les descripteurs d'environnement locaux SOAP, Arfi Kevin	71
Caractérisation microstructurale et micromécanique de la couche déformée plastiquement par fretting., Maffosso Gouni* Pascaline Duchelle [et al.]	72

Unveiling emerging hierarchical dislocation structures by multifractal analysis of in situ SEM-EBSD tensile tests, Lebedkin Mikhail [et al.]	73
Etude de l'influence des atomes interstitiels dans les solutions solides concentrées réfractaires sur la mobilité des dislocations, Colin Soléna [et al.]	74
Impact of titanium alloying on the microstructural and mechanical behavior of low-carbon steel sheets for automotive applications., Amna Znaidi	75
Disconnections : from cubic to orthorhombic crystals in ionic systems, Furstoss Jean [et al.]	76
Etude du durcissement sous irradiation dans UO2 par nano indentation, Onofri Claire [et al.]	77
incompatibility-governed deformations: towards an interpretation in terms of Continuously Distributed Dislocations, Le Thien-Nga [et al.]	78
Study of dislocation-mediated internal friction in solid solution strengthened alloys, Brijesh Mohan Abhijith	79
Strengthening model on a new nickel-based alloy with nanoprecipitation γ' , Buisson Romane [et al.]	80
Recent studies / concepts in the crystal plasticity-Copper (Cu)- modelling, attempting to account for the discrete nature of dislocation glide (non-local theory), Olaru Paul	81
Liste des auteurs	82
Liste des sponsors	82
Livret_quatrie_me.pdf	84
Formation plasticité	93

27 avr. 2026– Formation Plasticité (14h-17h30, Amphi A)

28 avr. 2026 – Formation (8h30-12h, Amphi A) puis Colloque Plasticité (Amphi Bézier)

12:15	Déjeuner
14 :00	Ouverture du colloque
14:10	Session "Dislocation" - <i>Joël Douin</i>
16:00	Pause café
16:30	Session "Ensemble de dislocations" - <i>Laurent Pizzagalli</i>
18:00- 21:00	<u>Session Poster (Bibliothèque)</u>

29 avr. 2026

08:30	Session "Mécanique des nano-objets" - <i>Céline Varvenne</i>
10:20	Pause café
11:00	Session "Fissuration / Fragilisation" - <i>Guillaume Laplanche</i>
12:20	Déjeuner
14:00	Session "μmécanique" - <i>Claire Onofri</i>
15:50	Pause café
16:30- 18:20	Session "Métallurgie mécanique" - <i>Patrick Cordier</i>
20:00- 23:00	<u>Dîner de gala à Madame Brasserie au premier étage de la tour Eiffel</u>

30 avr. 2026

08:30	Session "Localisation de la déformation / écrouissage I" - <i>Andréa Tommasi</i>
10:20	Pause café
10:50	Session "Localisation de la déformation / écrouissage II" - <i>Philippe Carrez</i>
11:50	Bilan – prospective - clôture du colloque
12:20	Déjeuner

