

Instabilités à forte vitesse de déformation lors de collisions balistiques en soudage par impact et conséquences structurales et thermomécaniques.

High strain rate instabilities and structural transformations due to a ballistic collision during impact welding.

Rija Nirina RAOELISON^{1*}, Jishuai LI², Thaneshan SAPANATHAN^{2,3}, Mohamed RACHIK²

¹ Université de Bourgogne Franche-Comté - UTBM, Laboratoire Interdisciplinaire Carnot de Bourgogne, UMR 6303 CNRS, 90100 Belfort, France.

² Sorbonne universités, Université de technologie de Compiègne, laboratoire Roberval, FRE 2012 CNRS, Centre de recherche Royallieu, CS 60319, 60203 Compiègne cedex, France.

³ UCLouvain, Institute of Mechanics, Materials and Civil Engineering, 1348 Louvain-la-Neuve, Belgium

* (auteur correspondant : rija-nirina.raoelison@utbm.fr)

Résumé – Pour un assemblage métallique, un écart trop important de température de fusion pose un problème d'incompatibilité en soudage conventionnel. Le principe de formation de joint soudé par création d'un noyau fondu ne fonctionne plus en général, impliquant en cela la nécessité d'un autre mécanisme de formation de soudure. Une collision interfaciale intense sur une durée très brève constitue une solution éprouvée expérimentalement. Un joint soudé se forme lors d'une collision balistique. On parle alors de soudage par impact dont le critère de soudabilité est généralement décrit dans la littérature par l'obtention d'une forme ondulée qui résulte d'une cinématique complexe de l'interface lors de la propagation du point de collision pendant l'impact. Un modèle robuste basé sur une approche pseudo-eulérienne permet de reproduire cette réponse de l'interface et d'en comprendre les conséquences à l'échelle macroscopique sur le développement de plusieurs variétés morphologiques d'interface observées expérimentalement, mais aussi à l'échelle microscopique pour expliquer les gradients de transformations métallurgiques à travers l'interface soudée. D'origine thermomécanique, ces phénomènes sont tous imputables à la forte vitesse de déformation pendant la collision balistique qui produit, à l'échelle macroscopique, une série d'instabilités cinématiques (phénomène de jet, d'éjection de matière, de déformation ondulatoire de l'interface, sillage, tourbillons et chemin de vortex), et à l'échelle microscopique, des phénomènes de nanostructuration ou d'amorphisation par effet de confinement de cisaillement adiabatique dont l'élévation de température créée peut aussi activer des cinétiques de précipitations ou de formation de dispersoïdes. Enfin, les régimes thermomécaniques abrupts simulés par l'approche pseudo-eulérienne peuvent aussi expliquer la formation de nano-cavités confinées à l'interface des assemblages soudés.

Mots-clés : Soudage par impact ; Simulation ; Instabilités interfaciales ; Transformations métallurgiques.

1. Introduction

Les procédés de soudage conventionnel conviennent en général au cas des assemblages de métaux à même niveau de température de fusion. En présence d'écart de température de fusion, comme c'est le cas des assemblages hétérogènes, il devient très difficile, voire impossible, d'obtenir une liaison métallique par refroidissement d'une zone fondue recouvrant les pièces à souder. Cette méthode est alors abandonnée au profit d'autres

procédés comme le soudage à froid. Dans cette catégorie, le soudage par impulsion magnétique est une alternative qui consiste à créer une forte impulsion magnétique produisant une collision balistique entre les pièces à assembler pour générer une soudure à l'état solide et à froid [1] dont les caractéristiques sont très différentes de celles d'un joint soudé conventionnel en raison des phénomènes interfaciaux qui sont aussi complètement différents.

Le soudage conventionnel caractérise une soudure par trois zones hiérarchisées bien connues : la zone fondue ou noyau, la zone affectée thermiquement et le métal de base qui conserve les propriétés primaires du matériau. En général, c'est une soudure qui se forme sur une longueur mésoscopique contrairement à une soudure par impact dont la distance caractéristique est submillimétrique à cause d'un confinement du processus de soudage au voisinage immédiat de l'interface en collision. La nature de la soudure s'en trouve alors différenciée fondamentalement, non seulement en notion de taille mais aussi en termes de morphologie [1–3]. Dans la littérature, on singularise généralement une soudure par impact par une forme microscopique onduleuse dite "en vague" si on se réfère à son appellation anglo-saxonne. C'est toutefois un type assez générique car plusieurs variantes morphologiques en dérivent selon l'évolution des phénomènes qui gouvernent son apparition. L'interface en collision est alors le siège d'un comportement cinématique complexe provoqué par une forte vitesse de déformation de l'ordre de 10^6 - 10^7 /s qui active aussi des phénomènes métallurgiques particuliers dont dépendent les propriétés de la soudure. Ce sont des phénomènes à temps caractéristiques très courts dont la durée très brève de l'ordre de la μ s, voire en dessous, ne permet pas une analyse chronologique si ce n'est à l'aide d'une approche virtuelle qui est un moyen adéquat dans de telle circonstance pour comprendre les mécanismes qui gouvernent les comportements transitoires de l'interface lors de la collision.

Dans ce papier, on s'intéresse à reproduire la réponse d'une interface en soudage par impact à l'aide d'un modèle capable de simuler les formes d'interface obtenues expérimentalement, et de décrire aussi l'origine des transformations structurales révélées par des caractérisations fines de l'interface soudée. Une brève revue de la simulation du soudage par impact positionnera l'intérêt de l'approche pseudo-eulérienne utilisée dans cette étude dont les résultats, comme nous allons le voir, sont physiquement réalistes aussi bien à l'échelle macroscopique des instabilités cinématiques qu'aux échelles fines des transformations structurales micro ou nano.

2. Approche eulérienne des phénomènes à forte vitesse de déformation

Les régimes de déformation en soudage par impact sont généralement sévères et très brutaux. Lorsque que la collision se propage à l'interface, elle produit un cisaillement interfacial extrêmement confiné qui fait subir au matériau une large déformation jusqu'à 1000% pendant quelques microsecondes seulement. Ce phénomène caractérise la cinématique complexe de l'interface soudée dont la simulation par la méthode des éléments finis avec une formulation Lagrangienne échoue en général à cause d'une distorsion précoce du maillage à l'interface [4,5]. Il faudrait des pas de temps extrêmement petits, inférieurs à la nanoseconde, pour pouvoir incrémenter les déformations de cisaillement sans qu'elles puissent être abruptement large mais cela ne peut pas empêcher, malgré tout, les distorsions du maillage qui avortent inévitablement le calcul. Il est alors impossible de simuler les instabilités de cisaillement lesquelles ne se produisent qu'avec des déformations excessives longitudinales dans la direction de propagation de la collision [3]. Avec la technique Euler-Lagrange arbitraire (ALE) qui utilise un algorithme de relocalisation des nœuds d'une maille, on peut régénérer un maillage de qualité acceptable pour poursuivre la simulation sans pour autant aboutir car les fortes vitesses de déformation longitudinale combinées avec la pression de

l'impact aplatissent complètement les mailles de l'interface et font diverger les calculs. Discrétiser le milieu continu à l'aide de particules est une alternative proposée dans la littérature [6-8]. Des études de faisabilité ont été démontrées avec la méthode dynamique moléculaire dont l'échelle d'étude de l'ordre de 10-100nm miniaturise les phénomènes réels et ne convient pas en cela pour une simulation à l'échelle de la structure soudée par impact [6,7]. L'approche Smoothed Particle Hydrodynamics est une méthode particulière adéquate pour les échelles larges. La cinématique Lagrangienne des particules donne un comportement interfacial physiquement réaliste mais peut impliquer un nombre élevé de particules pour une bonne description de l'interface entre les deux matériaux [8]. La méthode VOF (Volume Of Fluid) est une autre technique qui permet un suivi raffiné de cette interface en s'appuyant sur un maillage fixe. C'est l'avantage principal de la méthode eulérienne utilisée en écoulement des fluides qui peut être aussi adaptée à la simulation de la collision en soudage par impact. Comme les coordonnées sont fixes contrairement à une description purement Lagrangienne, il est facile d'obtenir l'histoire d'une variable à n'importe quelle position du maillage permettant de décrire des cinétiques thermomécaniques à l'interface. On peut aussi décrire le comportement dynamique des matériaux par une loi de type Johnson-Cook en procédant à un calcul à deux étapes : une étape Lagrangienne d'abord et une étape Eulérienne ensuite [5]. C'est le principe de l'approche pseudo-eulérienne capable de simuler plusieurs instabilités interfaciales en soudage par impact avec la variation temporelle des variables d'état [9].

L'approche pseudo-Eulérienne utilise la méthode de partition qui décompose les équations de conservation en deux formes génériques : l'équation habituelle de la dynamique et une équation d'advection. La première se résout avec l'approche Lagrangienne classique (étape Lagrangienne), gouvernée par une loi constitutive (loi constitutive de Johnson-Cook dans notre cas) pour rendre compte du comportement dynamique du matériau. Pour s'affranchir des distorsions de maillage causées par les déformations larges, les variables convergées de l'étape Lagrangienne sont advectées pendant une deuxième étape de calcul (étape Eulérienne), laquelle restaure d'abord un maillage propre en relocalisant des nœuds, puis utilise un algorithme de transport de Van Leer pour advecter la variable convergée de l'équation (2) sur le maillage propre grâce à la résolution Eulérienne de l'équation (3). Les nouvelles valeurs des variables d'état sont évaluées au centre des mailles du nouveau maillage à partir de leurs valeurs convergées issues de l'étape Lagrangienne. A titre descriptif, une écriture 1D de cet algorithme est donnée par le système d'équation (4). Proposée dans le module Eulérien du code de calcul AbaqusV16, ce couplage séquentiel entre les deux étapes Lagrangien et Eulérien permet alors de simuler les phénomènes d'instabilités à fortes vitesses de déformations pendant la collision balistique.

$$\frac{\partial \Phi}{\partial t} + \vec{u} \cdot \overline{\text{grad}(\Phi)} = f \quad (1)$$

$$\frac{\partial \Phi}{\partial t} = f \quad (2)$$

$$\frac{\partial \Phi}{\partial t} + \vec{u} \cdot \overline{\text{grad}(\Phi)} = 0 \quad (3)$$

où les termes Φ et f sont décrits dans le tableau 1 pour chaque équation de conservation.

$$\begin{aligned} \Phi_{i+1/2}^{n+1} &= \overline{\Phi_{i+1/2}^n} + \frac{\Delta t}{\Delta x} (\Phi_i - \Phi_{i+1/2}) \\ \text{avec } \Phi_i &= \frac{u_{xi}}{2} (\Phi_{i-1/2}^n + \overline{\Phi_{i+1/2}^n}) + \frac{|u_{xi}|}{2} (\Phi_{i-1/2}^n - \overline{\Phi_{i+1/2}^n}) \\ \text{et } \overline{\Phi_{i+1/2}^n} &= \int_{x_i}^{x_{i+1}} \Phi_{i+1/2}^n(x) dx \end{aligned} \quad (4)$$

Quantité générique	Equations de conservation		
	masse	quantité de mouvement	énergie
\emptyset	ρ	\vec{u}	e
f	$-\rho \operatorname{div}(\vec{u})$	$\left(\operatorname{div}(\underline{\underline{\sigma}}) + \vec{F}_v\right)/\rho$	$\underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{D}}$

Tableau 1 : *Quantité générique et correspondance dans les équations de conservations*

où, $\rho, \vec{u}, \underline{\underline{\sigma}}, \vec{F}_v, \underline{\underline{D}}, e$ représente respectivement la masse volumique, le champ de vitesse, la contrainte de Cauchy, le champ de force interne, le tenseur de vitesse de déformation, et enfin l'énergie spécifique interne.

3. Mécanismes d'instabilité interfaciale et conséquences macroscopiques

La microstructure de l'interface soudée recèle des données probantes sur la manière dont la collision balistique se propage à l'interface et produit le comportement cinématique complexe qui déclenche une cascade d'instabilités. Une analyse métallographique révélant les grains permet d'identifier clairement une condition d'activation de l'instabilité interfaciale. Au début de la collision, une pression hydrostatique est prédominante puisque les grains au voisinage de l'interface demeurent équiaxes après une courte distance du point de départ de l'impact (Figure 1a). La collision se propage ensuite avec une l'apparition d'une contrainte de cisaillement en plus de la pression hydrostatique comme le révèle la forme étirée des grains qui sont en effet à la fois aplatis et extrêmement allongés (Figure 1b). L'interface cisailée se déforme ensuite en produisant la forme onduleuse caractéristique en soudage par impact (Figure 1c). Le cisaillement est alors une condition factuelle d'activation de l'instabilité interfaciale dont le mécanisme décrit par la simulation pseudo-Eulérienne consiste en une formation de jet cisailé à la périphérie du point de collision à cause d'un cisaillement prédominant à cet endroit (Figure 1d), suivie d'une indentation exercée par la pression hydrostatique lorsque la collision avance (Figure 1e,f), puis d'un jet cisailé à la périphérie de la zone indentée, et ainsi de suite de manière alternée créant ainsi la forme onduleuse (Figure 1g). Le jet cisailé est dû à une configuration de collision oblique à cause d'une déformation macroscopique qui forme un angle entre les deux surfaces non encore soudées en amont du point de collision. A cause de la pression hydrostatique, le cisaillement et les déformations qu'il génère sont complètement confinés le long de l'interface qui adopte un comportement fluide à cause des régimes de vitesses de déformation très élevées jusqu'à $10^7/s$ favorables à une hyper-plasticité avec des déformations plastiques pouvant excéder 1000% (Figure 1h). C'est cette capacité de déformation qui permet à l'interface de poursuivre des stades d'instabilités avancées analogues à un comportement turbulent d'une interface fluide cisailée auquel on identifie généralement la réponse d'une interface soudée par impact. On retrouve les mêmes caractéristiques de turbulence comme le sillage (Figure 2a), les allées de vortex (Figure 2b), ou les tourbillons (Figure 3) en plus des phénomènes de jet et d'éjection (Figure 2b) lors du soudage par impact.

Dans un cas de combinaison dissimilaire Al/Cu, le cuivre étant plus mou crée un écart de propriétés mécaniques qui favorise un cisaillement interfacial plus important. L'interface devient plus instable qu'elle n'aurait pu l'être dans le cas d'une combinaison Al/Al. Le phénomène de jet s'amplifie (Figure 3a) et le cisaillement permet une instabilité à un stage avancé en générant un tourbillon à chaque jet réentrant par indentation induite par la pression hydrostatique de collision. Le jet réentrant peut faire germer une macro-cavité (Figure 3b) qui continue à croître pendant la cinématique tourbillonnaire (Figure 3c,d). C'est une croissance quasi-radiale par étirement à cause d'un écart de vitesse entre la zone amont et la zone aval de

la cavité (Figure 3g). Plus la vitesse en amont est importante à cause du cisaillement, plus la cavité s'étire dans la direction de la vitesse (Figure 3h). Cette cinématique prédite reproduit bien la forme expérimentale de la cavité (Figure 3i). L'instabilité apparaît périodiquement dans le sens de propagation de la collision en s'amplifiant (Figure 3h-j) avec l'accroissement du cisaillement. La présence des macro-cavités au sein d'une zone intermédiaire (Figure 3i) s'explique par une conséquence thermomécanique de la cinématique tourbillonnaire dont le travail plastique confiné dans l'enroulement est suffisamment élevé pour porter localement le matériau en fusion et créer, après solidification, la zone intermédiaire laquelle est plus étendue vers la partie Al à cause des propriétés mécaniques et de la température de fusion de l'aluminium en-dessous de celles du cuivre. La simulation pseudo-Eulérienne donne une bonne morphologie de cette zone associée à une zone Al fondue (Figure 3j).

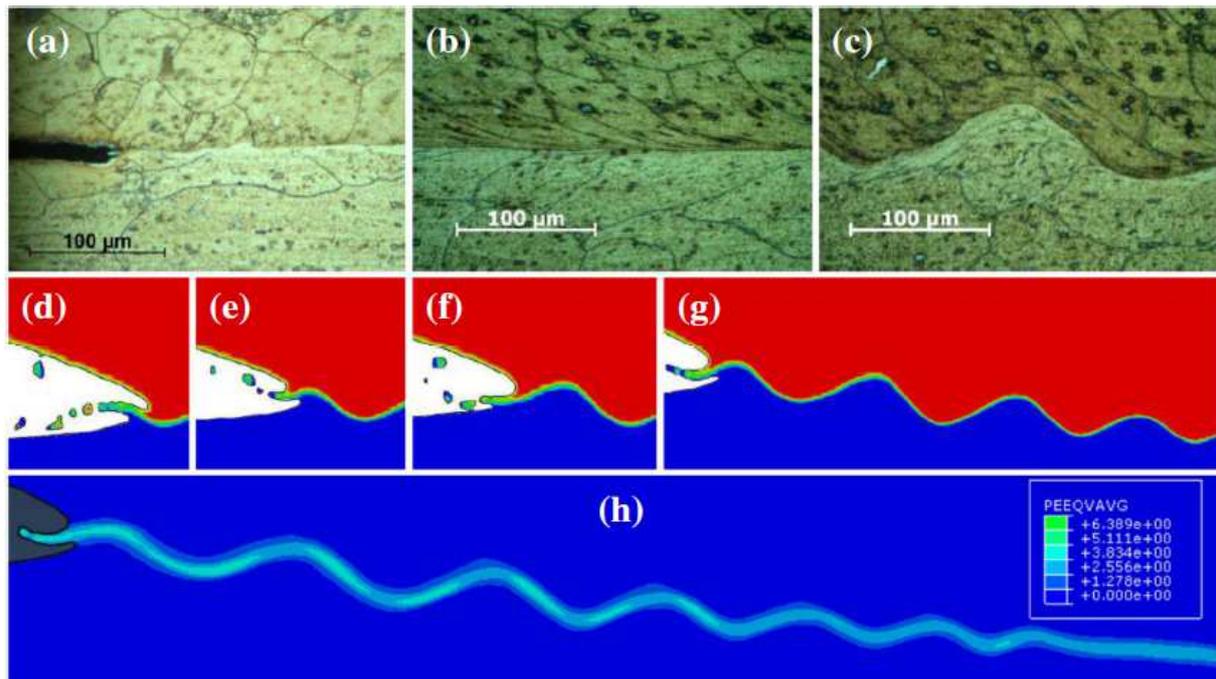


Figure 1 : *Instabilité interfaciale à l'origine de la variance morphologique de soudure par impact : observation expérimentale et cinématique pseudo-Eulérienne du phénomène de jet instable.*

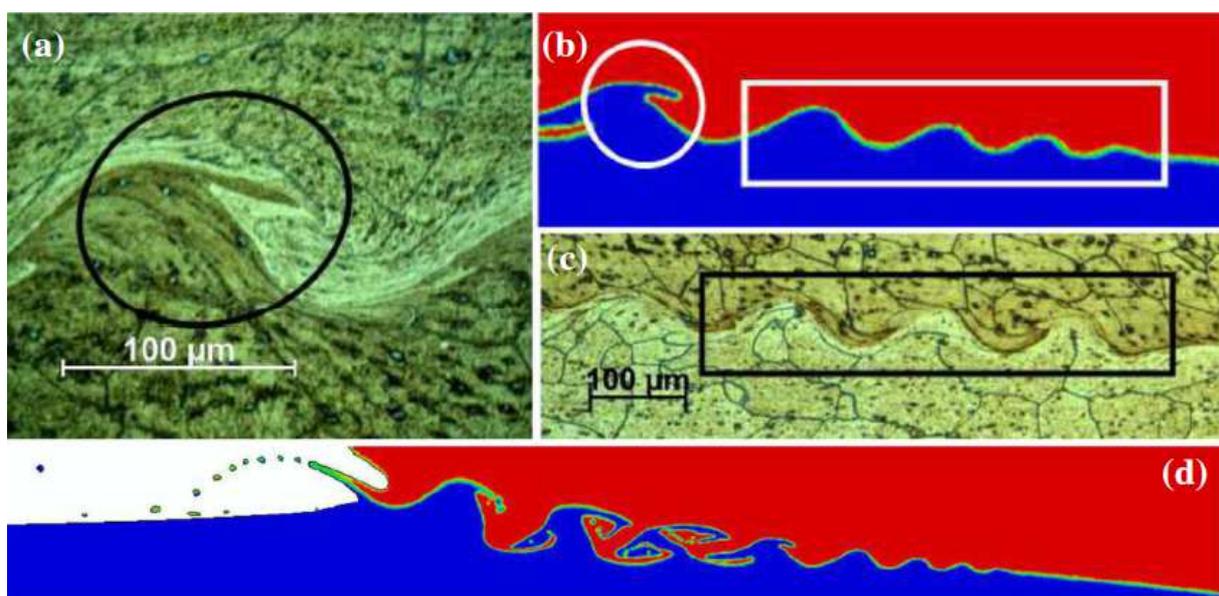


Figure 2 : *Instabilités complexes reproduites par la simulation pseudo-Eulérienne.*

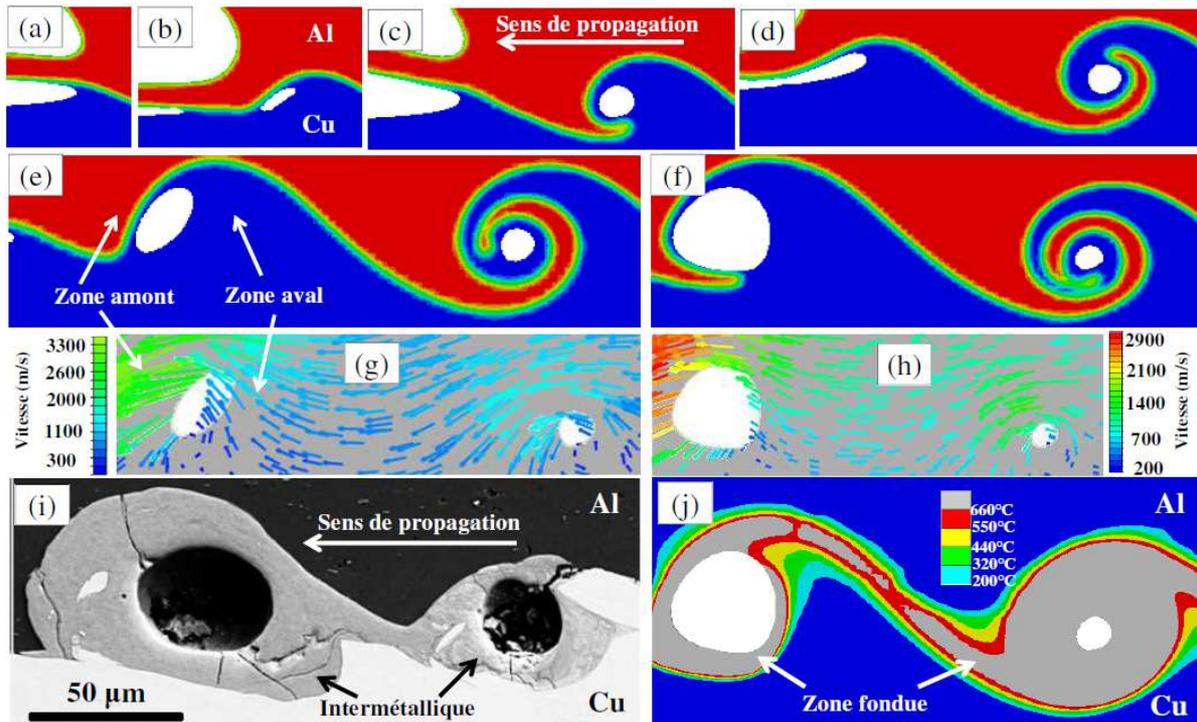


Figure 3 : Mécanisme de formation de vortex et de cavité mésoscopique décrite par la simulation.

4. Variations ultra-rapides et transformations structurales induites

La collision balistique conduit à une élévation ultra-rapide de température et de pression, suivie d'une chute brutale (Figure 4a) décrite par la simulation pseudo-eulérienne. Ce régime explique la formation de nano-cavités à l'interface (Figure 4b). Comme le pic thermique se situe entre les températures de fusion et de vaporisation de l'aluminium, on peut suggérer que le phénomène de nano-cavitation résulte d'une dépressurisation en-dessous de la pression de vapeur saturante de l'aluminium permettant alors une germination de nano-cavités qui crée une structure poreuse (Figure 4b) figée pendant la transformation vapeur/solide. Les variations brusques et simultanées de température et de pression caractérisent ainsi un phénomène potentiel de nano-cavitation en trois étapes principales: 1/ une fusion par cisaillement adiabatique (durée : ns- μ s, vitesse de déformation : 10^7 - 10^9 /s, pression : GPa), 2/ une cavitation lors d'une transformation liquide/vapeur par dépressurisation (durée : ns- μ s, vitesse de dépressurisation : MPa/ns), et 3/ une condensation solide qui fige la structure poreuse (durée : ns- μ s, vitesse de refroidissement : 10^9 °C/s).

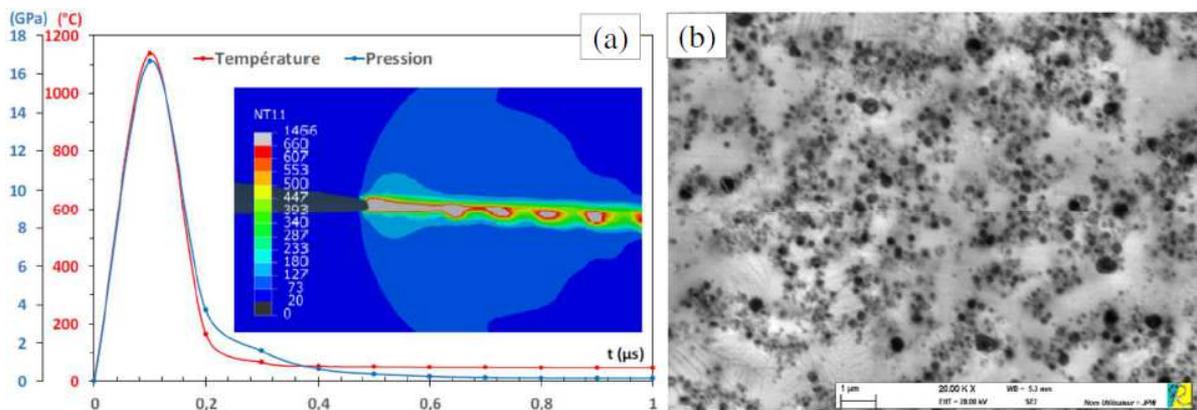


Figure 4 : Variations brutales de température/pression expliquant la nano-cavitation interfaciale.

Les variations ultra-rapides sont aussi à l'origine de plusieurs transformations structurales hiérarchisées à travers l'interface. Grâce à des analyses MET, on observe les conséquences métallurgiques du cisaillement confiné et du régime de refroidissement qui s'en suit. Le cisaillement étant le plus intense à l'interface, il confine une fusion adiabatique suivie du refroidissement à des vitesses typiques de l'ordre de 10^9 °C/s qui fige alors les atomes dans leurs positions aléatoires au sein de la phase liquide en créant une structure amorphe. L'érouissage dynamique ultra-rapide produit une couche ultrafine amorphe à l'interface physique Al/Cu (Figure 5a), puis une zone nano-cristallisée au voisinage immédiat de cette couche (Figure 5b,c). La nano-cristallisation crée aussi une structure hiérarchisée composée d'une zone à grains équiaxes imputable à une recristallisation dynamique puis une zone à grains allongés (lamellaires) due au cisaillement dans la direction de propagation de la collision. Cette hiérarchisation structurale est en bonne adéquation avec le confinement thermique simulé à l'interface (Figure 4a). D'une part, il y a une zone affectée thermiquement confinée sur une très courte distance qu'on peut associer à la zone recristallisée (ZR), d'autre part, l'observation expérimentale de précipité β' dans cette ZR à nano-grains équiaxes donne une indication de niveau de température. Les précipités primaires (β'') de forme lamellaire dispersés de façon homogène dans la matrice d'aluminium initiale (Figure 5d) ont été dissouts dans la ZR qui présente en revanche une germination de précipités sphéroïdaux (précipité β'). Cette transformation $\beta'' \rightarrow \beta'$ indique une plage de température de [250-360] °C au sein de la ZR en adéquation au confinement thermique simulé. La recristallisation révèle aussi des dispersoïdes aux joints de grains limitant la croissance des grains (Figure 5.e). Ces dispersoïdes de la ZR sont de tailles importantes comparés à ceux de la zone interfaciale cisailée (ZIS) où ils commencent à germer. Les nano-grains allongés conservent leurs formes lamellaires dans la zone (ZIS) en l'absence d'effet thermique favorable à une recristallisation locale. Toutefois, l'élévation de température dans la ZIS a activé la dissolution des précipités β'' et la germination et croissance de précipité β' (Figure 5f).

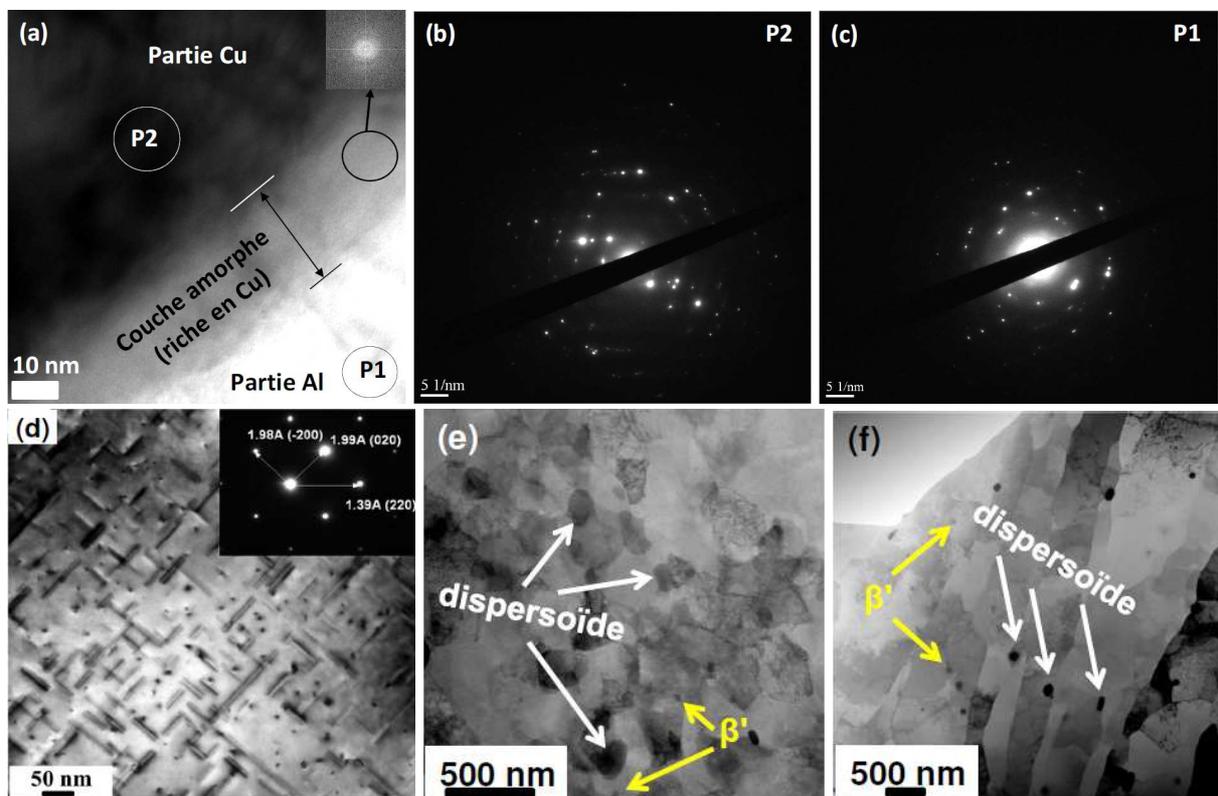


Figure 5 : Transformations métallurgiques activées par les fortes vitesses de déformations.

5. Conclusion

Une approche pseudo-eulérienne apporte une bonne compréhension phénoménologique des comportements à forte vitesse de déformation pendant le soudage par impact. Les instabilités à l'échelle macroscopique s'expliquent par une cinématique fluïdique à l'origine des différentes variances morphologiques de soudure observées expérimentalement. Les variations fortement transitoires décrites par la simulation pseudo-eulérienne décrivent des régimes favorables à plusieurs transformations structurales fines révélées par des analyses MEB et MET de l'interface, en l'occurrence, la formation de nano-cavités à l'interface, les phénomènes de nano-structuration ou d'amorphisation par effet de confinement de cisaillement adiabatique dont l'élévation de température peut aussi activer des cinétiques de précipitations ou de formation de dispersoïdes. Aujourd'hui, la prédiction de ces transformations métallurgiques apportera davantage de maîtrise du soudage par impact. Le couplage de l'approche pseudo-Eulérienne avec des modèles métallurgiques est une orientation scientifique utile dans cette perspective.

Références

- [1] T. Sapanathan, R.N. Raoelison, N. Buiron, M. Rachik, *Magnetic Pulse Welding: An Innovative Joining Technology for Similar and Dissimilar Metal Pairs*, InTech (Ed.), Joining Technologies, (2016).
- [2] R.N. Raoelison, T. Sapanathan, N. Buiron, M. Rachik, Magnetic pulse welding of Al/Al and Al/Cu metal pairs: Consequences of the dissimilar combination on the interfacial behavior during the welding process, *J. Manuf. Proc.* 20, Part 1 (2015), 112–127.
- [3] R.N. Raoelison, N. Buiron, M. Rachik, D. Haye, G. Franz, M. Habak, Study of the elaboration of a practical weldability window in magnetic pulse welding, *J. Mat. Proc. Tech.* 213 (2013), 1348–1354.
- [4] A. Nassiri, S. Zhang, T. Abke, A. Vivek, B. Kinsey, G. Daehn, Numerical Modeling of High-Velocity Impact Welding, *Proceedings of the 3rd Pan American Materials Cong.*, (2017), 83–93.
- [5] T. Sapanathan, R.N. Raoelison, E. Padayodi, N. Buiron, M. Rachik, Depiction of interfacial characteristic changes during impact welding using computational methods: Comparison between Arbitrary Lagrangian - Eulerian and Eulerian simulations, *Mat. Des.*, 102 (2016), 303–312.
- [6] O. Saresoja, A. Kuronen, K. Nordlund, Atomistic Simulation of the Explosion Welding Process, *Adv. Eng. Mater.*, 14 (2012) 265–268.
- [7] S.P. Kiselev, Numerical simulation of wave formation in an oblique impact of plates by the method of molecular dynamics, *J. App. Mech. Tech. Phys.*, 53 (2012), 907–917.
- [8] X. Wang, M. Shao, S. Gao, J.-T. Gau, H. Tang, H. Jin, H. Liu, Numerical simulation of laser impact spot welding, *J. Manuf. Proc.*, 35 (2018), 396–406.
- [9] R.N. Raoelison, T. Sapanathan, E. Padayodi, N. Buiron, M. Rachik, Interfacial kinematics and governing mechanisms under the influence of high strain rate impact conditions: Numerical computations of experimental observations, *J. Mech. Phys. Sol.*, 96 (2016) 147–161.

Remerciements

Les auteurs souhaitent exprimer leur gratitude à la “Région Picardie” et le “Fond européen de développement économique et régional (FEDER)” pour le soutien financier des projets MSIM (2010/2012) et COILTIM (2014/2020). Jishuai Li remercie également le soutien financier du programme China Scholarship Council (CSC) pour ses travaux de recherche doctoral à l'université de technologie de Compiègne.