



HAL
open science

Etablissement et évolution des interfaces lors du soudage diffusion

Emmanuel Rigal, Nicolas Bouquet, Marc Bernacki, Frédéric Bernard

► **To cite this version:**

Emmanuel Rigal, Nicolas Bouquet, Marc Bernacki, Frédéric Bernard. Etablissement et évolution des interfaces lors du soudage diffusion. JA 2015 - Journées annuelles de la SF2M, Matériaux et conversion d'énergie, Oct 2015, Paris, France. hal-01247744

HAL Id: hal-01247744

<https://minesparis-psl.hal.science/hal-01247744>

Submitted on 22 Dec 2015

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.

Etablissement et évolution des interfaces lors du soudage diffusion

Emmanuel Rigal^a, Nicolas Bouquet^b, Marc Bernacki^c, Frédéric Bernard^d

^aCEA/Liten, Grenoble, France ; ^bAtmostat, Villejuif, France, ^cMines ParisTech, CEMEF, Sophia Antipolis, France, ^dICB UMR 6303 CNRS, Université Bourgogne Franche-Comté, Dijon, France

Résumé

La genèse des microstructures des interfaces soudées diffusées implique plusieurs mécanismes qui ont lieu simultanément et dont le développement au cours du cycle de soudage dépend des paramètres appliqués et des propriétés des surfaces initiales. L'élimination des pores est obtenue par la plastification immédiate des aspérités sous l'effet de la pression, leur fluage et finalement la diffusion. Certains alliages sont très sensibles à l'oxygène résiduel et forment facilement des oxydes ou des carbures en surface, au chauffage. L'évolution globale du volume du matériau, en particulier le grossissement de grain, affecte aussi l'interface mais celle-ci ne peut disparaître si elle présente des défauts susceptibles d'épingler les joints de grains.

Introduction

Le soudage diffusion [1] est un procédé de soudage à l'état solide qui permet la fabrication de composants complexes : pièces multi-matériaux (moules et outils, réacteur ITER [2]), échangeurs de chaleur (réacteur ASTRID [3], pétrole). Le procédé consiste à appliquer, sous vide, une pression à chaud pendant un temps donné sur un empilement de pièces dont les surfaces ont été correctement préparées. Il en résulte l'établissement de la continuité de la matière au travers des interfaces. Les paramètres importants sont donc la température T , la pression P , le temps t et l'état de surface. Les mécanismes décrits dans ce travail, en lien avec ces paramètres, sont à l'origine de la formation des interfaces et de leur évolution, dans le cas du soudage diffusion homogène et, plus particulièrement, pour la fabrication d'échangeurs de chaleur compacts réalisés à partir de tôles. Pour schématiser, les surfaces métalliques sont caractérisées par une topologie et une composition chimique données. L'effet de ces deux caractéristiques est illustré ainsi que l'influence du grossissement de grain.

Rugosité et porosité interfaciale

Initialement, la surface effective de contact $S(\%)$ entre pièces, exprimée en % de l'aire apparente, est très faible car le contact des surfaces est limité aux aspérités. La contrainte locale $\sigma = P/S(\%)$ peut y être très forte, de telle sorte que les aspérités plastifient rapidement. Ce faisant, $S(\%)$ augmente et σ diminue. Si T est suffisante, le fluage intervient alors. A P constante, σ continue de décroître avec le temps t , jusqu'à ce que le fluage devienne négligeable. On constate donc que la cinétique d'élimination des pores par fluage est d'autant plus grande que la porosité (donc la rugosité) est élevée. A contrario, lorsque les surfaces sont peu rugueuses ou lorsque le processus est bien avancé, cette cinétique est réduite. A ce stade, la diffusion, avec des mécanismes identiques à ceux du frittage, devient prépondérante. Ainsi,

les contributions respectives des trois grands mécanismes décrits ci-dessus dépendent de la rugosité, du cycle de $P(t)$ et $T(t)$ et du moment auquel on se place dans le cycle.

La figure 1 décrit deux exemples d'assemblages en acier 1.4404 réalisés dans les mêmes conditions opératoires, sous P et T modestes (10MPa, 1000°C) et pendant un temps assez court (90mn), mais avec deux états de surface différents. Dans les deux cas, une distribution continue de fins pores est observée. Comme leur présence ne diminue pas de façon significative $S(\%)$, le fait qu'ils subsistent est à relier aux valeurs modérées de T et t . Dans le cas de surfaces fraisées, en sus des pores fins, des pores d'assez grande taille répartis périodiquement sont observés. Ils proviennent des stries de fraisage les plus profondes et n'ont pas pu être éliminés par fluage. En effet, provenant de creux peu nombreux et profonds, ils subsistent même à fort $S(\%)$, comme en outre P est faible, σ est insuffisante.

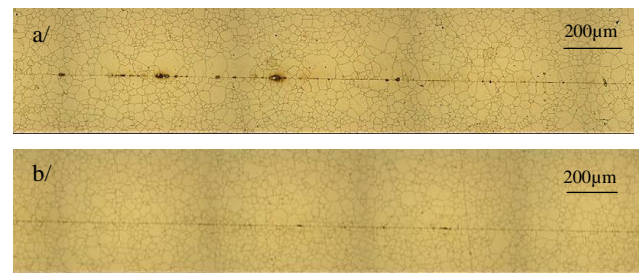


Figure 1. Assemblages en tôle d'acier 1.4404. a/ interface montrant des pores répartis de façon périodique (surfaces fraisées) ; b/ interface à faible porosité (surfaces 2B).

Effets de composition chimique

La ré-oxydation des surfaces après nettoyage et la présence d'impuretés dans l'environnement de soudage sont deux sources d'oxygène. En l'absence d'éléments fortement avides d'oxygène dans le matériau à souder, cela n'a pas de conséquence. Dans le cas de l'alliage 800L au contraire [4], la présence de TiC et d'oxydes riches en Al et Si aux interfaces est clairement mise en évidence. Sur la base d'analyses XPS et de thermo-désorption, un mécanisme en plusieurs étapes permettant d'expliquer leur présence a été proposé [4]. Il implique la réduction successive au chauffage des (hydro-)oxydes les moins stables par des éléments plus avides d'oxygène : oxydes de Fe, puis de Cr, puis de Ti, Al, Si. Malgré sa faible teneur (0,02%), le carbone joue aussi un rôle puisque CO et CO₂ ont été mis en évidence. Enfin, les oxydes de titane se trouveraient réduits par le carbone pour former TiC.

Ces observations sont voisines des résultats expérimentaux obtenus sur des alliages de nickel envisagés pour la fabrication d'échangeurs de chaleur pour les réacteurs nucléaires haute température (Haynes[®]230 et Inconel[®]617). Dans ces alliages à plus forte teneur en carbone, une zone

décarburée de part et d'autre de l'interface peut même être observée (figure 2).

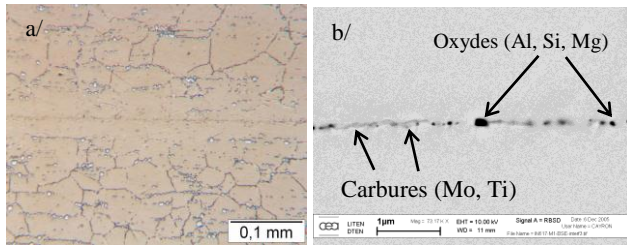


Figure 2. a/ assemblage en Haynes 230, présence d'une bande décarburée. b/ assemblage en IN617, oxydes et carbures (présûmés de type MC) à l'interface.

Effets liés au grossissement de grain

Le soudage diffusion est habituellement pratiqué à une température à laquelle le grain grossit. Ce phénomène affecte donc aussi le voisinage de l'interface et permet, quand les conditions sont réunies, la disparition de l'interface par son franchissement par les joints. Cette étape ultime du soudage diffusion est souvent recherchée et considérée comme garante de la bonne tenue des assemblages. Une approximation de la vitesse de déplacement des joints de grains peut s'écrire :

$$V = m_0 e^{-Q/RT} \left(\frac{2\gamma}{r} + \frac{1}{2} \rho \mu b^2 - P_f \right)$$

Où $m_0 e^{-Q/RT}$ est la mobilité (m_0 facteur pré-exponentiel, Q énergie d'activation, R constante des gaz parfaits), γ l'énergie des joints de grains (supposée constante), r leur rayon équivalent (forme équivalente sphérique), ρ la densité de dislocations moyenne, μ le module de cisaillement, b le vecteur de Burgers et P_f la somme des pressions de freinage dues aux obstacles.

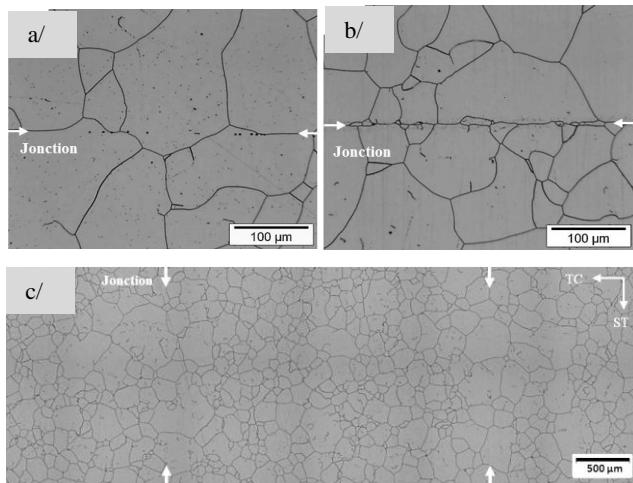


Figure 3. Épinglage des joints de grains par des pores (a) ou des particules d'oxyde (b) dans un assemblage en acier 1.4404. Cas sans épinglage (c) [5].

Cette équation montre que la vitesse de déplacement des joints sera d'autant plus élevée que la taille de grain est fine et les termes de freinage faibles. Un épinglage des joints par des pores ou des précipités est possible. La figure 3a/ montre le cas de pores épinglant les joints de grains interfaciaux, de façon transitoire puisque certains sont décrochés. Sur la figure 3b/ l'épinglage est dû à la présence, au voisinage de l'interface, d'une précipitation importante d'oxydes

d'aluminium. L'absence d'épinglage permet la disparition de l'interface (figure 3c/).

Le terme central de l'équation montre qu'il serait possible d'augmenter le franchissement en utilisant un matériau écroui. Ce n'est le cas avec des surfaces usinées, comme le montre la figure 1a/ par comparaison avec la figure 1b/.

Conclusions

Les mécanismes du soudage diffusion sont nombreux, variés et peuvent interagir les uns avec les autres. En outre, les propriétés des matériaux qui interviennent dans ces mécanismes sont elles aussi d'ordre varié. Dans ces conditions, la modélisation du procédé, qui pourrait permettre une optimisation fine, semble une gageure. Cependant, l'étude détaillée de tel ou tel mécanisme et sa modélisation ou sa simulation permet de mieux comprendre certains aspects du procédé, voire de représenter des cas idéaux. A titre d'exemple, on présente figure 4 la simulation du franchissement d'une interface par les joints de grains, réalisée par calcul aux éléments finis à partir d'une description du matériau en champ complet (méthode level set) [6]. Si, dans cette simulation, l'interface est considérée comme sans obstacle et en 2D, ces outils numériques sont à présent assez matures pour s'intéresser au 3D avec présence de pores résiduels [7].

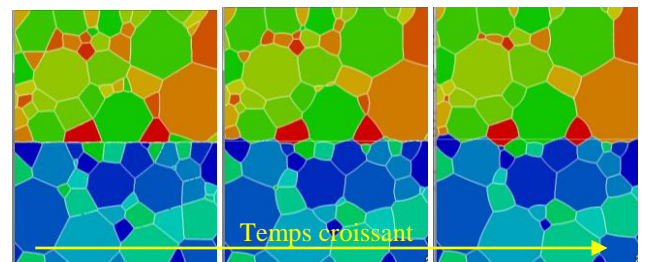


Figure 4. Simulation du franchissement d'une interface par les joints de grain - approche EF/level set.

Références

[1] Y. Bienvenu, Assemblage par diffusion, Techniques de l'ingénieur, BM 7 747.
 [2] W Dänner et al., ITER R&D: Vacuum vessel and in vessel components, shield blanket module, Fus. Eng. Des. 55 (2001) 205-217.
 [3] L Cachon et al., Status of the Sodium Gas Heat Exchanger (SGHE) development for the Nitrogen Power Conversion System planned for the ASTRID SFR prototype, ICAPP 15, Nice, 3-6 mai 2015
 [4] N. Bouquet et al. Traitement thermique et analyse XPS d'un acier austénitique. Relation entre thermodésorption et chimie de surface, ELSPEC, 2012.
 [5] N. Bouquet, Etude de la formation des joints soudés par diffusion : Application aux échangeurs de chaleur compacts, thèse de doctorat, Université de Bourgogne, nov. 2014.
 [6] A.-L. Cruz-Fabiano et al. Assessment of simplified 2D grain growth models from numerical experiments based on a level set framework. Comp. Mater. Sci., 92 (2014) 305-312.
 [7] B. Scholtes et al. Advances in level-set modeling of recrystallization at the polycrystal scale - development of the digi-μ software. Key Eng. Mater., 651-653 (2015) 617-623, 2015.