

# Maîtrise du grossissement de grain lors du soudage diffusion homogène de l'acier X2CrNiMo17-12-2 : problématique et apports de la simulation

E. Rigal<sup>a</sup>, M. Bernacki<sup>b</sup>, N. Bouquet<sup>c</sup>, D. Tresallet<sup>d</sup>

<sup>a</sup>CEA/Liten, Grenoble, France

<sup>b</sup>Mines ParisTech, CEMEF, Sophia Antipolis, France,

<sup>c</sup>Atmostat, Villejuif, France,

<sup>d</sup>SIMaP, Grenoble, France

## Résumé

Le soudage diffusion permet la fabrication d'échangeurs de chaleur compacts dans lesquels les circuits de fluide sont séparés par des parois fines. On présente et on illustre ici l'intérêt de la simulation du grossissement de grain lors du soudage diffusion en tant qu'outil permettant la maîtrise de la microstructure.

## Introduction

Le soudage diffusion [1] permet la fabrication d'échangeurs de chaleur (réacteur ASTRID [2], chimie, pétrole...) à partir d'un empilement de tôles millimétriques rainurées. Les paramètres importants sont la température, la pression, le temps et l'état de surface. Les mécanismes du procédé ont été décrits précédemment [3]. On s'intéresse ici plus particulièrement au grossissement de grain [4].

Dans un échangeur de chaleur compact à plaques (figure 1 gauche), l'épaisseur de paroi entre les deux circuits est de l'ordre du mm. Pour une application nucléaire, requérant un dimensionnement, il faut que la taille de grain reste suffisamment fine, non seulement pour que l'on puisse considérer le matériau comme un milieu continu isotrope, mais aussi pour garantir de bonnes propriétés mécaniques (fatigue et fluage). On peut retenir comme ordre de grandeur une taille équivalente moyenne maximale  $\bar{D}_{max}$  de 65 $\mu$ m, soit environ 15 grains par mm.

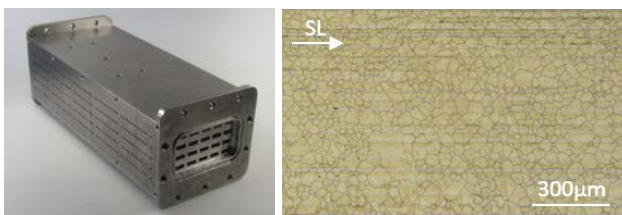


Figure 1. Exemple d'échangeur compact à plaques soudé par diffusion en Compression Isostatique à Chaud (à gauche) et acier 1.4435 après traitement thermique d'une heure à 1050°C, début de grossissement de grain anormal (à droite).

Par ailleurs, l'obtention d'interfaces « idéales », c'est-à-dire sans défauts résiduels (pores, inclusions...) et caractérisées par un décrochage généralisé des joints de grains, implique un grossissement de grain significatif. Le grossissement de grain est donc un « mal nécessaire » en soudage diffusion.

## Matériaux de départ et leur évolution

Il s'agit de tôles généralement laminées à froid. Leur  $\bar{D}$  à l'état initial est  $\bar{D}_0 = 10$  à 25 $\mu$ m environ. Après une exposition à haute température simulant le soudage, certains matériaux présentent un grossissement de grain anormal caractérisé par de très gros grains ([5], figure 1 droite) qui les rend difficilement utilisables pour l'application nucléaire. Ce comportement est en outre difficile à modéliser.

A l'opposé, d'autres matériaux ont un comportement plus régulier et plus facile à décrire, par exemple à l'aide d'une loi de Burke et Turnbull [6] modifiée :

$$\bar{D}^{-2} - \bar{D}_0^{-2} = 2M(T) \cdot \gamma \cdot t^n$$

où  $n$  est un coefficient,  $\gamma$  l'énergie des joints de grains et  $M(T)$  leur mobilité. Pourvu que  $n$  et  $2\gamma M(T)$  soient connus dans l'intervalle de  $T$  d'intérêt pour le soudage, la valeur de  $\bar{D}$  après soudage est calculable pour un cycle de soudage donné. Cela permet de définir un cycle acceptable d'un point de vue global ( $\bar{D} < \bar{D}_{max}$ ) et local ( $\bar{D}/\bar{D}_0 > k_c$ ,  $k_c$  étant un facteur de grossissement de grain jugé nécessaire pour l'obtention d'interfaces suffisamment franchies).

Cependant, dans un cas comme dans l'autre, le développement de la simulation par une approche en champ complet décrite ci-après présente de nombreux intérêts : simulation 3D, prise en compte d'ancrage éventuel aux interfaces (pores, inclusions), évaluation de l'effet de la distribution de taille de grains, des pores et des inclusions interfaciaux, construction de modèles de type Burke et Turnbull sur mesure... On espère ainsi permettre une optimisation plus fine du cycle de soudage et une définition plus précise du matériau initial idéal.

## Approche par simulation

### Principe

La méthode champ complet level-set (LS) utilisée dans cette étude est une méthode déterministe basée sur la résolution d'équations aux dérivées partielles dans le cadre des éléments finis (EF) [7,8]. L'approche considérée est de type P1 (interpolation linéaire par élément) sur maillages non structurés avec éléments triangulaires. La fonction LS en un point donné correspond initialement à une distance à une interface. Grâce à un algorithme de coloration et recoloration de graphes, le polycristal peut, quel que soit le nombre de grains initial considéré, être décrit par un nombre restreint de fonctions LS (typiquement moins de

10 en 2D, 30 en 3D) [8,9]. L'ensemble des isovaleurs 0 des fonctions LS représente ainsi le réseau des joints de grains. A chaque pas de temps, des équations de diffusion des fonctions LS permettent de rendre compte des mouvements des joints de grains résultant de la force motrice de croissance de grains en 2D ou 3D [7-10]. Dans cette approche, la porosité résiduelle peut être représentée explicitement par des trous dans le maillage de manière statistique ou par immersion d'images expérimentales [7]. L'interaction entre les joints de grains et les particules est ainsi directement prise en compte par la courbure des joints de grains et l'énergie d'interface au voisinage des particules [10].

**Données nécessaires**

La microstructure du matériau de départ peut être générée numériquement par une méthode de Laguerre Voronoï [11,12] à partir de distributions expérimentales de taille de grains équivalentes ou à partir de fichiers EBSD comme illustré par la figure 2. La mobilité des joints de grains est soit issue de l'exploitation de données expérimentales via un modèle (voir plus haut), soit issue de données de la littérature. Variant peu dans le domaine de température de soudage, elle peut éventuellement être considérée constante. La prise en compte des conditions de soudage, dans sa forme la plus simple, est obtenue en simulant seulement le palier de soudage (durée et  $M=M(T_{soudage})$ ), mais dans le cas d'une pièce de grande taille il est nécessaire de simuler l'ensemble du cycle car l'exposition thermique à cœur et en périphérie est sensiblement différente (figure 3).

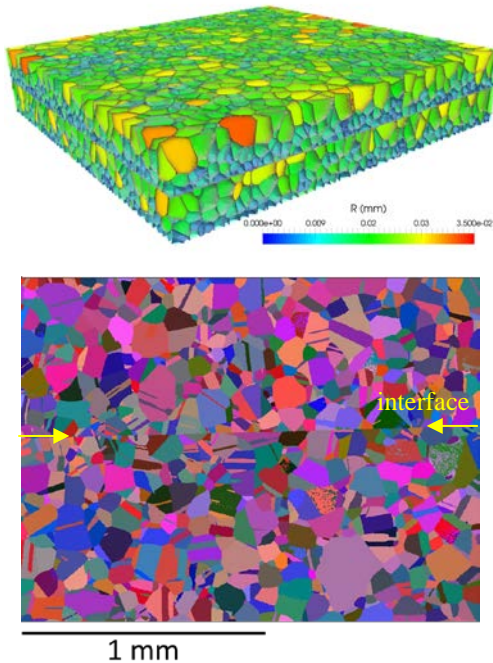


Figure 2. Description level-set de microstructures avant simulation EF du soudage diffusion. En haut : génération statistique 3D de type Laguerre-Voronoi. En bas : image MEB EBSD utilisée en figure 4.

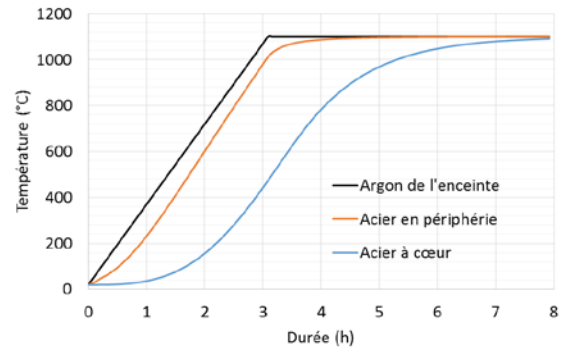


Figure 3. Evaluation par calcul aux EF (Cast3m) de l'exposition thermique pendant le soudage d'un module d'échangeur de dimensions 3.4 x 1.15 x 0.38m<sup>3</sup>

**Premiers résultats**

La figure 4 illustre l'évolution obtenue par simulation champ complet de la microstructure de la figure 2 lors d'un maintien thermique (30min) à 1050°C. Le matériau considéré est de l'acier 1.4404. Différentes comparaisons avec des données expérimentales sur essais interrompus seront présentées.

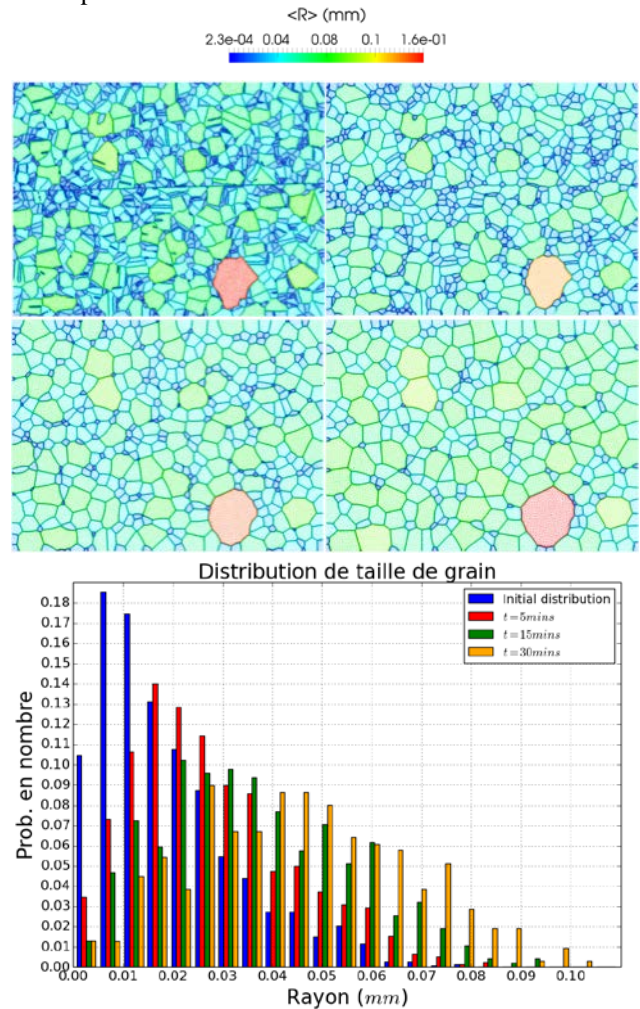


Figure 4. Evolution en temps pour un cas de croissance de grains (30min, 1.4404, 1050°C) sur la microstructure 2D décrite en Figure 2. De haut en bas et de gauche à droite : t=0min, t=5min, t=15min, t=30min et évolution de la distribution de taille de grains.

## Références

- [1] Y. Bienvenu, Techniques de l'ingénieur, BM 7 747.
- [2] L Cachon et al., ICAPP 15, Nice, 3-6 mai 2015
- [3] E. Rigal et al. journées annuelles de la SF2M, Paris, 2015.
- [4] N. Bouquet, thèse de doctorat, Université de Bourgogne, 2014.
- [5] N. Bouquet et al., Proc. LÖT 2013 DVS-Berichte 293 (2013), 118-22.
- [6] JE Burke, D Turnbull, Prog. Met. Phys. 1952. Vol. 3, p. 220-292.
- [7] M. Bernacki et al., Scr. Mater., 58 (12), 1129-1132, 2008.
- [8] M. Bernacki et al., Scr. Mater., 64 (6), 525-528, 2011.
- [9] B. Scholtes et al., Com. Mater. Sci., 109, 388-398, 2015.
- [10] A. Agnoli et al., Com. Mater. Sci., 89, 233-241, 2014.
- [11] A.-L. Fabiano et al., Com. Mater. Sci., 92, 305-312, 2014.
- [12] L. Maire et al., Jour. Mater. Sci., 51(24):10970-10981, 2016.