

L'apport d'expériences de laboratoires sur la compréhension des phénomènes métallurgiques lors du soudage : le soudage par points d'aciers hétérogènes

J. Zollinger¹, M. Escot^{1,2}, L. Deillon¹, B. Rouat¹, D. Daloz¹, Th. Dupuy²

¹Département de Métallurgie et de Science et Ingénierie des Matériaux, Institut Jean Lamour, Université de Lorraine, Nancy, France

²ArcelorMittal R&D, Automotive Products, Maizières-lès-Metz, France

27.03.2014



⊕ Plan de la présentation

Introduction

Soudage des aciers hétérogènes dans l'automobile :
Objectifs et problèmes
Du soudage à l'expérience de laboratoire

Résultats expérimentaux

Microstructures & morphologies
Température de l'interface solide / liquide
Cinétique de l'interface solide / liquide : vers le mécanisme

Modélisation

Diffusion / Thermodynamique : Dictra
Modéliser pour simuler

Conclusions

⊕ Soudage d'aciers hétérogènes en composition

Pourquoi vouloir assembler des alliages / aciers hétérogènes ?

⌚ Soudage d'aciers hétérogènes en composition

Pourquoi vouloir assembler des alliages / aciers hétérogènes ?

- Ultra High Strength Steel
- Extra High Strength Steel
- Very High Strength Steel
- High Strength Steel
- Mild Steel / Forming Grades
- Aluminium
- Magnesium



⊕ Soudage d'aciers hétérogènes en composition

Pourquoi vouloir assembler des alliages / aciers hétérogènes ?

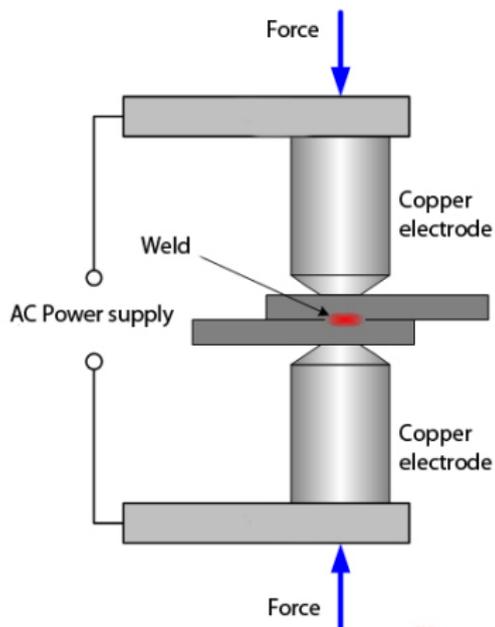
⊕ Sécurité

■	Ultra High Strength Steel
■	Extra High Strength Steel
■	Very High Strength Steel
■	High Strength Steel
■	Mild Steel / Forming Grades
■	Aluminium
■	Magnesium

Safety



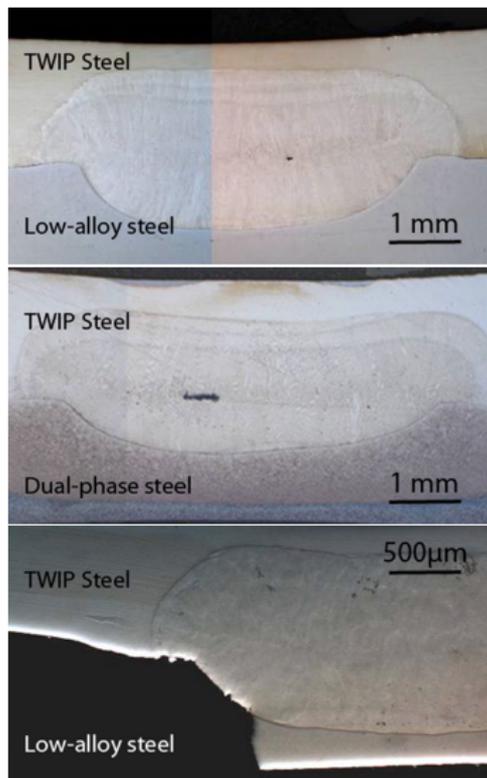
⊕ Soudage d'aciers hétérogènes en composition



Soudage par points

- ⊕ $f = 50 \text{ Hz}$, $I \approx 7 \text{ kA}$
- ⊕ Cycle de chauffage :
0,4 seconde
- ⊕ cycle thermique complet
 $\approx 1 - 3$ secondes
- ⊕ épaisseur des tôles d'acier
1,5 - 3 mm

⊕ Soudage d'aciers hétérogènes en composition



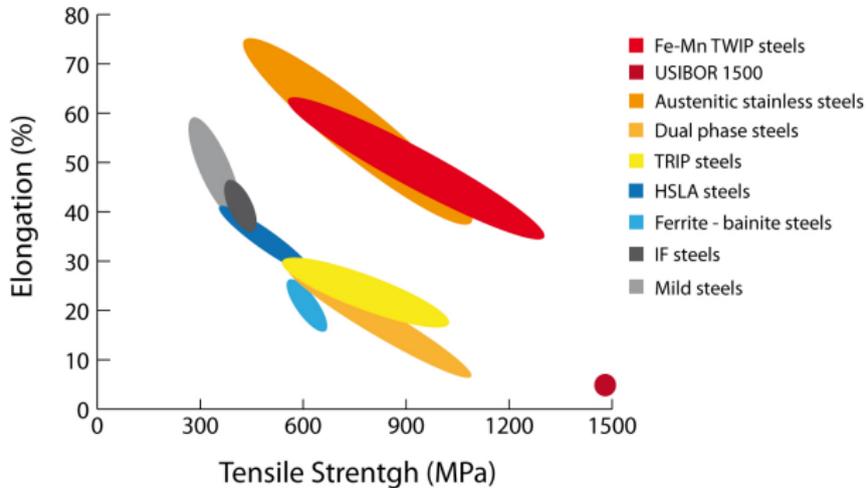
Aciers hétérogènes

- ⊕ Différentes températures de liquidus
- ⊕ différentes propriétés thermo-physiques
- ⊕ différentes propriétés mécaniques

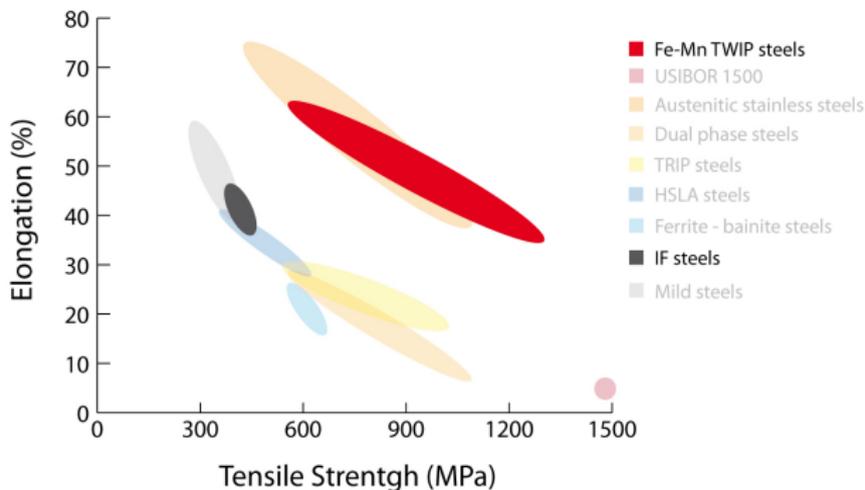
Problème fréquent

- ⊕ Rupture à l'interface zone fondue / acier peu allié

⌚ Soudage d'aciers hétérogènes en composition



⌚ Soudage d'aciers hétérogènes en composition



System of interest : Fe / Fe-22Mn-0.6C (wt.%)

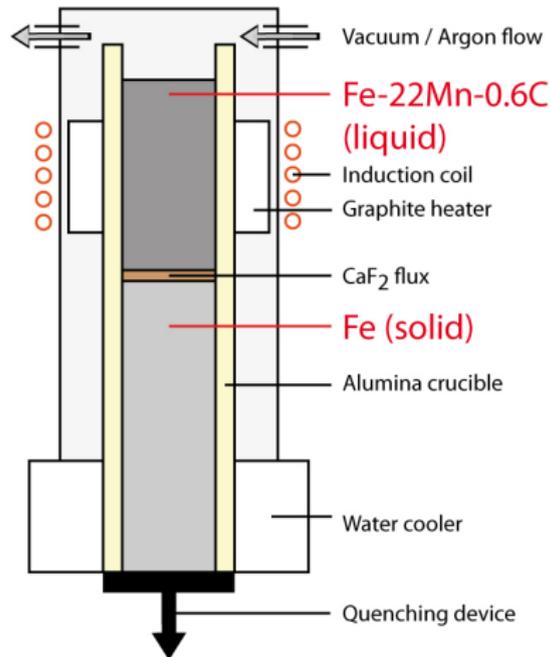
⊕ Du soudage à l'expérience de laboratoire

Observations et questions des aciers soudés par point

- ⊕ Rupture à l'interface ZF / Fe :
Vitesse de l'interface $v^* \rightarrow 0$
- ⊕ Vitesses de refroidissement > 500
 $K.s^{-1}$
- ⊕ Température de l'interface ?

L'expérience

- ⊕ Temperature initiale de l'interface :
1773 K and $v^* \rightarrow 0$
- ⊕ vitesses de trempe $\approx 200 K.s^{-1}$
- ⊕ Température de l'interface :
f(temps)



20 expériences réalisées avec $0 < t < 30$ min et
2 différents volumes d'acier Fe-22Mn-0,6C liquide

⌚ Plan de la présentation

Introduction

Résultats expérimentaux

Microstructures & morphologies

Température de l'interface solide / liquide

Cinétique de l'interface solide / liquide : vers le mécanisme

Modélisation

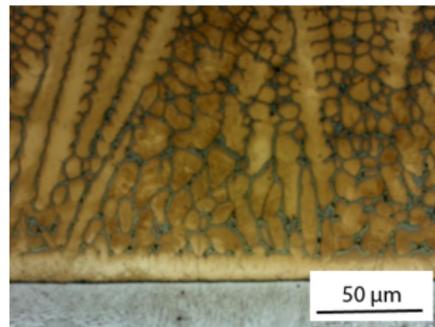
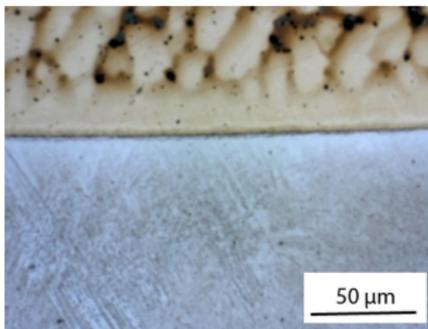
Conclusions

⊕ Microstructures & morphologies lors de la fusion

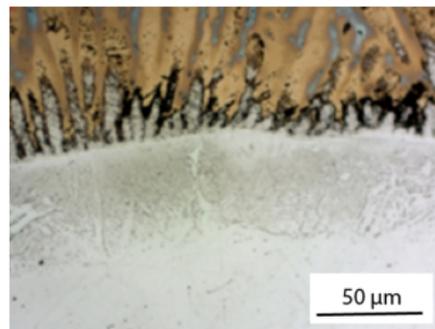
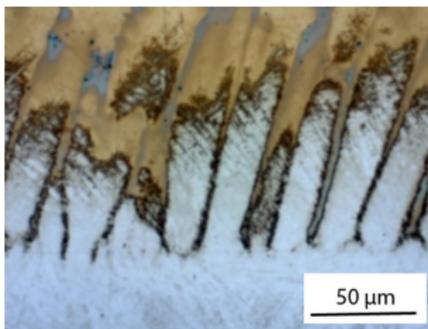
Expérience

Soudage

Front
plan

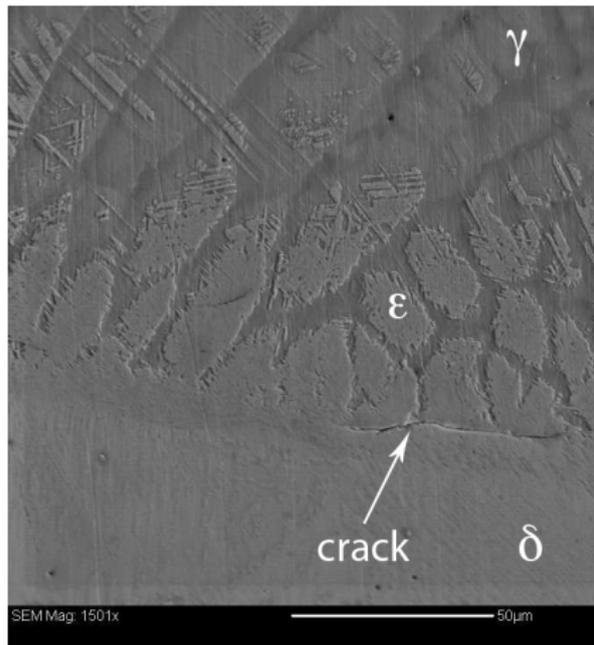


Cellules



⊕ Microstructures & morphologies lors de la fusion

Analyse EBSD des interfaces : Cellules



Phases en présence

Trois phases identifiées :

- ⊕ austénite γ (liquide trempé)
- ⊕ ferrite δ (ferrite trempée)
- ⊕ **Martensite ϵ** (Austénite trempée)

→ interface γ / liquide au moment de la trempé



Cliché de Kikuchi de la martensite ϵ

⊕ Microstructures & morphologies lors de la fusion

Analyse EBSD des interfaces : Fronts plans

Type 1

- ⊕ austénite γ (liquide trempé)
- ⊕ ferrite δ (ferrite trempée)
- ⊕ Pas de martensite !

→ interface δ / liquide



⊕ Microstructures & morphologies lors de la fusion

Analyse EBSD des interfaces : Fronts plans

Type 1

- ⊕ austénite γ (liquide trempé)
- ⊕ ferrite δ (ferrite trempée)
- ⊕ Pas de martensite !

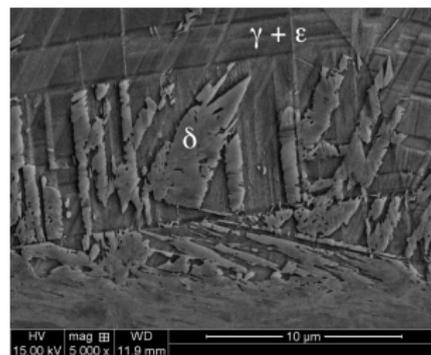
→ interface δ / liquide



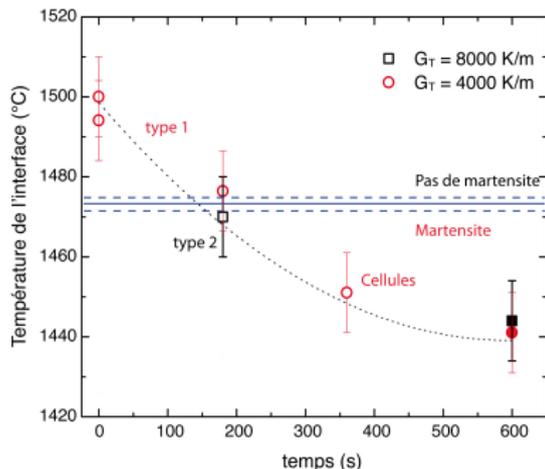
Type 2

- ⊕ austénite γ (liquide trempé)
- ⊕ ferrite δ (ferrite trempée)
- ⊕ **Martensite ϵ** (Austénite trempée)

→ interface γ (+ δ ?) / liquide



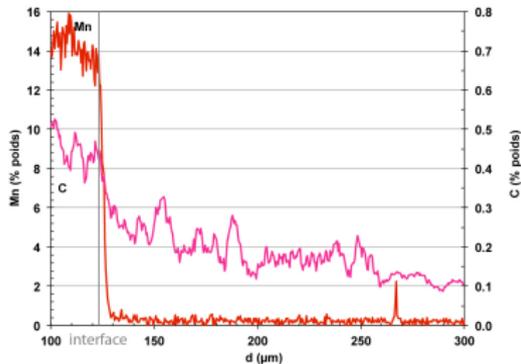
⊕ Température de l'interface



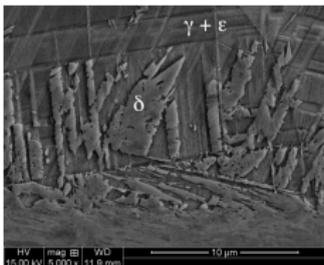
Température de l'interface

- ⊕ Les différentes microstructures correspondent à différentes températures d'interface au moment de la trempe
- ⊕ Présence de la martensite ϵ en dessous d'une certaine température d'interface
- ⊕ Phases en présence dépendent de la température et de la cinétique de fusion, *i.e.* de la composition du solide et du liquide.

⊕ Analyses chimiques



Profils en carbone et manganèse le long d'une interface de type 2



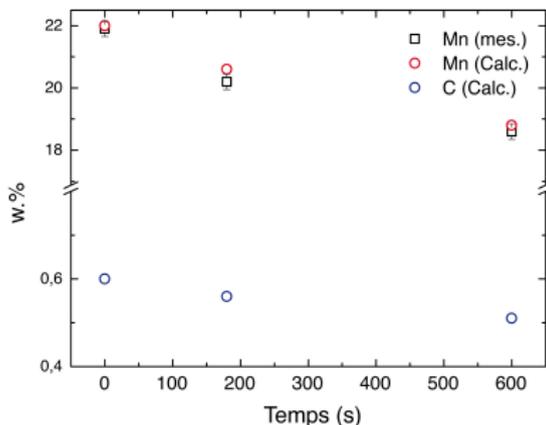
Microsonde de Castaing

- ⊕ Permet de mesurer le Mn et le C
- ⊕ Mesures sur les FP de type 1 et 2
- ⊕ Interface de type 1 : pas de diffusion dans le solide
- ⊕ Interface de type 2 : Distance de diffusion du Mn \approx longueur des zones contenant la martensite ϵ

EDS

- ⊕ Mesure semi-quantitative du **Mn** uniquement
- ⊕ Mesures de la composition moyenne du liquide des échantillons

⊕ Analyses chimiques



Compositions moyennes du liquide

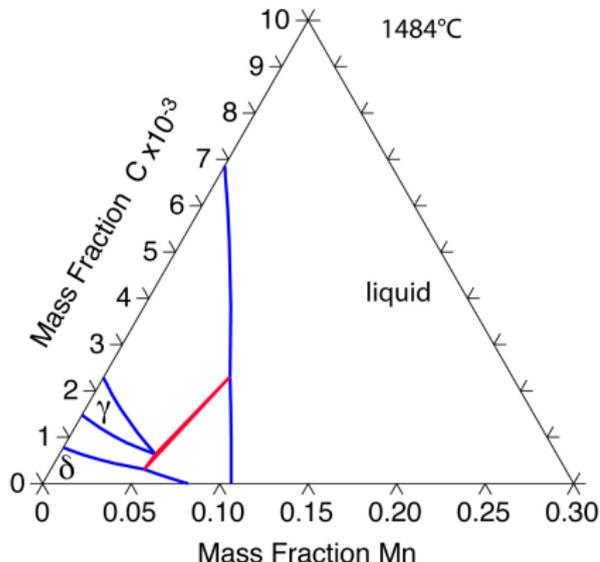
La comparaison entre

- ⊕ les valeurs mesurées,
- ⊕ les valeurs calculées à partir des positions d'interface (épaisseur de fer dissoute)

montre un bon accord

→ Calcul de l'évolution de la teneur moyenne en carbone dans le liquide

⊕ Analyses chimiques



Compositions moyennes du liquide

La comparaison entre

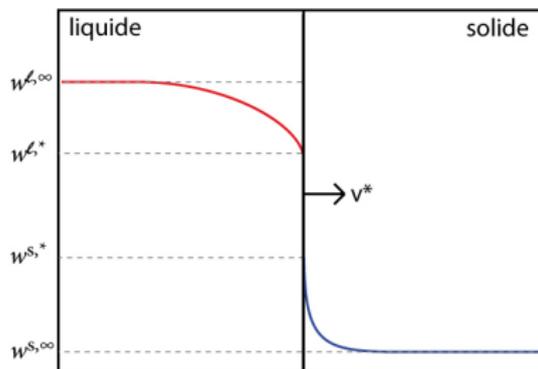
- ⊕ les valeurs mesurées,
- ⊕ les valeurs calculées à partir des positions d'interface (épaisseur de fer dissoute)

montre un bon accord

→ Calcul de l'évolution de la teneur moyenne en carbone dans le liquide

Connaissance de C et Mn dans le liquide permet une première lecture du diagramme ternaire Fe-Mn-C à la température de l'interface.

⊕ Cinétique de l'interface



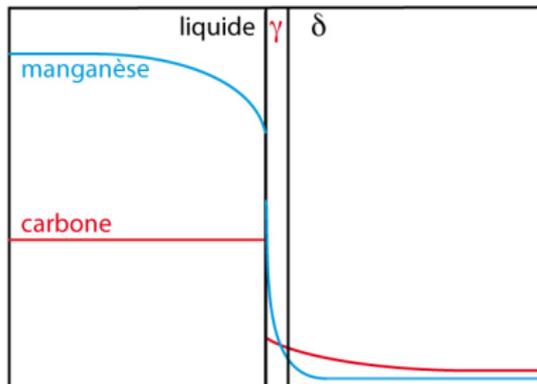
Les compositions à l'interface sont données par le diagramme de phase

$$v^* \propto \sqrt{D_i^l/t}$$

Bilan de soluté à l'interface

$$v^*(w_i^{l,*} - w_i^{s,*}) = D_i^l G_i^l - D_i^s G_i^s$$

⊕ Cinétique de l'interface



$$G_C^l = 0$$

$$v^* \propto \sqrt{D_{Mn}^l / t}$$

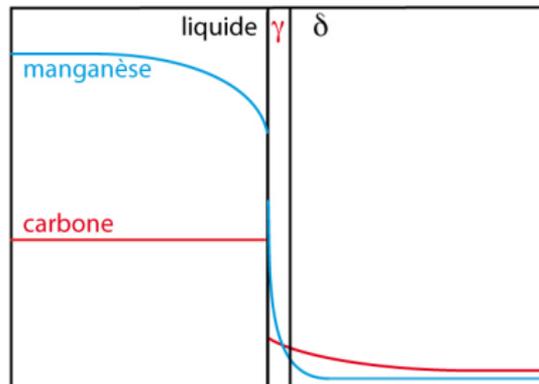
Bilan de soluté à l'interface

$$v^* (w_i^{l,*} - w_i^{s,*}) = D_i^l G_i^l - D_i^s G_i^s$$

La dissolution se déroule en 3 étapes

- ⊕ Dissolution rapide gouvernée par la diffusion du carbone
- ⊕ Dissolution gouvernée par le manganèse : formation de γ (martensite ϵ) à l'interface

⊕ Cinétique de l'interface



$$G_C^l = 0$$

$$v^* \propto \sqrt{D_{Mn}^l/t}$$

Bilan de soluté à l'interface

$$v^* (w_i^{\ell,*} - w_i^{s,*}) = D_i^{\ell} G_i^{\ell} - D_i^{\varphi} G_i^{\varphi}$$

La dissolution se déroule en 3 étapes

- ⊕ Dissolution rapide gouvernée par la diffusion du carbone
- ⊕ Dissolution gouvernée par le manganèse : formation de γ (martensite ϵ) à l'interface
- ⊕ Destabilisation de l'interface plane en cellules - augmentation de la fraction de martensite

⌚ Plan de la présentation

Introduction

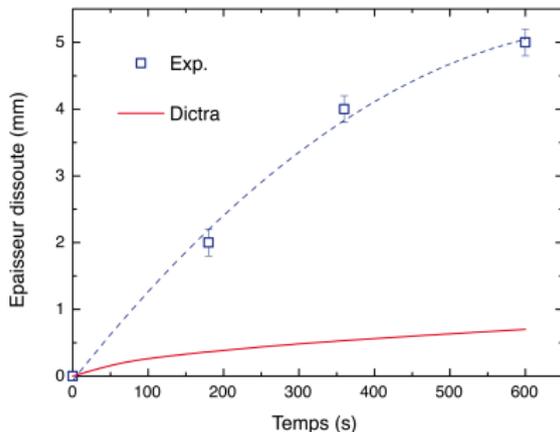
Résultats expérimentaux

Modélisation

Diffusion / Thermodynamique : Dictra

Modéliser pour simuler

Conclusions



Dictra

Résolution couplée en 1 ou 2D

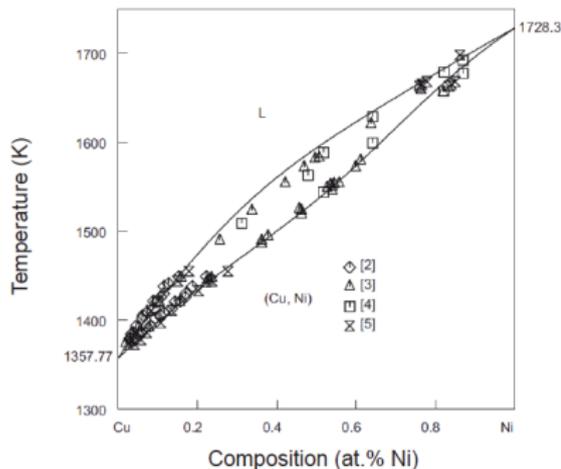
- ⊕ des équations de la diffusion
- ⊕ des équilibres thermodynamiques
- ⊕ permet de calculer l'évolution
 - de la composition
 - de la position d'une interface en fonction du temps

Comparaison avec l'expérience :

Ne fonctionne pas !

- ⊕ Equations de la diffusion ?
- ⊕ **Equilibres thermodynamiques**
Hypothèse d'un équilibre thermodynamique à l'interface ?

⊕ Développer un modèle... et une expérience !



Suivi d'interface *in-situ* en Microscopie Confocale Laser

- ⊕ Système modèle : Cu-Ni
- ⊕ Conditions isothermes
- ⊕ Permet de se mettre dans des conditions "connues"
- ⊕ Les vitesses d'interface sont obtenues par analyse d'image

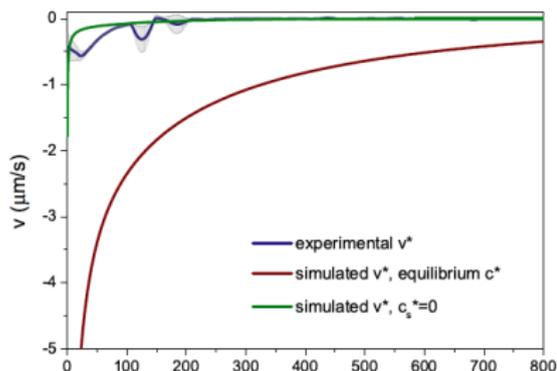
⊕ Développer un modèle... et une expérience !

Suivi d'interface *in-situ* en Microscopie Confocale Laser

- ⊕ Système modèle : Cu-Ni
- ⊕ Conditions isothermes
- ⊕ Permet de se mettre dans des conditions "connues"
- ⊕ Les vitesses d'interface sont obtenues par analyse d'image

Vidéo Dissolution Cu-Ni

⊕ Développer un modèle... et une expérience !



Suivi d'interface *in-situ* en Microscopie Confocale Laser

- ⊕ Système modèle : Cu-Ni
- ⊕ Conditions isothermes
- ⊕ Permet de se mettre dans des conditions "connues"
- ⊕ Les vitesses d'interface sont obtenues par analyse d'image

Calcul des vitesses d'interface

- ⊕ Equilibre thermodynamique n'est plus valide
- ⊕ Modélisation en cours des écarts aux compositions d'équilibres

⌕ Plan de la présentation

Introduction

Résultats expérimentaux

Modélisation

Conclusions

➔ Conclusions

- ➔ Nous avons développé une expérience permettant de reproduire les microstructures obtenues en soudage aux interfaces ZF / Acier
- ➔ La fragilité de ces interfaces est due à la présence de martensite dont nous avons pu préciser les conditions d'apparition :
 - une température où la phase γ peut être le solide stable
 - une diffusion de manganèse dans la phase solide
- ➔ Les simulations réalisées avec un logiciel commercial ont montré que les hypothèses utilisées en solidification ne sont pas valides lors de la dissolution : Les compositions aux interfaces ne sont plus données par le diagramme de phase.
- ➔ Des expériences de suivi d'interface en MCL ont été développées pour mettre au point un nouveau modèle
- ➔ Et le soudage ...
 - appliquer le modèle développé (alliages binaires) à des alliages industriels
 - comprendre la formation des microstructures cellulaires
 - prédire l'apparition des phases fragilisantes

"Solidification des Alliages Métalliques"

Du 22 au 27 juin à St Pierre D'Oléron

Inscriptions :

<http://dr06.azur-colloque.cnrs.fr/pre-inscription.php?colloque=55>

hervé.combeau@unvi-lorraine.fr

Date limite d'inscription : le **9 Mai 2014**