

Etude microstructurale de la jonction élaborée par soudage diffusion à l'état solide entre la fonte G.S et le fer pur.

M.Taouinet¹ et S. Boutarfaia¹

¹Centre de Recherche Nucléaire de Draria, département de métallurgie, BP 43, Draria, Alger, Algérie

Résumé — Dans le présent travail, nous avons étudié la microstructure aux alentours de l'interface obtenue par le procédé du soudage - diffusion entre le fer pur et la fonte GS. Nous avons parvenu à mettre en évidence expérimentalement la diffusion de certains éléments de la fonte GS dans le fer- α .

Les résultats obtenus au cours du soudage par diffusion en phase solide entre la fonte et le fer pur, montrent que l'épaisseur de la zone diffusée du carbone dans le fer a atteint les 260 μm dans le cas des échantillons soudés à 900°C sous une pression d'accostage de 12,5Mpa et un temps de 20mn. Les observations métallographiques des échantillons soudés sous différentes conditions opératoires, ont révélé l'existence d'une zone ferritique appauvrie en carbone du côté de la fonte GS. Les analyses et les observations au MEB ont montré que le fer s'est enrichi du carbone de la fonte engendrant une structure hypoeutectoïde. Des précipités de carbures ont été enregistrés au niveau de grain de ferrite et la présence de la cémentite (Fe_3C) aux joints de grains de ferrite.

Les valeurs et les profils des microduretés des couples soudés à 850, 900°C et en cyclage thermique (700 \Leftrightarrow 900°C) sont en corrélation avec la teneur en carbone diffusée dans le fer pur à partir de la fonte GS.

Mots clés: Fonte GS, fer, soudage diffusion, interfaces, microstructures, microduretés.

I.INTRODUCTION

Le soudage traditionnel (par fusion) des fontes et les aciers à haut taux de carbone est confronté à de grands problèmes d'ordre métallurgiques. Ces derniers sont liés non seulement à la fragilisation du cordon de soudure mais aussi aux modifications structurales locales que présentent ces matériaux aux zones affectées thermiquement [1, 2, 3 et 4].

Pour s'affranchir de ces difficultés, les liaisons métallurgiques obtenues par diffusion à l'état solide peuvent constituer une solution pour ce type d'assemblage, parmi lesquelles le procédé de soudage par diffusion est l'une des techniques la plus appropriée.

C'est un procédé qui opère en phase solide dans lequel les pièces sont maintenues en contact sous une pression donnée et portées à une température définie pendant un temps déterminé. Ceci conduit à un contact intime des surfaces et à une migration des atomes entre les éléments, ce qui permet d'obtenir ainsi la continuité de la matière. Ce procédé a l'avantage, par rapport aux autres techniques traditionnelles de soudage, de permettre la réalisation de pièces de différentes dimensions et de ne pas présenter de fusion locale entre les deux métaux. Ce dernier point est obtenu grâce à l'effet composé de la pression et de la température qui est environ 0,5 à 0,8 fois celle de fusion du matériau [5].

Dans le procédé de soudage par diffusion, le mécanisme de diffusion reste essentiel dans la mesure où il caractérise le degré ou le niveau d'adhésion de deux échantillons métalliques. En effet, la diffusion est normalement liée à l'application de la contrainte qui cette dernière contribue également à la production de la

Correspondant auteur : Mustapha TAOUINET
Maître de recherche: Sciences des matériaux,
Microstructures, caractérisation physico-chimique.
Adresse : CRND, département de métallurgie, BP 43,
Draria, Alger, Algérie.
E-mail: mustaouint@yahoo.fr

plasticité de transformation de phase [6], ces deux mécanismes contribuent simultanément au processus de soudage. A cela plusieurs auteurs ont essayé d'élucider ces phénomènes et d'établir une relation entre eux.

Certains travaux indiquent qu'en général l'application d'une pression élevée fait abaisser la valeur du coefficient de diffusion [7]. Effectivement la transition d'une phase à une autre diffère par les coefficients d'auto diffusion, engendre sûrement une variation au sein de la matrice (lacunes, distribution de carbone ...), rapportent certains travaux [8]. D'autres auteurs, en pratiquant les déformations par compression sur le Fer, ils observent une augmentation de la diffusion avec la vitesse de déformation et avec la température [9]. Par contre des effets très faibles sur la diffusion ont été observés dans le cas du couple Ni/Al [10] soudé par diffusion, même pour des pressions élevées et de longues durées, ainsi que pour les couples U/Al et U/Cu [10]. De même pour le couple Ag/Au soudé par diffusion, où l'action de la pression uniaxiale a un effet de ralentissement ou de blocage sur la diffusion [11]. Nous voyons donc que selon les conditions expérimentales (t , p , T) et les types de matériaux, que les résultats semblent a priori contradictoires et la réponse à l'application d'une pression uniaxiale en relation avec la plasticité de transformation de phases n'est pas nettement définie.

En ce qui concerne les études menées sur les fontes, plusieurs d'entre elles ont étudié, sous différents aspects, les performances de l'interface obtenue par soudage diffusion à l'état solide des ces matériaux [12, 13, 14, 15, 16 et 17]. Certains chercheurs ont eu la possibilité de réduire la déformation des pièces à souder par interposition de métaux intermédiaires entre les fontes grises [12]. D'autres [13, 14] ont étudié les propriétés mécaniques de l'interface des fontes obtenue par soudage diffusion à l'état solide, avec et sans métaux d'apports.

Cependant, l'étude des éléments diffusants des fontes soudée par diffusion, n'a été que très peu rencontrée dans la littérature. Certains auteurs [15, 16] ont travaillé sur les transformations microstructurales des jonctions obtenues durant

Le soudage diffusion des couples d'aciers au carbone /fer et de fonte grise/fer. D'autres études [18] ont été consacrées à l'effet du graphite sur le comportement de la diffusion du carbone au soudage diffusion entre la fonte grise et la fonte à graphite sphéroïdale. B. Kurt et col. [19] ont mis en évidence l'influence de la température de soudage sur la microstructure interfaciale obtenue par diffusion entre la fonte grise et l'acier au carbone du type AISI 4140.

Dans notre étude antérieure [17], nous avons montré qu'il était possible d'obtenir des assemblages corrects sur des couples de fontes G.S. soudés par diffusion à l'état solide. Les résultats présentent des charges à la rupture atteignant 80% celles du matériau de base.

Afin de séparer ou d'isoler les phénomènes de diffusion des autres phénomènes intervenant dans le soudage par diffusion de la fonte GS (plasticité de transformation, fluage, etc...). Une étude expérimentale sur la diffusion de certains éléments de la fonte GS est entamée dans ce présent travail. Le but consiste donc à mettre en évidence les principaux mécanismes qui interviennent dans le soudage par diffusion et quantifier particulièrement celui de diffusion dans la fonte G.S., pour cela le fer pur a été pris comme deuxième matériau.

II. Matériaux et techniques expérimentales :

Le premier matériau utilisé pour le soudage, est une fonte ferritique à graphite sphéroïdale (FGS) élaborée à la SNVI de Rouïba, coulée sous forme de barreaux cylindriques. Le fer a été pris comme second matériau du couple de diffusion. La composition chimique en poids% des deux entités est donnée par le tableau 1. Leurs morphologies sont représentées sur la fig. 1.

Les échantillons de 08 mm de diamètre et de 05-07 mm de hauteur ont été usinés, rectifiés et polis au papier émeri de grade 1000 et ensuite sont nettoyés dans une cuve à ultra son. Le couple d'échantillons est immédiatement après, positionné entre l'axe mobile et le support du

Tableau 1 : Composition chimique de la fonte à graphite sphéroïdale (FGS) et le fer pur en poids %.

	C	P	Cu	Si	S	Cr	Mn	Mg	Al	Fe
FGS	3,8	0,016	0,229	2,5	0,02	0,027	0,3	0,068	0,01	Bal.
Fer	0,005	traces	-	0,001	traces	-	0,0041	-	traces	Bal.

expérimental que nous avons réalisé au laboratoire. Sa fonctionnalité a déjà été testée dans d'autres travaux antérieurs pour le soudage diffusion d'alliages métalliques [20 et 21]. Il comporte deux parties: L'une composée d'un vérin pneumatique couplé à un axe mobile, permettant d'exercer une pression sur les échantillons à souder, l'autre partie sert de support aux matériaux à assembler. Celle-ci est introduite dans le four vertical Adamel type TV3, pour des traitements de soudage diffusion à l'état solide. Les expériences de soudage sont réalisées sous une atmosphère d'argon pour des températures de 800, 850, 900°C qui correspondent au domaine austénitique et en cyclages thermiques autour de transformation de phase $\alpha \leftrightarrow \gamma$ (entre 700 et 900°C). La durée du maintien en température de diffusion est choisie constante de 20 minutes. Le cycle thermique adopté pour tous les essais est représenté sur la figure 3. La pression exercée sur les échantillons est de l'ordre 12Mpa.

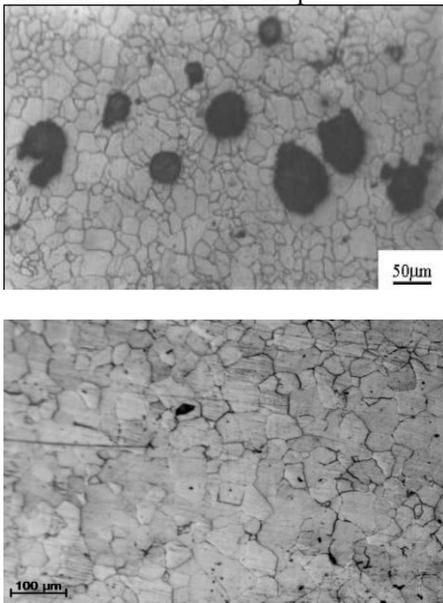


Figure 1 : Microstructure optique de la fonte GS (en haut) et du fer pur (en bas)

Les échantillons soudés ont été découpés perpendiculairement à la jonction et préparés en utilisant les techniques métallographiques conventionnelles (polissage, nettoyage...). La solution de l'attaque chimique utilisée est du NITAL à 2%.

Les observations à fine échelle des échantillons polis sont réalisées à l'aide d'un microscope électronique à balayage environnemental (MEBE) équipé d'un canon à émission de champs du type XL30 de marque Philips. Cet équipement est couplé à une spectroscopie des RX de type EDS à dispersion d'énergie, permettant des analyses chimiques.

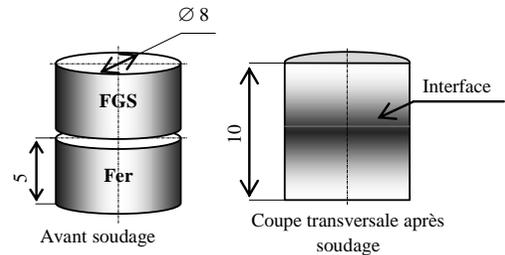


Figure 2 : Formes et dimensions des échantillons.

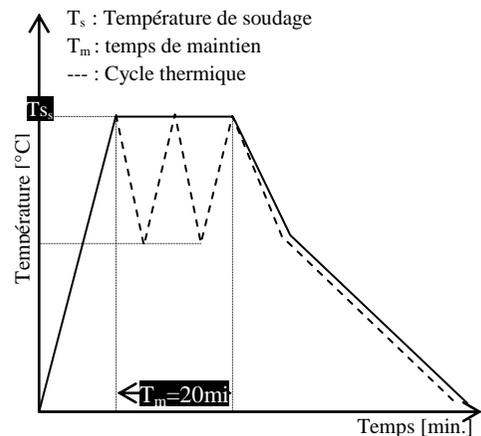


Figure 3: Cycles thermiques adoptés

Les observations optiques et les profils de microduretés au niveau de la zone de diffusion et de ses environs, ont été réalisés par l'intermédiaire d'un microscope optique (Carl Zeiss Hall 100, MHT-10) couplé à un microduromètre.

III. Résultats et discussions

Sur la figure 4 sont regroupées les observations métallographiques de la jonction des couples d'échantillons soudés sous différentes conditions opératoires.

- A 800°C, sur la micrographie (fig. 4a) nous observons du côté fer, une diffusion limitée du carbone atteignant une profondeur de 160µm environ (où la zone complètement perlitique occupe une distance approximative de 40µm). Du côté fonte, celle-ci qui était avant le soudage ferritique, s'est entièrement transformée, donnant naissance à une structure perlitique.

- A 850°C sur la fig. 4b, la perlite se présente sous la même forme que celle obtenue à 800°C. Du côté fer, la diffusion du carbone est bien marquée par la zone perlitique sur une profondeur d'environ 50µm, et jusqu'à 190µm est la limite d'apparition de la perlite.

- A 900°C évidemment la diffusion du carbone est plus prononcée, ou celui-ci a diffusé jusqu'à 260µm dans le fer (fig. 4c), mais la zone entièrement perlitique formée est d'environ 65µm au delà de l'interface.

Pour ces trois cas, nous remarquons que les grains de ferrite entourent le nodule de graphite de la fonte et se placent également le long de l'interface du côté fonte.

Quant au cyclage entre les températures 700°C <=> 900°C nous observons sur la micrographie (fig. 4d) du côté fonte quelques traces de perlite éparpillées dans la matrice ferritique de la fonte. A l'interface, du côté fer, nous remarquons que la diffusion du carbone est sous forme d'une bande assez épaisse où la zone complètement perlitique est d'environ 60µm, sa limite a atteint les 215µm environ. Les valeurs des épaisseurs des zones de diffusion du carbone dans le fer sont représentées sur le tableau 2.

Nous enregistrons sur les micrographies (fig. 4 et 5), la présence des nodules de graphite du

côté fonte qui se précipitent à l'interface, par endroits nous distinguons leur dissolution et parfois leur rupture (fig. 5).

Les observations au microscope électronique à balayage (fig.5) montrent, pour tous les couples de diffusion entre la fonte GS et le fer pur soudés, la présence petites taches noires synonyme de précipités, dans les grains de ferrite du côté fer. L'analyse ponctuelle de ces petites taches (< à 2µm) ne nous a pas permis de préciser la nature exacte de ces précipités. Le spectre (fig.5), indique une forte concentration du carbone et en faible proportion celle du fer, il s'agit probablement des précipités de carbure de fer comme l'ont constaté certains auteurs [16] dans leurs travaux sur le soudage par diffusion entre le fer Armco, l'acier au carbone et la fonte [16] et entre la fonte à graphite sphéroïdale avec l'acier inoxydable [22]. Ils indiquent que la profondeur de ces précipités est fonction des paramètres de soudage, généralement l'augmentation de la température et du temps produisent une large zone de diffusion [16, 22]. Les spectres et l'analyse aux joints de grains de ferrite du côté fer (fig.6), montrent une forte concentration du fer et du carbone, affirmant la présence de la cémentite constatée uniquement à ces endroits. Cette cémentite est aperçue jusqu'aux environ 700 µm au delà de l'interface. Ces résultats ont été constatés également dans d'autres travaux [16].

Tableau 2 : Représentation des épaisseurs de zone de diffusion du côté fer formées au cours du soudage. D₁ la distance de la zone complètement perlitique, D₂ la distance de la zone du carbone diffusé.

Températures	Profondeurs	
	D ₁ [µm]	D ₂ [µm]
800°C	40	160
850°C	50	200
900°C	65	260
700⇔900°C	60	215



Figure 4 : Micrographies de la jonction entre la fonte GS et le Fer soudée à : a- 800°C, b-850°C, c-900°C et d- en cyclage 700⇌900°C.

A ces observations métallographiques, nous pouvons relier les mesures des duretés dont les profils sont représentées sur la figure 9. Les valeurs de celles-ci indiquent que la corrélation duretés – teneur en carbone est bien vérifiée. En ce qui concerne la diffusion, il est clair que le traitement thermomécanique où les échantillons ont été portés en phase austénitique (à 900°C) qui ont permis la plus importante diffusion du carbone.

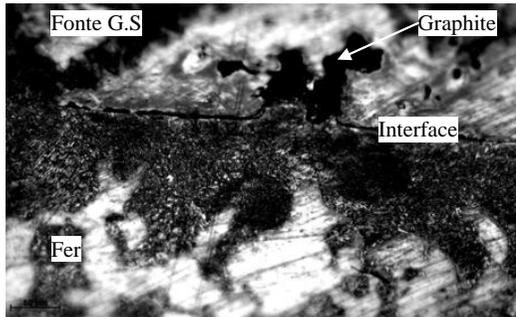


Figure 5 : Micrographie représentant la rupture ou la dissolution du graphite à l'interface de la jonction entre la fonte GS et le Fer soudée à 900°C.

Les résultats obtenus montrent une amélioration de la zone de diffusion pour le soudage en cyclage thermique autour du domaine de transformation de phase ($\alpha \rightleftharpoons \gamma$), par rapport à ceux maintenus à 800°C et 850°C. La diffusion est homogène se présente sous forme d'une plage perlitique d'épaisseur de 80µm du côté fer (fig. 4d). La structure de la fonte est ferritique avec quelques plages de perlite, cette

morphologie est attribuée au temps très court pour que la transformation austénitique ait lieu.

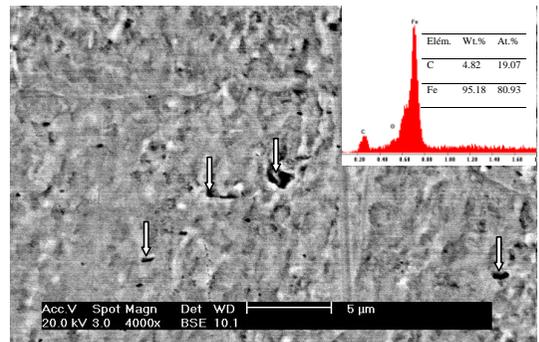


Figure 6 : micrographie au MEB des précipités (indiqués par des flèches) analyse et spectre correspondant du couple soudé à 900°C

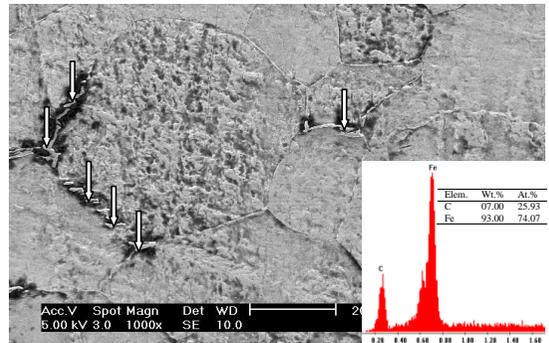


Figure 7 : Micrographie au MEB de la cémentite Fe₃C aux joints de grains de ferrite (flèches). Le spectre indique l'analyse ponctuelle de la phase. Echantillons soudés à 900°C.

La zone riche en carbone coté fer, a une structure perlitique et perlitico-ferritique (fig.4, a,b et c) dont la quantité du carbone diffusée change graduellement au fur et à mesure que l'on s'éloigne de l'interface. Il est à noter ici, que l'existence d'une zone ferritique appauvrie en carbone du coté de la fonte GS à

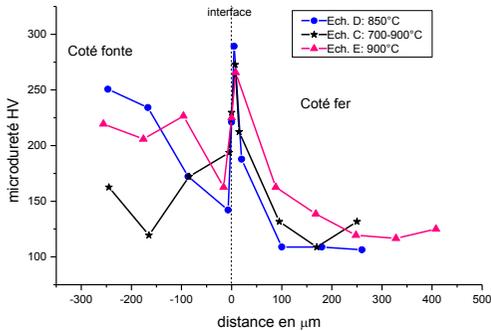


Figure 8 : Profils des microduretés effectuées sur les couples de fonte/fer pur soudés par diffusion sous différentes conditions opératoires.

La diffusion du carbone et du Si dans le fer favorise la dissolution partielle des nodules de graphite durant le soudage et par ailleurs, la contrainte appliquée incite parfois à la rupture ou la fragmentation des nodules du graphite à l'interface.

Le processus qui gère ce phénomène (du nodule graphite) dépend de la température et du temps de soudage. Quand ces derniers augmentent, une complète dissolution des nodules de graphite se fixent à l'interface se présentant parfois allongés et parfois rompus (fig. 5 et 8).

L'interface, est assignée à la quantité du carbone diffusée dans le fer pur, et probablement au rôle que joue le silicium dans Ceci provoque une augmentation de la concentration du carbone dans l'austénite qui se transforme ainsi en perlite au cours du refroidissement [24, 25]. La dissolution du carbone dans l'austénite permet donc à la concentration du carbone de rester constante pendant la durée du soudage, équilibrant ainsi la diffusion vers le fer. Cette valeur constante est la limite de solubilité du carbone dans l'austénite.

la diffusion du carbone dans le Fe α . En effet, le silicium et le manganèse exercent des actions bien différentes sur la diffusion du carbone dans le fer.

Le silicium ralentie l'activité thermodynamique du carbone (graphitisant) par contre le Mn l'augmente [23]. Le profil de concentration du silicium du couple soudé à 900°C de la figure 8, montre clairement la diffusion du silicium dans le fer. Il indique un pic à l'encontre du graphite aplati au niveau de l'interface. Ce qui explique probablement la formation de la couche ferritique le long de l'interface du coté fonte, ce constat est en accord avec certains travaux sur le soudage diffusion des fontes grises [19].

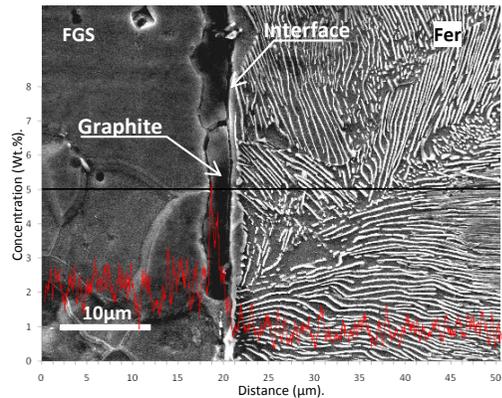


Figure 9 : Micrographie au MEB de l'interface du couple FGS et Fer pur (850°C). La structure du fer est complètement perlitique aux alentours immédiats de l'interface. Le graphite est sous forme allongé de dimension environ (5x35µm), figé à l'interface. Profil de concentration du Si (spectre en rouge) selon la ligne noire.

Cependant, la température et la pression dans le soudage diffusion jouent un rôle important dans la formation du joint. La température et le temps de maintien contrôlent l'épaisseur de la zone diffusée. La rupture des nodules de graphite est provoquée par l'augmentation de la contrainte au cours de soudage. Cette pression favorise la montée des dislocations créant des microfissures aux niveaux des nodules de graphite, déclenchant ainsi leur fractionnement [24]. Toutefois, la formation de la ferrite autour

du nodule de graphite au cours de la sphéroïdisation dans la fonte indique que le potentiel de diffusion change durant le refroidissement et que, le nodule de graphite se comporte comme un "aspirateur" de carbone. Cet effet produit son grossissement et l'entoure ainsi de grain de ferrite. (Fig.4 a, b et c). Ce résultat constaté par certains auteurs [26] est du à la diffusion du carbone à partir de l'austénite qui s'effectue à travers les joints de grain de ferrite. En effet il est démontré dans certains travaux [8] que la cinétique de transfert du carbone de l'austénite vers le graphite n'est pas seulement gouvernée par diffusion en volume du carbone mais aussi d'autres phénomènes contribuent également, tels que l'association d'effets de contraintes et de changement de volume liés à la croissance du graphite.

Etant donné que la température A3 est de 910°C, et que le soudage diffusion est effectué aux températures de 800, 850 et 900°C, nous pouvons conclure qu'une matrice austénitique (fonte) et qu'une matrice de ferritique (fer pur) sont en contact. Ce qui explique donc la présence des précipités de carbures dans les grains de ferrite (fig. 5), cet état de fait est dû certainement à la supersaturation du carbone dans la matrice du fer α . Ce résultat est en conformité avec d'autres auteurs [24].

IV. Conclusion:

- D'après nos résultats expérimentaux, nous pouvons conclure que :
- Le cycle thermique autour du domaine de transformation de phase de la fonte GS n'apporte pas de gain quant à la diffusion. Les résultats nous indiquent dans ce cas, que le soudage des échantillons réagisse comme si le couple (Ft/Fe) avait transité un certain temps en phase austénitique.

- L'existence de la bande appauvrie en carbone à l'interface du côté fonte, est probablement lié à l'action du silicium sur les conditions de diffusion de carbone.
- L'application d'une contrainte uniaxiale améliore la diffusion du carbone dans le fer. Cette augmentation est fonction de la température. Elle est attribuée aux défauts liés à la plasticité de la fonte lors de la transformation de phase.
- Le rôle de la plasticité de transformation et de la diffusion dans le soudage diffusion n'est pas clairement établi. Mais leur interaction semble certaine relativement au mécanisme du soudage à l'état solide de la fonte.
- Cependant, les meilleurs résultats sont obtenus lorsque les échantillons sont portés en phase austénitique ou à un degré moindre, en cyclage thermique autour du domaine de transformation de phase.
- Les rôles joués par les mécanismes tels que la diffusion et la plasticité de transformation, sont difficiles à quantifier et à comparer. La diffusion est sensible aux conditions thermomécaniques, elle peut s'accélérer dans le domaine austénitique par rapport à un maintien en phase ferritique ou en cyclage thermique et par application de la pression

Références bibliographiques

- [1] V. N. Kazakov, Bonding of cast iron and cast iron to steel, pp.: 155, 157.
- [2] H. Granjon, Propos métallurgiques sur le soudage, VII Soudabilité et des soudage des fontes. Revue Souder, N° 2, Mars (1993), pp. : 3, 6.
- [3] F. M.Ghaini, M. Ebrahimi, SH. Gholizade. Characteristics of cracks in heat affected zone of ductile cast iron in powder welding process. Engineering Failure Analysis 18 (2011) 47-51
- [4] M. Ebrahimi, F. M.Ghaini A, SH. Gholizade A, M. Salari B. Effect of cooling rate and powder characteristics on the soundness of heat. Affected zone in powder welding of ductile cast iron. Materials and Design 33 (2012) 551-556.
- [5] N. Bouquet, E. Rigal, S. Chomette, O.Heintz et F.bernard. Sources d'hétérogénéité d'un assemblage par soudage par diffusion homogène de tôles en acier austénitique inoxydable.
- [6] Sophie Petit- Grostabussiat, conséquences mécaniques des transformations structurales dans les

- alliages ferreux, thèse de doctorat, institut national des sciences appliquées de Lyon, 2000.
- [7] J. Philibert, diffusion et transport de matière dans les solides, les éditions de la physique ; 1985
- F. Hellal, J. Lacaze et A. Hazotte, Diffusion du carbone lors de la décomposition de l'austénite en
- [8] ferrite et en graphite dans une fonte à graphite sphéroïdale, *Can. J. Phys.* 77, (1999), pp. : 677, 684
- [12] Yu. S. Bylinkin et L.T. Gordeeva, Diffusion bonding of grey cast iron with an activating interlayer. *Svar. Proiz.* 1982, N°8, pp. 19-20.
- [13] K. NISHIO, M. KATOH et S. Mukae, Fatigue strengths of diffusion bond of spheroidal graphite cast iron, *Transaction of the Japan welding society* Vol.19, No.1 April 1989, pp : 17-27.
- [14] S. Takase et Y. Oshida, On the solide state bonding in cast iron using dynamic superplastic phenomena, Official exchange paper for the 45th international foundry congress in Budapest, Hungary, pp.3-10
- [15] F. A. Calvo, F Molleda, J. M. Gomez de Salazar, A. J. Cariado et A. Urena, Soldadura por Difusion de materiales ferreos (I), *Rev Soldadura*, 16 (3), (1986), pp. : 125, 129.
- [16] F. A. Calvo, f molleda, j. M. Gomez de salazar, a. J. Cariado et j.c. Suarez, Precipitation of iron carbides in ferrite during in diffusion bonding, *Metallography* 19:177-186 (1986).
- [17] M.Taouinet, a. Magnouche, n. Souami et M. Oulaadj. Soudage diffusion à l'état solide des fontes ferritiques à graphite sphéroïdale 38-15. *Lebanese Scientific research Reports*. V.2 N° special. Tome2, déc. 1997. pp 276-280.
- [18] N. Ozdemir, m. Aksoy, N. Orhan. Effect of graphite shape in vacuum-free diffusion bonding of nodular cast iron with gray cast iron. *Journal of Materials Processing Technology* 141 (2003) 228–233
- [19] B. Kurt, N. Orhan, A. Hasçalik. Effect of high heating and cooling rate on interface of diffusion bonded gray cast iron to medium carbon steel. *Materials & Design*, Volume 28, Issue 7, 2007, Pages 2229-2233
- [9] R.W. Baluffi, A.L. Ruoff, on strain enhanced diffusion in metals, *J of applied physics*, vol 34, n°6, 1963
- [10] D. Subramanyam M.R Notis, J.I Goldstein, pressure effect in multiphases binary diffusion couples, *Met. Tran.A*, Vol. 16 pp, 605-611, april 1985.
- [11] V. Gorski, M.I Dekhtyar, the effect of uniaxial stress on the mutual diffusion in the Ag-Au system, *phys. Stat. Sol. (b)* v. 70 pp.133-138, 1975
- [20] M. Taouinet. Soudage diffusion d'alliages métalliques. Thèse de Doctorat, Université des Sciences et des Technologies Haouari Boumediene (USTHB), Alger, 2010.
- [21] B. Zaid, M. Taouinet, N. Souami, S. Lebaili Microstructure and corrosion aspects of dissimilar joints of Zircaloy-4 and 304L Stainless Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance* 2013, 22 (3), 854–862.
- [22] Sedat Kolukisa. The effect of the welding temperature on the weldability in diffusion welding of martensitic (AISI 420) stainless steel with ductile (spheroidal graphite-nodular) cast iron. *Journal of Materials Processing Technology* 186 (2007) 33–36.
- [23] J. Philibert, A. Vignes, Y. Brechet, P. Combarde, *Métallurgie du minerai au matériau*, tome II 1999.
- [24] F. A. Calvo, A. Urena, J. M. Gomez de Salazar, F Molleda, Diffusion bonding of grey cast iron to iron and a carbon steel, *Journal of materials science letters* 24 (1989), pp. : 4152, 4159.
- [25] M. Ebrahimmia, F. Malek Ghaini, SH. Gholizade, M. Salari. Effect of cooling rate and powder characteristics on the soundness of heat affected zone in powder welding of ductile cast iron. *Materials and Design* 33 (2012) 551–556.
- [26] S. Mukae K. Nishio, et M. Katoh , Impact characteristics of diffusion bond of ferritic spheroidal graphite cast iron, *Transaction of the Japan welding society* Vol.21,No.1 April 1990, pp : 41-51.