

Propriétés en fluage à haute température et caractérisations microstructurales des joints soudés P92

Charlotte Kalck, Benjamin Fournier, Françoise Barcelo, Laurent Forest, France Dalle, Pierre-François Giroux, Ivan Tournié, Anne-Françoise Gourgues

▶ **To cite this version:**

Charlotte Kalck, Benjamin Fournier, Françoise Barcelo, Laurent Forest, France Dalle, et al.. Propriétés en fluage à haute température et caractérisations microstructurales des joints soudés P92. Matériaux 2010, Oct 2010, Nantes, France. 12 p. hal-00570554

HAL Id: hal-00570554
https://minesparis-psl.hal.science/hal-00570554

Submitted on 1 Mar 2011

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.

Propriétés en fluage à haute température et caractérisations microstructurales des joints soudés P92.

KALCK Charlotte [a], Fournier Benjamin[a], Barcelo Françoise [a], Forest Laurent [b], Dalle France [a], Giroux Pierre-François [a, c], Tournié Ivan[a], Gourgues Anne-Françoise [c].

a : CEA Saclay, DEN/DANS/DMN/SRMA, 91191 Gif sur Yvette Cedex, France
b : CEA Saclay, DEN/DANS/DM2S/LTA, 91191 Gif sur Yvette Cedex, France
c : MINES ParisTech, Centre des Matériaux P.-M. Fourt, UMR CNRS 7633, BP 87, 91003 Evry, France

RESUME:

La présente étude est consacrée aux propriétés en fluage des liaisons soudées en acier P92. Les objectifs sont de déterminer le lieu de rupture d'éprouvettes sollicitées en fluage à 550°C sous différents niveaux de contraintes (160 à 240 MPa) et de caractériser l'évolution de la microstructure du joint soudé au cours du fluage à cette même température.

L'observation des faciès de rupture et l'examen des microstructures du joint soudé avant et après fluage sont entrepris afin de caractériser le mode d'endommagement. Pour les éprouvettes observées, la rupture est ductile et se produit dans la zone affectée thermiquement, en particulier dans la zone intercritique. Une striction importante est également observée, à l'intérieur de laquelle sont présentes de multiples cavités et fissures.

MOTS-CLES : P92, Joint soudé, Résistance au fluage, EBSD

1. Introduction

Dans le cadre du développement des réacteurs de génération IV, les aciers 9-12 % de chrome sont retenus comme candidats en tant que matériaux de structure pour des applications soumises à un chargement en fluage à haute température. Ces matériaux possèdent une bonne résistance mécanique et une bonne tenue au fluage. Leurs propriétés thermiques sont meilleures que celles des aciers austénitiques (conductivité thermique plus élevée, coefficient de dilatation plus faible), et leur coût est plus bas, ce qui les rend avantageux pour les applications visées.

L'acier Grade 92 appartient à cette famille et constitue un candidat potentiel pour des applications telles que le générateur de vapeur et les circuits secondaires. Ces composants sont sollicités en fluage à long terme à des températures proches de 550°C.

Plusieurs études ont montré que l'opération de soudage altère fortement la résistance au fluage des soudures [1, 2] et par conséquent leur durée de vie est considérablement réduite par rapport à celle du métal de base sollicité dans les mêmes conditions. Ces études révèlent la sensibilité de telles soudures à la rupture de type IV, se produisant dans une zone adoucie située dans la zone affectée thermiquement (ZAT), près du métal de base.

L'objectif de cette étude est de caractériser un de ces joints soudés et d'étudier son comportement en fluage à 550°C. Les mécanismes d'endommagement et de rupture sont étudiés de manière approfondie.

2. Matériaux et procédures expérimentales

Le métal de base est fourni sous la forme d'un tube sans soudure, de diamètre extérieur 219 mm et d'épaisseur 19 mm. Le matériau à réception a été austénitisé à 1060°C pendant 30 minutes, a subi une trempe à l'air puis un revenu à 760°C pendant 1h.

Le joint soudé de l'étude provient de l'assemblage bout à bout de deux tronçons de ce tube, par procédé de soudage Tungsten Inert Gas (TIG), en position à plat. Un préchauffage est appliqué (~220°C). Les intensités, les tensions et les vitesses de soudage varient respectivement entre 200 et 230A, entre 11.5 et 12V et entre 9 et 10 cm/min. Un gaz de protection est utilisé au cours de l'opération. Il est constitué d'un mélange de 100% d'argon et de 70%d'argon avec 30% d'hélium.

Un traitement post-soudage est appliqué à la soudure afin de relâcher les contraintes internes induites par le soudage et la deuxième transformation martensitique. Il consiste en un revenu à 760°C pendant 4 h30.

La composition du métal de base et du métal d'apport est donnée dans le tableau 1.

	C	Mn	P	S	Si	Cr	W	Mo	V	Al	Ni	Nb	N	B
Métal de base	0,12	0,54	0,014	0,004	0,23	8,68	1,59	0,37	0,19	0,020	0,26	0,06	0,046	0,002
Métal d'apport	0,109	0,46	0,008	0,001	0,38	8,76	1,55	0,40	0,201	-	0,53	0,06	0,044	-

Tableau 1 : Composition chimique (en % massique) du métal de base et du métal d'apport.

2.1. Caractérisation métallographique du joint soudé et des éprouvettes rompues.

2.1.1. Observations microstructurales

Le joint soudé a été observé à l'aide de différents moyens. Des micrographies optiques ont été réalisées sur les différentes zones du joint soudé. Au préalable, la surface du joint soudé a été polie d'abord mécaniquement jusqu'à 1 µm puis avec une solution de silice colloïdale (OPS). Une attaque chimique au réactif de Villela a été effectuée (5 ml d'acide chlorhydrique, 1g d'acide picrique et 100 ml d'éthanol).

Des lames minces ont été prélevées dans le métal de base et la zone à petits grains, et observées au microscope électronique en transmission (MET).

Des cartographies par diffraction des électrons rétrodiffusés (EBSD) ont été acquises sur les différentes zones du joint soudé, au moyen d'un microscope électronique à balayage(MEB) ZEISS DSM 982 Gemini équipé d'un canon à émission de champ. La tension est de 20 kV pour une distance de travail de 19 mm et un angle d'inclinaison de 70°. Les données ainsi acquises ont été dépouillées à l'aide du logiciel Channel 5 [3].

2.1.2. Mesures de dureté

Des profils de microdureté ont été obtenus sur le joint soudé et sur les sections transversales des éprouvettes rompues. Les indentations ont été faites avec une masse de 500 grammes et un temps de maintien de 10 secondes.

2.2. Essais de fluage

Des essais de fluage sur éprouvettes lisses ont été réalisés à 550°C sous air. Les éprouvettes ont été prélevées dans l'axe longitudinal du tube. Le schéma de l'éprouvette de fluage est donné sur la figure 1.

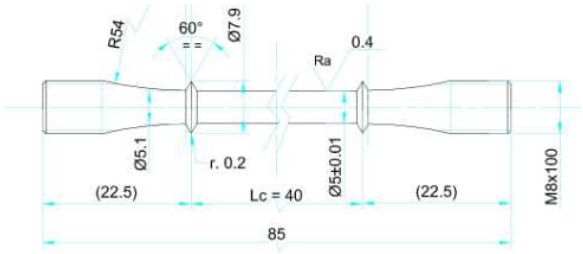


Figure 1 : Schéma de la géométrie des éprouvettes de fluage

Les contraintes appliquées ont été choisies entre 160 et 240 MPa. Un essai supplémentaire a été réalisé à 625°C, sous air, afin de comparer le comportement de ce joint en fluage avec la bibliographie disponible, plus abondante à 625°C qu'à 550°C.

Les essais de fluage sont pilotés à force constante, par un chargement uniaxial en traction, au moyen de machines de fluage ADAMEL. Le gradient de température entre les deux têtes est maintenu inférieur à 3°C. L'allongement de la zone utile (entre les collerettes) est mesuré en continu grâce à des extensomètres de 1 µm de sensibilité.

Après essais de fluage, une attaque chimique des sections longitudinales des éprouvettes est réalisée au réactif de Villela afin de révéler la microstructure et notamment le lieu de rupture.

Enfin, afin de caractériser l'endommagement dans les différentes éprouvettes ainsi que le mode de rupture, des sections longitudinales des éprouvettes rompues et les surfaces de rupture ont été observées au MEB.

3. Résultats et discussion

3.1. Caractérisation métallographique du joint soudé

Le joint soudé est divisé en trois zones : le métal de base, la zone affectée thermiquement (ZAT) et le métal fondu. Il est schématisé sur la figure 2.

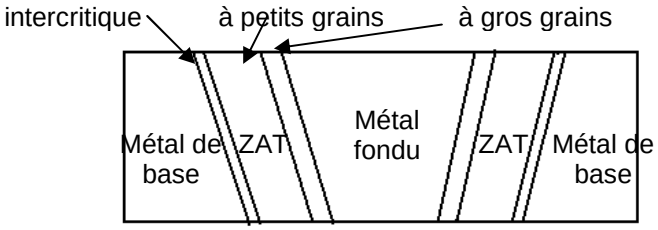


Figure 2 : Schéma du joint soudé

Le procédé de soudage entraîne une élévation de température entre le métal fondu et le métal de base. Dans le cas présent, la ZAT est soumise à des températures maximales variant entre 750 et 1400°C selon les endroits. Différentes transformations de phases se produisent alors au sein de la ZAT et trois microstructures de martensite revenue sont observables entre le métal de base et la ligne de fusion.

Dans la zone proche du métal fondu, une structure à gros grains est observable, correspondant aux anciens grains austénitiques. Il s'agit de la ZAT dite « à gros grains ».

La zone voisine est la zone dite « à petits grains ». Elle présente une structure avec des anciens grains austénitiques de petite taille.

La dernière zone de la ZAT, située entre la zone à petits grains et le métal de base, est appelée zone intercritique. Partiellement réausténitisée, cette zone présente à la fois une structure de lattes de martensite de la microstructure initiale et des cristaux issus des grains austénitiques parents.

Le profil de microdureté est superposé à une macrographie du joint soudé afin de mettre en relief les différentes zones de la ZAT ainsi que leur largeur (figure 3).

La zone de métal fondu est la plus dure (265 $HV_{0,5}$). La dureté de la ZAT n'est pas uniforme. Le profil met en avant une zone plus molle que les autres (200 $HV_{0,5}$) dans la ZAT, du côté du métal de base. Cette zone semble correspondre à la ZAT intercritique.

Ensuite, la dureté augmente fortement jusqu'à la ligne de fusion. La zone la plus dure de la ZAT correspond à la ZAT à gros grains.

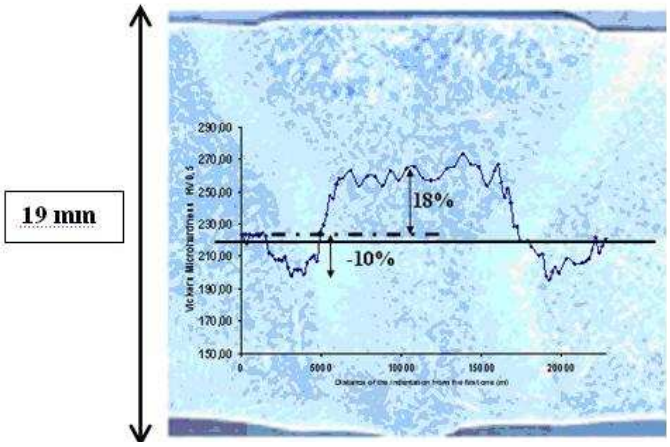


Figure 3 : Profil de microdureté superposé à une macrographie du joint soudé.

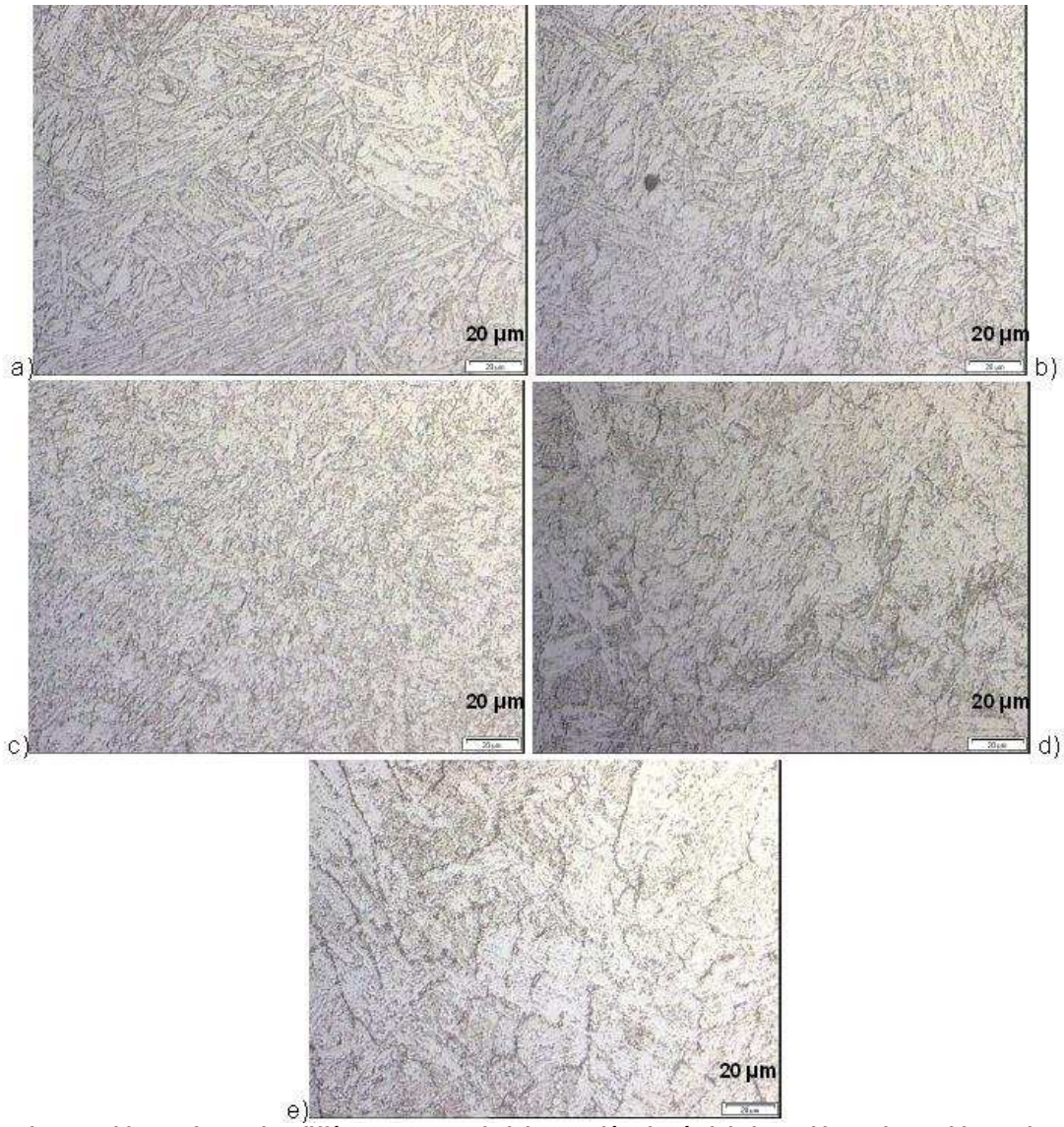


Figure 4 : Micrographies optiques des différentes zones du joint soudé : a) Métal de base, b) ZAT intercritique, c) ZAT à petits grains, d) ZAT à gros grains et e) métal fondu

Les cartographies EBSD décrivent la microstructure des différentes zones du joint soudé (figures 5, 7 et 9).

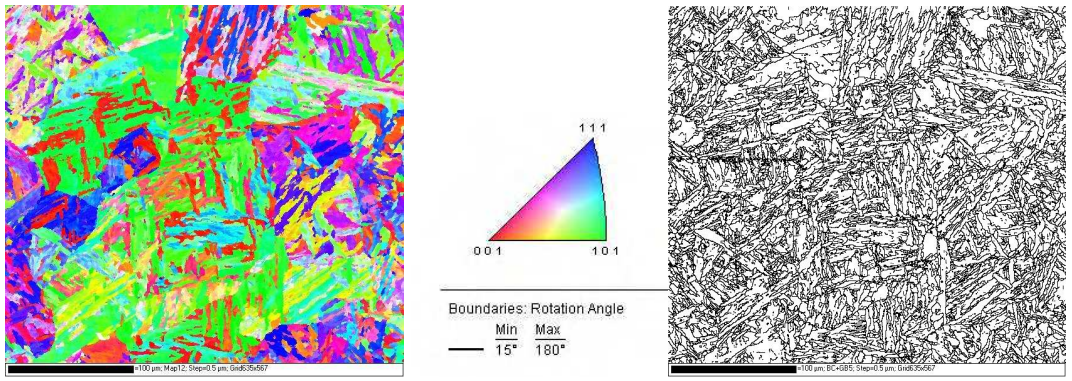


Figure 5 : Cartographie d'orientations EBSD a) et cartographie des joints (désorientation >5°) b) du m étal de base après traitement post-soudage.

La microstructure du métal de base est une structure martensitique formée de paquets et de blocs de lattes (Figures 4 et 5) [4, 5]. Les lattes sont elles-mêmes divisées en sous-grains.

La taille moyenne de blocs est estimée à 4µm (critère de détection : désorientation > 5°). Giroux [6] a évalué la taille des sous-grains du même matériau à environ 0.37 µm. Il a également estimé la densité de dislocations moyenne à environ 2.10^{14} m^{-2}.

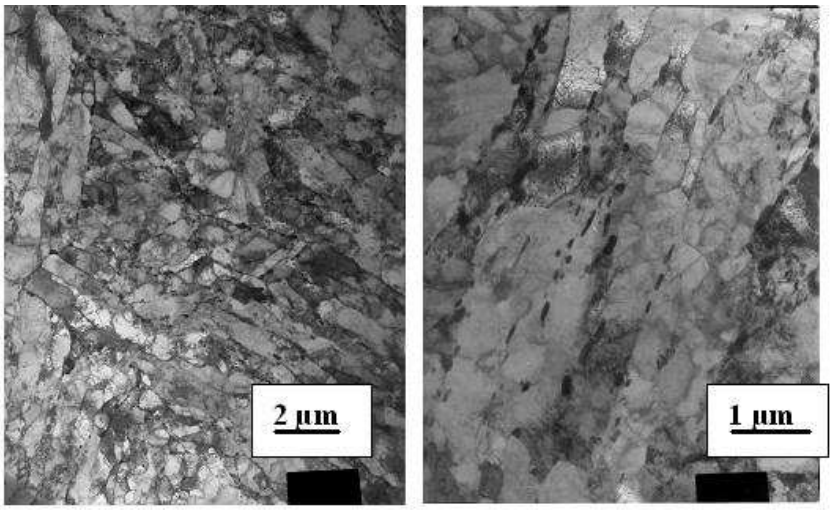
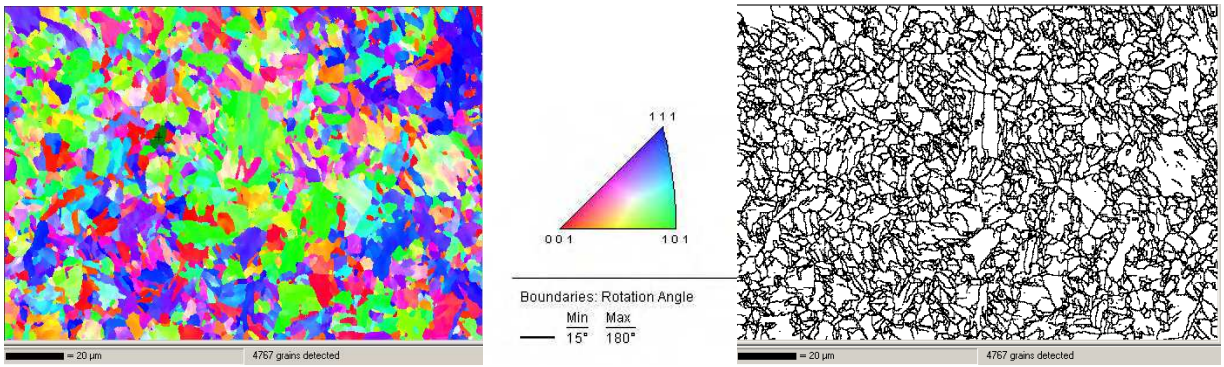


Figure 6 : Observations MET en champ clair du métal de base après traitement post-soudage.

De nombreux précipités décorent les joints des différentes structures ainsi que l'intérieur des sous-grains [4, 5] (figure 6).

La microtexture de la ZAT à gros grains est représentée sur la figure 7. Elle est constituée d'un ensemble d'entités, ici (à cette échelle) des blocs, sans texture cristallographique apparente.

a)



b)

Figure 7: Cartographie d'orientations EBSD a) et cartographie des joints (désorientation >5°) b) de la ZAT à gros grains .

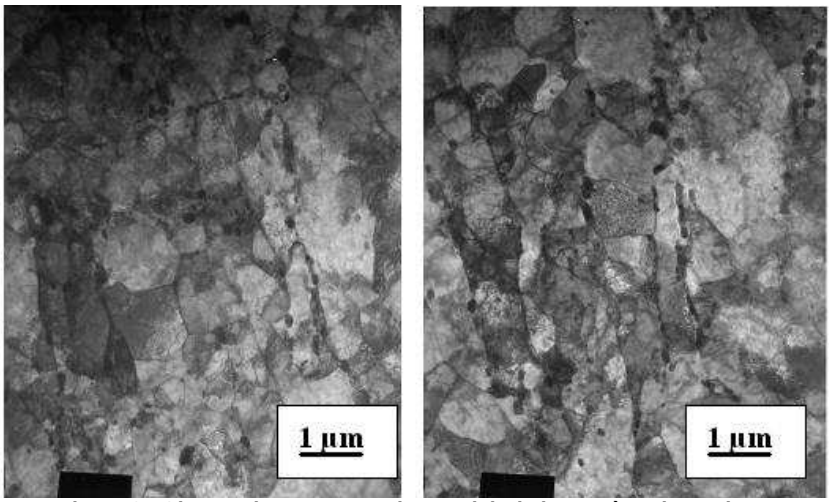


Figure 8 : Observations MET en champ clair de la ZAT à petits grains.

La ZAT à petits grains est composée d'un ensemble de grains de petite taille. Différents types de précipités sont présents au niveau des joints, ainsi qu'à l'intérieur des grains (Figure 8).

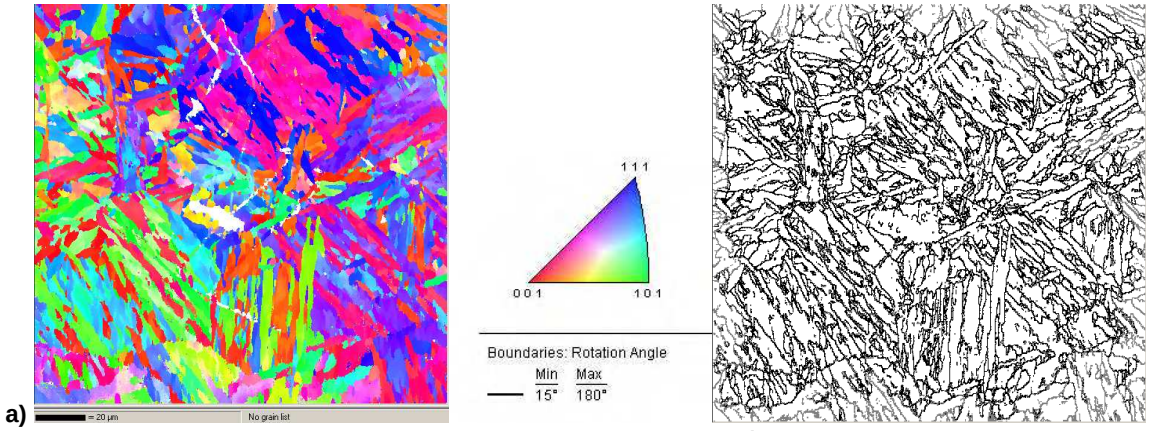


Figure 9: Cartographie d'orientations EBSD a) et cartographie des joints (désorientation >5°) b) de la zone intercritique.

A l'échelle de la cartographie EBSD de la zone intercritique (Figure 9), on constate que la microstructure de cette zone est très proche de celle du métal de base.

La différence de microdureté observée est probablement liée à la différence de taille des sous-grains ou à un état de précipitation différent entre les deux zones.

3.2. Résultats de fluage

3.2.1. Courbes de fluage

Les résultats des essais de fluage sont présentés dans le tableau 2 et sur la figure 10. Les éprouvettes soumises à des contraintes de 230 et 240 MPa ont rompu dans la ZAT, près du métal de base, donc dans la ZAT intercritique. Les autres éprouvettes rompues n'ont pas encore été examinées.

Contrainte nominale (MPa)	Durée de l'essai (h)	Etat actuel de l'essai
160	7700	En cours
174,6	7300	En cours
190	2229	En cours
205	6187	Terminé (rupture)
205	8700	Terminé (rupture)
230	2837	Terminé (rupture)
240	1127	Terminé (rupture)

Tableau 2 : Résultats des essais de fluage à 550°C.

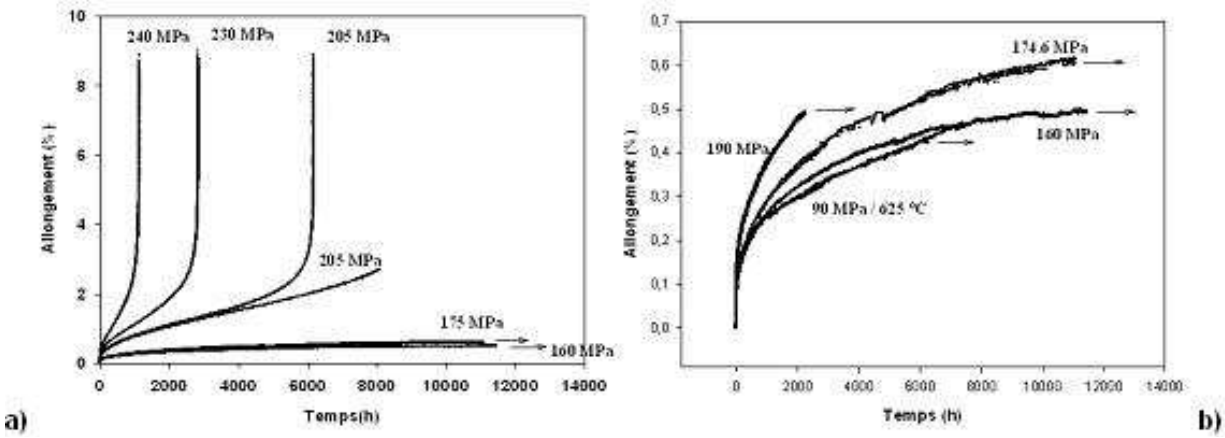


Figure 10 : a) et b) Courbes de fluage à 550 °C. b) montre uniquement les essais encore en cours.

Les graphiques de la figure 10 récapitulent les courbes des essais de fluage terminés et en cours. Les trois stades de fluage sont clairement visibles pour les essais terminés. L'allongement à rupture des éprouvettes est élevé. Les stades primaires des deux courbes de fluage à 205 MPa coïncident. Le stade tertiaire a déjà débuté pour l'éprouvette non rompue.

Le tableau 3 résume la déformation et la durée relatives aux deux premiers stades de fluage.

Contrainte nominale (MPa)	Allongement relatif à la fin du stade primaire (%)	Temps de fin de primaire (h)	Allongement relatif à la fin du stade secondaire (%)	Temps de fin de secondaire (h)
160	0,205	421,74	-	-
174,6	0,552	6556	-	-
190	0,448	1761,6	-	-
205-rompue	0,983	1480	1,942	4780
205	0,885	1400	2,06	6400
229,6	0,703	300	1,725	1800
240	0,593	140	1,558	680

Tableau 3 : Allongement relatif et temps de fin de stade primaire et secondaire.

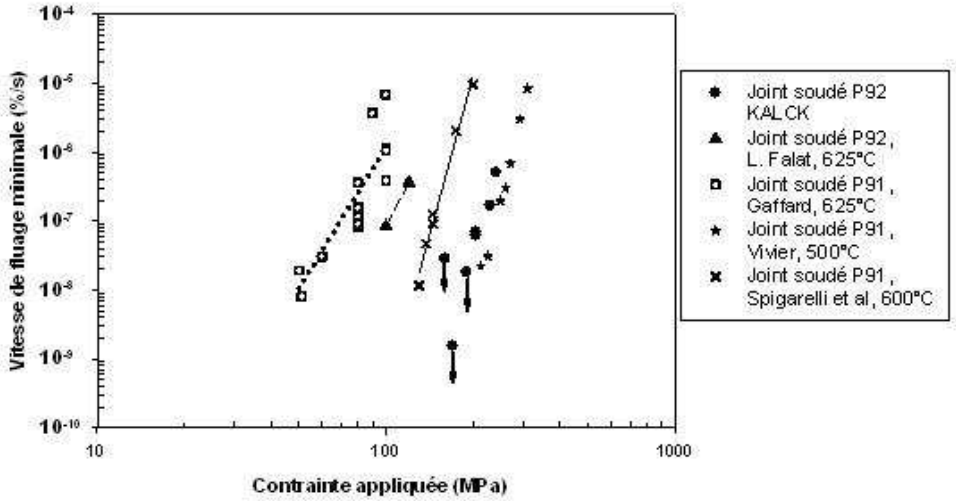


Figure 11 : Evolution de la vitesse de fluage minimale en fonction de la contrainte pour les joints soudés [1, 4, 7 et 8].

Bien que l'allongement relatif dépende de la longueur de jauge (plus précisément de la proportion entre les différentes microstructures le long de la partie utile), l'évolution des vitesses de déformation en fluage des éprouvettes rompues en fonction de la contrainte appliquée a été modélisée par une loi de type Norton (équation 1) :

$$\dot{\varepsilon} = A\sigma^n \qquad (equation1)$$

Où $\dot{\varepsilon}$, σ la contrainte appliquée et *A* et n sont des paramètres dépendants du matériau, de la température et de la géométrie de l'éprouvette.

Pour cette étude, la valeur du paramètre n est de 11,57. Cette valeur suggère que la déformation en fluage est contrôlée par le mouvement des dislocations. Elle est toutefois trop élevée pour pouvoir être reliée directement à un mécanisme de déformation dominant.

Ces valeurs sont cohérentes avec les données de V. Gaffard (625 °C) [7] et de F. Vivier à 500 °C [1] pour des joints soudés en acier Grade 91 (figure 11).

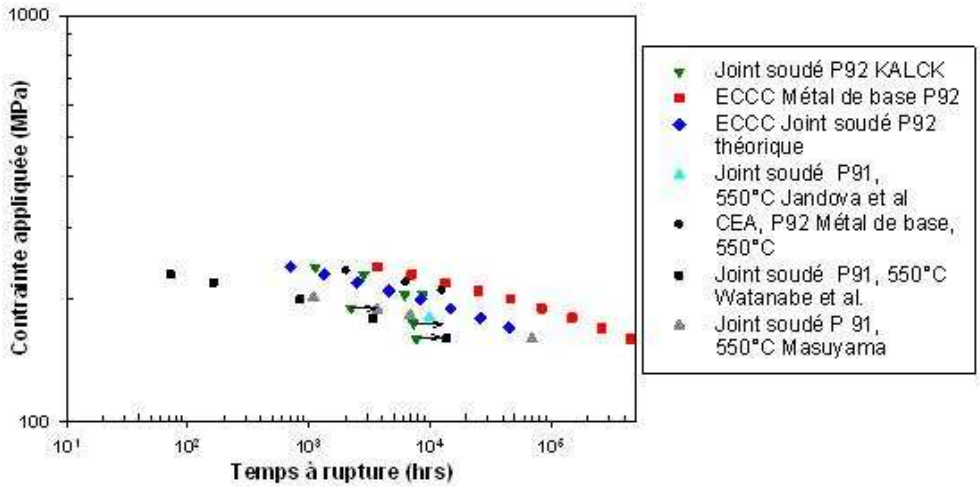


Figure 12 : Contraintes appliquées en fonction du temps à rupture, à 550 °C [9, 10, 11 et 12].

Les valeurs joint soudé théoriques de la figure 12 correspondent aux temps à rupture du joint soudé calculés à partir des valeurs données par l'ECCC des temps à rupture du métal de base et d'un abattement d'un facteur 10 pour tenir compte du joint soudé lui-même.

On constate que la résistance au fluage du joint soudé P92 issu de cette étude est nettement inférieure à celle du métal de base. Les durées de vie du joint soudé sont réduites d'un facteur 3.3 par rapport aux durées de vie du métal de base, soit 3 fois supérieures aux valeurs théoriques attendues.

Par ailleurs, on constate que les durées de vie du joint soudé P91 [10, 11, 12] sont inférieures aux durées de vie du joint soudé P92.

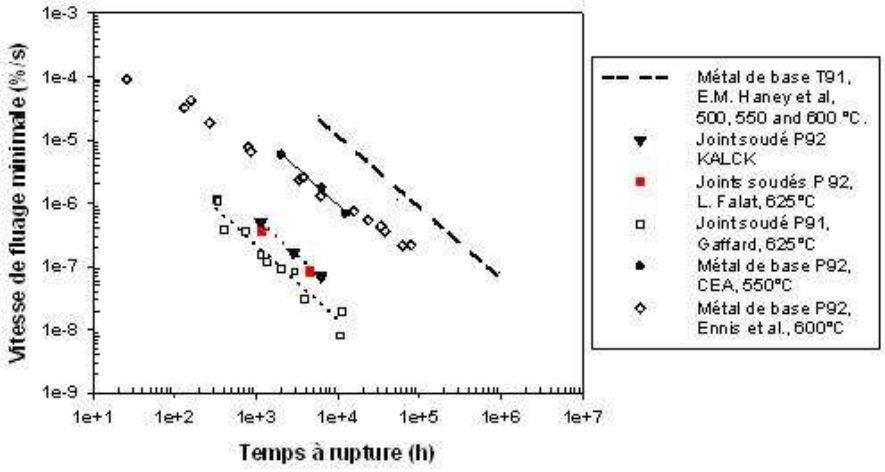


Figure 13 : Courbes de Monkman-Grant du métal de base et de joints soudés Grade 91 et Grade 92 [2, 4, 13, 14].

Les courbes de Monkman-Grant provenant d'essais de fluage sur joint soudé et métal de base sont reportées sur la figure 13. Les géométries d'éprouvettes sont proches (variant de 30 à 40 mm en longueur utile et de 4 à 5.5 mm en diamètre). La ligne en pointillés est obtenue par interpolation linéaire d'un ensemble de données, issues d'essais de fluage à des températures variant de 500 à 600 °C sur des éprouvettes en métal de base T91, réalisés par E.M. Haney et al [13].

On constate que les données issues d'essais de fluage sur joint soudé en acier Grade 92 (la présente étude et les essais de L. Falat [4]) sont réparties le long d'une même droite.

Les données issues d'essais de fluage sur métal de base P92 se placent également sur une même droite.

Par ailleurs, l'abattement de la constante de Monkman-Grant consécutive à l'opération de soudage est nettement moins élevé pour le P92 que pour le P91. En effet, l'écart entre les courbes de Monkman-Grant joint soudé et métal de base est plus large pour le P 91 que pour le 92 (figure 13).

La relation de Monkman-Grant relie la vitesse minimale de fluage $\dot{\varepsilon}_{\min}^{n}$ et la durée de vie en fluage t_r :

$$t_r \, \dot{\varepsilon}_{\min}^{n} = B$$

Où n est une constante du matériau proche de 1 et B une constante valable sur une gamme étendue de températures comme le montre le tableau 4 et le graphique figure 13.

Paramètres de Monkman-Grant	**Métal de Base P 92, 550 °C, CEA**	**Métal de base P92, 600°C, Ennis et al [14].**	**Métal de base, T91, 500, 550 et 600°C. Haney et al [13].**	**Joint soudé P 92, 550°C, C. KALCK**	**Joint soudé, P92, 625°C, L. Falat [4].**	**Joint soudé P 91, 625°C, Gaffard [2].**
n	1,002	0,83	0,93	1,16	1.09	1,17
B	0,0011	0,0023	0,0039	0,0017	0,0009	0,0007

Tableau 4 : Paramètres de Monkman-Grant des essais de fluage.

L'abattement de la constante de Monkman-Grant B après soudage est de 1,35 pour le Grade 92 et de 4,33 pour le Grade 91.

3.2.2.Observation de la surface de rupture

Le faciès de rupture (figure 14) présente de nombreuses cupules, caractérisant un mode de rupture ductile consécutif à la déformation rapide en fin d'essai.

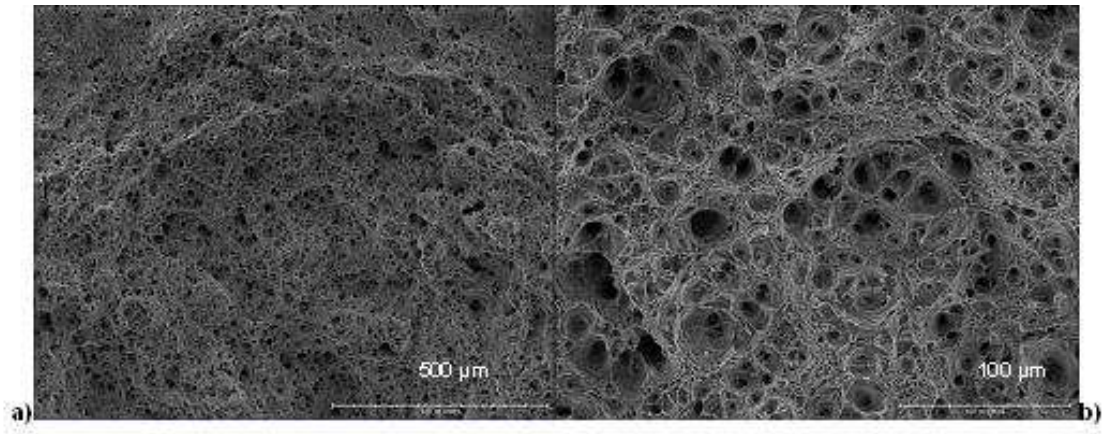


Figure 14 : Faciès de rupture d'éprouvettes rompues en joint soudé : a) à 1127 h (240 MPa, 550°C) et b) à 2837 h (230 MPa, 550°C).

3.2.3.Mécanismes d'endommagement

Les éprouvettes présentent une striction marquée (tableau 5 et figure 15). La présence de ces strictions indique qu'une déformation plastique importante s'est produite au cours du fluage avant la rupture, ce qui est cohérent avec la rupture ductile par cupules (figure 14). La zone de striction présente de nombreuses cavités et petites fissures, de forme allongée dans la direction de sollicitation (Figure 15). Ces cavités, caractéristiques de la rupture ductile, relèvent d'une déformation rapide en fin d'essai et non d'un endommagement progressif par fluage. Ceci est cohérent avec la durée de fluage relativement courte pour ces essais.

Contrainte appliquée (MPa)	Réduction d'aire à rupture (%)
205	72
230	81
240	79

Tableau 5 : Réduction d'aire à rupture mesurée sur les éprouvettes déjà rompues en fluage.

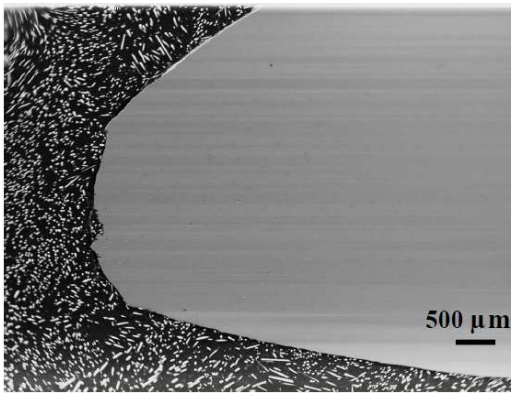


Figure 15: Zone de striction d'une éprouvette rompue (240 MPa, 550°C).

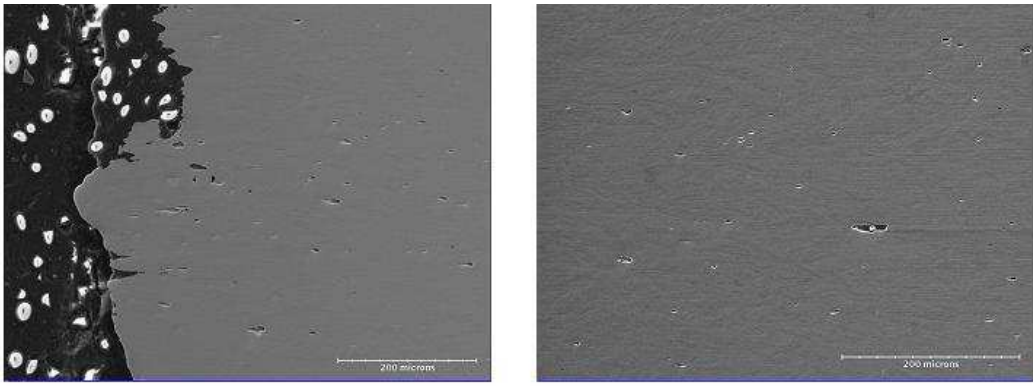


Figure 15: Observations au MEB de l'endommagement à l'intérieur de lazone de striction d'une éprouvette rompue (240 MPa, 550°C).

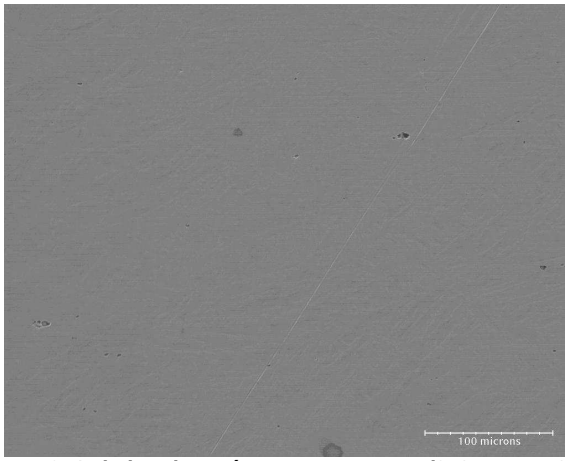


Figure 16: Striction d'une éprouvette rompue (240 MPa, 550°C).

Hors de la zone de striction (Figure 16), très peu de cavités sont observables. Ce constat suggère que pour les niveaux de contrainte et la température utilisés, l'endommagement par fluage (cavitation) est négligeable.

3.2.4. Mesures de microdureté après fluage

Le profil de microdureté des sections longitudinales de deux éprouvettes rompues (Figure 17) montre des valeurs de dureté après fluage, en zone fondue, très dispersées par comparaison aux valeurs avant fluage. Une augmentation importante de la dureté est observable au niveau de la striction. Cela est lié à l'écrouissage se produisant au cours de la déformation rapide, juste avant la rupture.

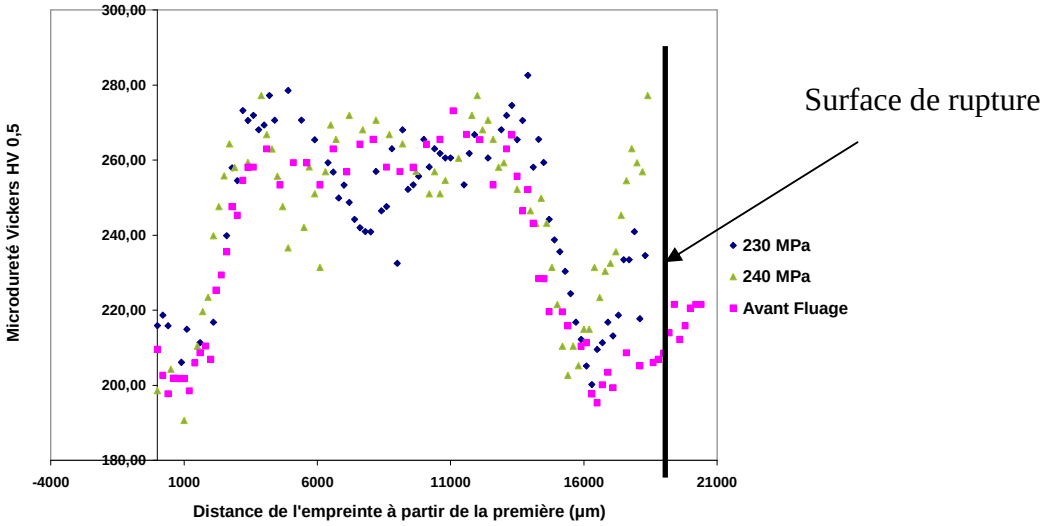


Figure 17 : Profil de microdureté des sections transversales des épouvettes rompues sous 230 et 240 MPa.

Ces mesures nous permettent de localiser la rupture. Pour les éprouvettes rompues soumises à des contraintes de 230 et 240 MPa, on constate que la rupture s'est produite dans la zone intercritique.

Les lieux de rupture d'éprouvettes de joint soudé en aciers de Grades 91 et 92 sont comparés pour différentes conditions d'essais de fluage (Tableau 6).

	P91					P92		
Temperature / Stress(MPa)	500 (°C)	550(°C)	575 °C	600°C	625(°C)	550(°C)	600(°C)	625(°C)
50					ICHAZ			
60					ICHAZ			
70								
80				ZAT	ICHAZ			ICHAZ
100				ZAT	ICHAZ			ICHAZ
120								ICHAZ
130				ZF				
140			ZAT					
160	ZF	ZF	MB				ICHAZ	
180	ZF	ZF						
200		ZF						
210	ZF							
220	ZF	ZF						
230	ZF	ZF				**ICHAZ**		
240	ZF					**ICHAZ**		
250	ZF							
260	ZF							
280	ZF							
300	ZF							

Tableau 6 : Comparaison des lieux de rupture dans le joint soudé pour différetes conditions d'essais [1, 2, 4, 10, 11 et 15]. ICHAZ : ZAT intercritique. Les résultats de la présente étude sont en gras.

Pour le joint soudé P91, on observe que pour des contraintes élevées, la rupture se produit dans la zone fondue. Pour des contraintes basses, la rupture a lieu dans la ZAT intercritique.

Contrairement au cas du Grade 91, les essais sur les joints en Grade 92 montrent que la rupture est déjà de type IV pour des contraintes élevées et donc des durées de vie faibles, même à 550℃.

Pour une contrainte et une température données, la durée de vie en fluage des soudures en Grade 92 est plus élevée que la durée de vie en fluage des soudures en Grade 91.

Cependant à 550 °C, on constate que la rupture de type IV dans le joint soudé Grade 92 (à environ 1000h) à lieu 19 fois plus tôt que dans le joint soudé Grade 91 (à environ 20000h).

4. Conclusion

Les essais de fluage sur joints soudés en acier Grade 92 entre 160 et 240 MPa ont donné les résultats suivants :

- Les durées de vie des jonctions soudées sont environ 3,3 fois plus courtes que les durées de vie du métal de base.
- Les ruptures se produisent dans la ZAT intercritique (rupture de type IV).
- L'exposant de Norton est de 11,5 ce qui est une valeur relativement élevée.
- Une striction importante des éprouvettes apparaît avant rupture par fluage.
- De nombreuses cavités et fissures d'endommagement ductile sont présentes dans la zone de striction mais très peu loin de cette zone.

Remerciements

Les auteurs remercient E. Cini de Vallourec pour de nombreuses et intéressantes discussions sur le sujet.

Références:

[1] Vivier F., Fluage à 500°C d'un joint soudé d'un acier 9Cr-1Mo modifié. Evolution de la microstructure & Comportement mécanique, PhD thesis, Ecole des Mines de Paris, 2009.
http://pastel.paristech.org/1287/01/Gaffard.pdf.
[2] Gaffard V., Experimental study and modelling of high temperature creep flow and damage behaviour of 9Cr1Mo-NbV steel weldments, PhD thesis, Ecole des Mines de Paris, 2005.
http://pastel.paristech.org/5324/01/th%C3%A8se-VivierF.pdf.
[3] HKL Technology, Channel 5, 2001.
[4] Falat L., Vyrostková A., Homolová V., Svoboda M., Creep deformation and failure of E911/E911 and P92/P92 similar weld-joints, Engineering Failure Analysis 16, pp 2114–2120, 2009.
[5] Fournier B., Fatigue –fluage des aciers martensitiques à 9-12 % de chrome: comportement et endommagement, PhD thesis, Ecole des Mines de Paris, 2007.
http://pastel.paristech.org/3271/01/Fournier.pdf.
[6] Giroux P.F., Mechanical and microstructural stability of P92 steel under uniaxial tension at high temperature, Materials Science and Engineering A 527, pp 3984-3993, Elsevier , 2010.
[7] Gaffard V., Gourgues-Lorenzon A.F., Besson J., High temperature creep flow and damage properties of 9Cr1MoNbV steels: Base metal and weldment, Nuclear Engineering and Design, 235, pp 2547-2562, Elsevier, 2005.
[8] S. Spigarelli, E. Quadrini, Analysis of the creep behaviour of modified P91 (9Cr–1Mo–NbV) welds, Materials and Design, volume 23, pp 547-552, Elsevier science, 2002.
[9] ECCC datasheets 2005, Steel ASTM Grade 92.
[10] Jandova D., Kasl J., Kanta V., Influence of Substructure on Creep Failure of P91 Steel Weld Joints, ECCC Creep conference, pp 177-188, Zurich, 21-23 April 2009.
[11] Watanabe T., Tabuchi M., Yamazaki M., Hongo H., Tanabe T., Creep damage evaluation of 9Cr-1Mo-V-Nb steel welded joints showing type IV fracture, International Journal of Pressure Vessels and Piping, pp83 63–71, 2006.
[12] Fujimitsu Masuyama, Creep degradation in welds of Mod.9Cr-1Mo steel, International Journal of Pressure Vessels and Piping 83, pp 819–825, 2006.
[13] Haney E. M., Dalle F., Sauzay M., Vincent L., Tournié I., Allais L., Fournier B., Macroscopic results of long-term creep on a modified 9Cr–1Mo steel (T91), Materials Science and Engineering A , 510-511, pp 99-103, Elsevier, 2009.
[14] Microstructural stability and creep rupture strength of the martensitic steel P92 for advanced power plant P. J. Ennis, A. Zielinska-Lipiec, O. Wachter and A. Czyrska-filemonowicz, Acta Metllurgica Inc, Vol 45, No 12, pp 4901-4907, Elsevier Science, 1997.
[15] Masatsugu Yaguchi, Takashi Ogata,Takayuki Sakai, Creep strength of high chromium steels welded parts under multiaxial stress conditions, International Journal of Pressure Vessels and Piping 87, pp 357-364, Elsevier, 2010