

Caractérisation de la zone fondue

3.5.1 Introduction

Une caractérisation métallurgique approfondie a été réalisée sur la zone fondue. La zone fondue doit posséder des valeurs de résilience et de ténacité suffisamment élevée. Il est donc essentiel de contrôler la présence et la quantité de sites potentiels d’amorçage et de propagation de fissures, tels que de larges précipités, des inclusions ou des zones de ferrite delta [Cai et al., 1997].

Dans les aciers à haute teneur en chrome comme le P92, il est nécessaire de vérifier la présence de ferrite delta. En effet une teneur élevée en chrome est à l’origine de la formation de zones ferritiques, au cours de la solidification en soudage. La présence de telles zones est néfaste pour les propriétés en ténacité du matériau.

Composition chimique du métal d’apport et spécifications

Les produits d’apport des joints soudés de l’étude possèdent une composition chimique très proche de celle du métal de base. Les compositions chimiques sont rappelées dans le Tableau 3-13 :

	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	0,02	0,26	0,06	0,046	0,002
Thermanit MTS 616	0,099	0,73	0,010	0,004	0,25	8,64	1,72	0,49	0,198	0,02	0,50	0,064	0,042	-
P92-IG	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 3-13 : composition chimique du métal de base P92 et des produits d’apport Thermanit MTS 616 et P92IG (% massique).

La zone fondue doit répondre à des exigences en termes de propriétés en fluage et de ténacité [Richardot et al., 2000].

La valeur en résilience souhaitée pour le métal fondu P92 est de 50J à 20°C [V & M, 2000].

Certains éléments chimiques, tels que le carbone et l’azote qui vont former des carbonitrides, sont essentiels à la bonne résistance au fluage du matériau. Néanmoins, ces éléments ont un effet potentiellement néfaste sur les propriétés en ténacité [Vaillant et al., 2008, V & M, 2000]. Il en est de même pour le tungstène et le niobium, qui par ailleurs, lors du soudage, favorisent les phénomènes de fissuration à chaud. En effet, ces éléments, en trop grande quantité, peuvent entraîner l’apparition de fines phases liquides, qui deviennent le siège de fissures au moment de leur solidification.

Dans le métal d’apport, les teneurs en manganèse et en nickel sont contrôlées afin d’obtenir les valeurs de ténacité exigées. L’ajout de nickel et de manganèse améliore la résilience du matériau. Les teneurs maximales de ces éléments pour le métal d’apport sont supérieures aux spécifications du métal de base [Vaillant et al., 2008]. Néanmoins, la somme de leurs teneurs est limitée à 1,5%, en

raison de leur influence sur Ac_1 [The T92/P92 Book]. Les deux produits d'apport ont été placés sur le graphique de la Figure 3-67 (en bleu le produit d'apport P92 IG et en rouge le Thermanit MTS 616).

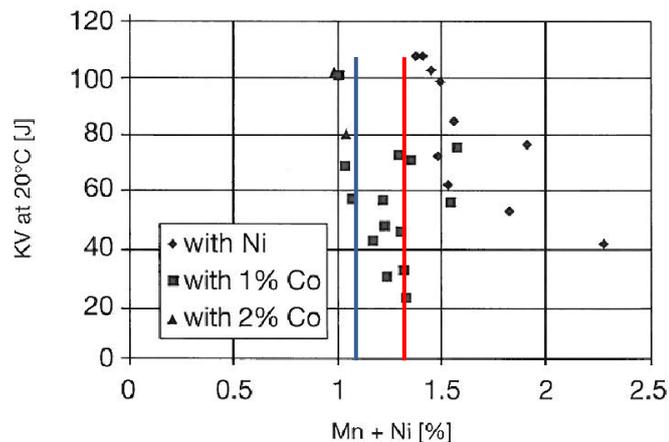


Figure 3-67 : influence du manganèse et du nickel sur les propriétés en résilience [V & M, 2000]. En bleu : P92IG ; en rouge : Thermanit MTS616.

Les paramètres de soudage et du traitement post-soudage ont également une influence considérable sur les propriétés en ténacité et doivent donc être définis précisément.

D'une part, il est primordial que le joint soudé possède une microstructure complètement martensitique. La présence d'austénite résiduelle fragilise le matériau. Ainsi, le joint soudé doit être refroidi au moins en-dessous de la température de fin de transformation martensitique. Cai et al. [Cai et al., 1995] ont montré sur un acier à 12% de chrome que refroidir le matériau en dessous de la température de fin de transformation martensitique avant le traitement post-soudage améliorerait notablement les propriétés en ténacité du matériau.

Le traitement de détensionnement est également essentiel pour s'assurer des bonnes propriétés en ténacité de la martensite formée. Concernant les joints soudés de cette étude, le PWHT consiste en un revenu sous air à 760°C pendant 6h pour la soudure TIG manuel et pendant 4h30 pour la soudure par procédé TIG automatique. La descente en température est liée à l'inertie du four.

Vaillant et al. [Vaillant et al., 2008] expliquent par ailleurs que la formation de fines passes de soudage améliore les effets du PWHT et augmente les propriétés en ténacité.

Microstructure de la zone fondue

3.5.3.1 Observations par microscopie optique

La caractérisation a été réalisée sur le joint soudé avec produit d'apport Thermanit. Le joint réalisé à partir de ce produit d'apport est le joint de référence pour la thèse.

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.

Les observations au microscope optique révèlent deux types de morphologies d'anciens grains austénitiques, comme le montrent les micrographies des Figure 3-68 a) et b) et Figure 3-69. La zone fondue est constituée d'une microstructure à grains austénitiques colonnaires et d'une microstructure de plus petits grains austénitiques équiaxes. La croissance des grains colonnaires est permise grâce aux températures élevées subies au cours du soudage. Ces grains austénitiques se solidifient pendant la durée d'une passe. Les grains équiaxes sont formés lors de l'application d'une

passé supérieure. La nouvelle passe de soudage induit une augmentation de température locale sur la zone supérieure de la passe précédente. Mythili et al. [Mythili et al., 2003] expliquent les changements microstructuraux dans le métal fondu au cours du soudage de composants en acier 9Cr-1Mo³. Le métal de la passe située au-dessous, de structure martensitique, est donc partiellement ou totalement réausténitisé [Mythili et al., 2003], voire refondu. Une microstructure « secondaire » est donc formée. Cette évolution dépend des températures atteintes lors du procédé de soudage, de la distance à la source de chaleur et de la vitesse de passage des torches [Mythili et al., 2003].

Wang et al. [H. Wang et al., 2009] décrivent précisément les différentes microstructures observables dans la zone fondue d'un acier (procédé SAW, énergie de soudage 37,6 KJ/cm), en fonction des traitements thermiques imposés par l'application des passes ultérieures.

La zone brute de refroidissement, observable au niveau des dernières passes de soudage, présente des gros grains de forme colonnaire.

En deçà de cette zone, les passes de soudage ont vu une ou plusieurs passes supérieures.

L'application d'une passe entraîne elle-même différents traitements thermiques à la passe inférieure : passage dans le domaine ferritique, réausténitisation totale, réausténitisation partielle, revenu.

Par ailleurs, les températures et les durées de revenu ne sont pas identiques dans toute la zone concernée.

De cela résultent plusieurs microstructures coexistant en zone fondue, différentes par :

- La taille et la forme des anciens grains austénitiques, ainsi que des lattes de martensite.
- Le type de précipités, ainsi que leur taille.
- La présence de ferrite delta, ainsi que la forme de celle-ci.

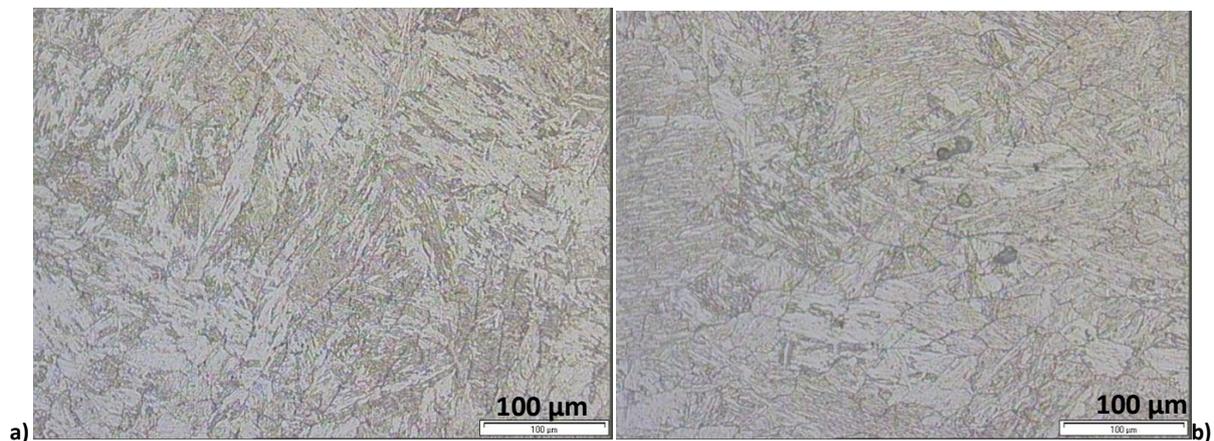


Figure 3-68 : micrographies optiques de la microstructure de la zone fondue a) zone à gros grains colonnaires, b) zone à grains équiaxes (Attaque Villela).

³ Composition : 8,24Cr, 0,955Mo, 0,356Mn, 0,072C, 0,021P, 0,265Si, 0,008S.

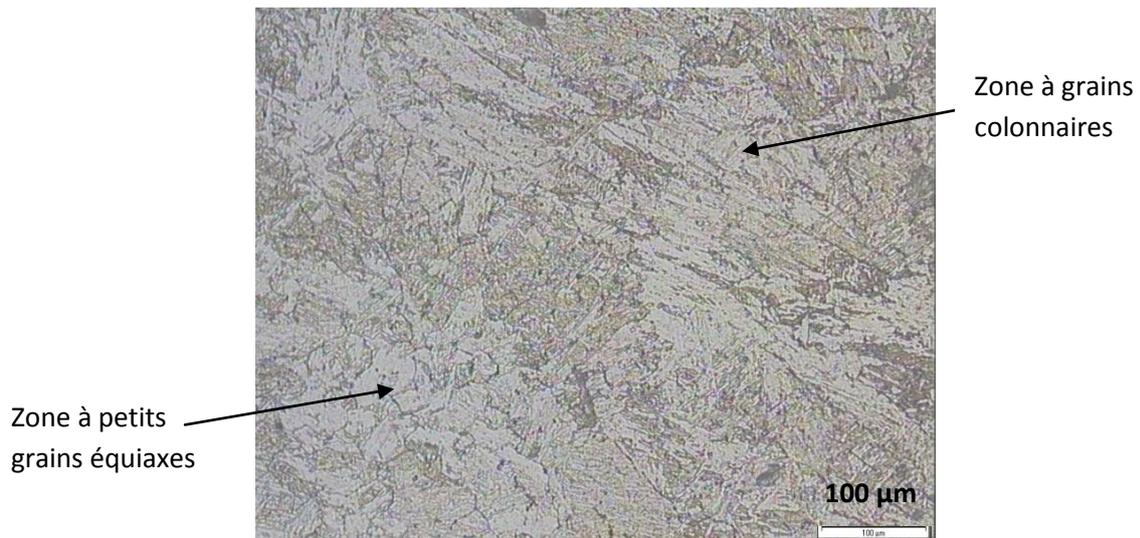


Figure 3-69 : micrographie optique de la zone fondue. Transition entre zones à grains colonnaires et équiaxes (Attaque Villela).

Des zones singulières ont été observées en zone fondue en microscopie optique et ont fait l'objet d'une attention particulière.

Deux types de zones ont été repérés : des liserés fins ainsi que des zones « blanches », dépourvues de précipités. Ces zones sont visibles sur les micrographies optiques des Figure 3-70 a) et b).

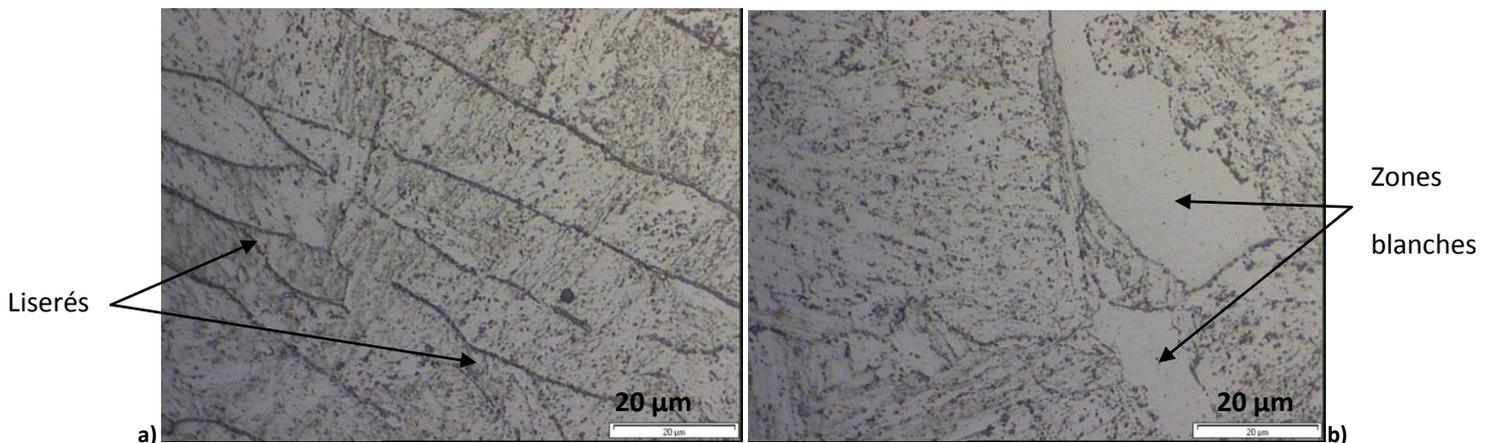


Figure 3-70 : observations en microscopie optique a) de liserés fins et b) de zones blanches, présentes en zone fondue (Attaque Villela).

Les zones blanches n'ont été observées que dans les dernières passes de soudage. Les liserés sont répartis dans toute la zone fondue.

3.5.3.2 Observations au MEB FEG

Pour réaliser ces observations, la surface du joint soudé a été polie mécaniquement jusqu'à 1 µm puis avec une solution de silice colloïdale (OPS). Une attaque chimique au réactif de Villela a été effectuée.

Les zones « blanches » et les liserés sont caractérisés par des contours formant des lignes quasi-continues de précipités, comme le montrent les observations au MEB-FEG, de la Figure 3-71 et de la Figure 3-72.

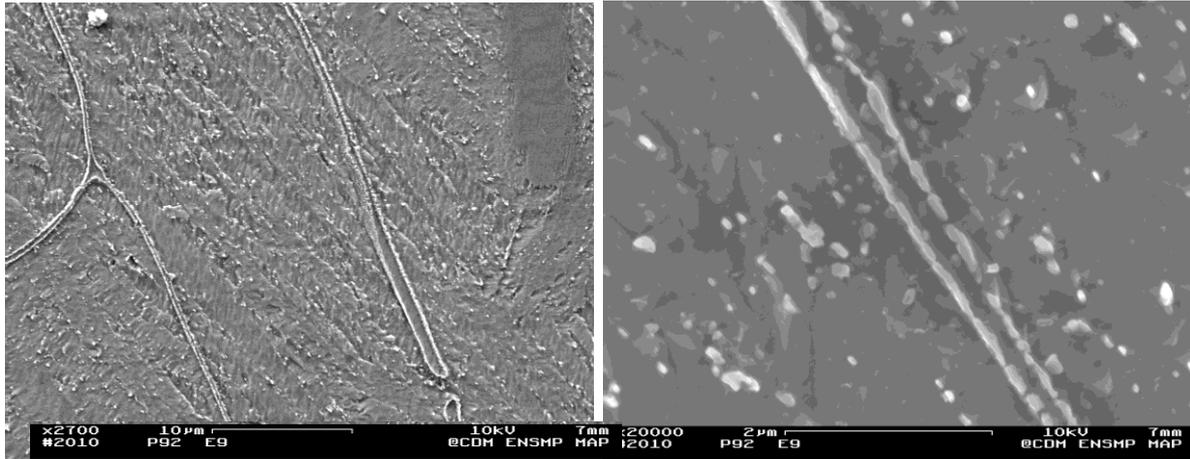


Figure 3-71 : observations au MEB-FEG des lisérés fins présents en zone fondue.

Les micrographies des Figure 3-71 a) et b) présentent des lisérés fins, à deux grossissements différents. Ces doubles contours de précipités délimitent une zone dépourvue de précipités.

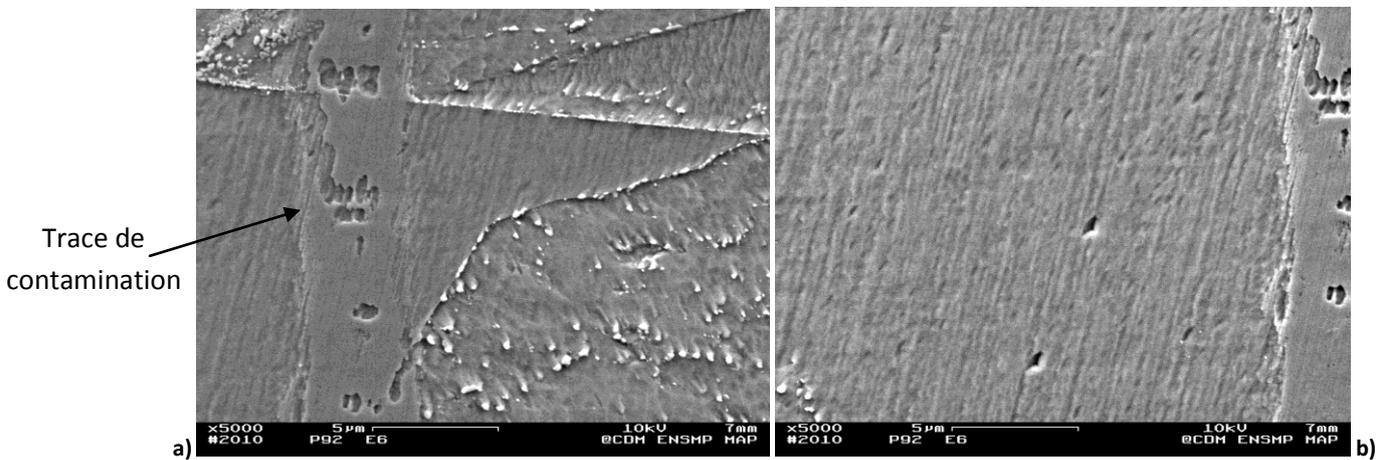


Figure 3-72 : observations au MEB-FEG des zones blanches présentes en zone fondue. La trace de contamination a été laissée par le profil de microanalyse X.

La micrographie de la Figure 3-72 a) présente une zone blanche, dépourvue de précipités et délimitée par une ligne discontinue de précipités. La micrographie de la Figure 3-72 b) révèle l'intérieur de la zone blanche.

La flèche sur la micrographie de la Figure 3-72 a) indique la trace de contamination due à l'analyse chimique, présentée dans le paragraphe suivant.

Ces zones sont suspectées d'être de la ferrite delta. Plusieurs caractérisations ont été réalisées afin de valider cette hypothèse.

3.5.4 Caractérisations des zones singulières

3.5.4.1 Analyses chimiques à la microsonde

Plusieurs lisérés et zones blanches ont été repérés puis analysés à la microsonde de Castaing. Six analyses ont été réalisées.

Une des zones analysées est présentée sur la Figure 3-74. L'analyse faite est une filiation de 100 µm de longueur. Elle traverse une des zones « blanches », comme le montre la Figure 3-73. Un

pointé d'analyse chimique est réalisé tous les 1 μm . Cette valeur correspond à la résolution spatiale de la méthode. Elle est également un minimum permettant d'obtenir une analyse « continue » de la zone.

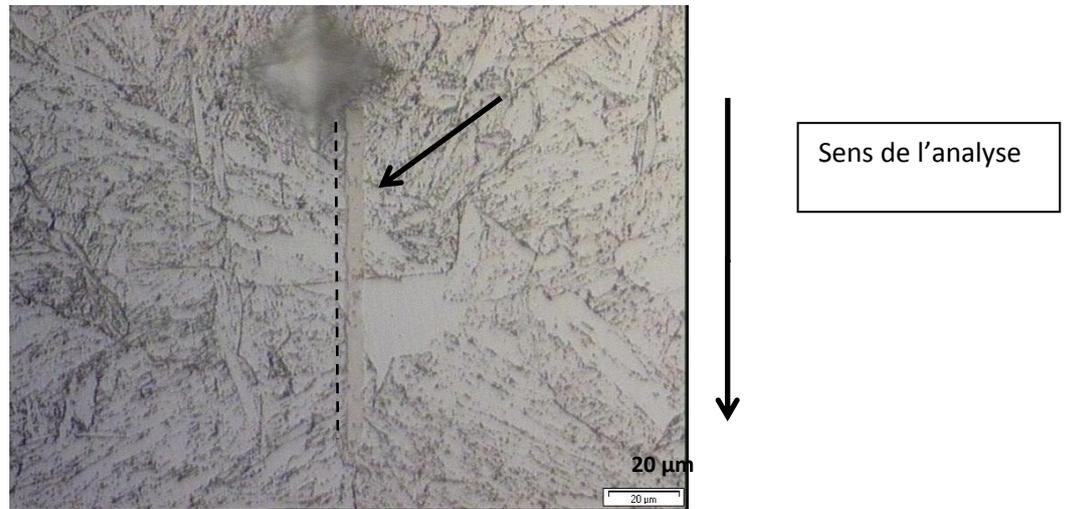


Figure 3-73 : filiation d'une analyse à la microsonde (pas d'analyse de 1 μm).

La Figure 3-74 et la Figure 3-75 présentent les résultats de l'analyse chimique le long de la filiation.

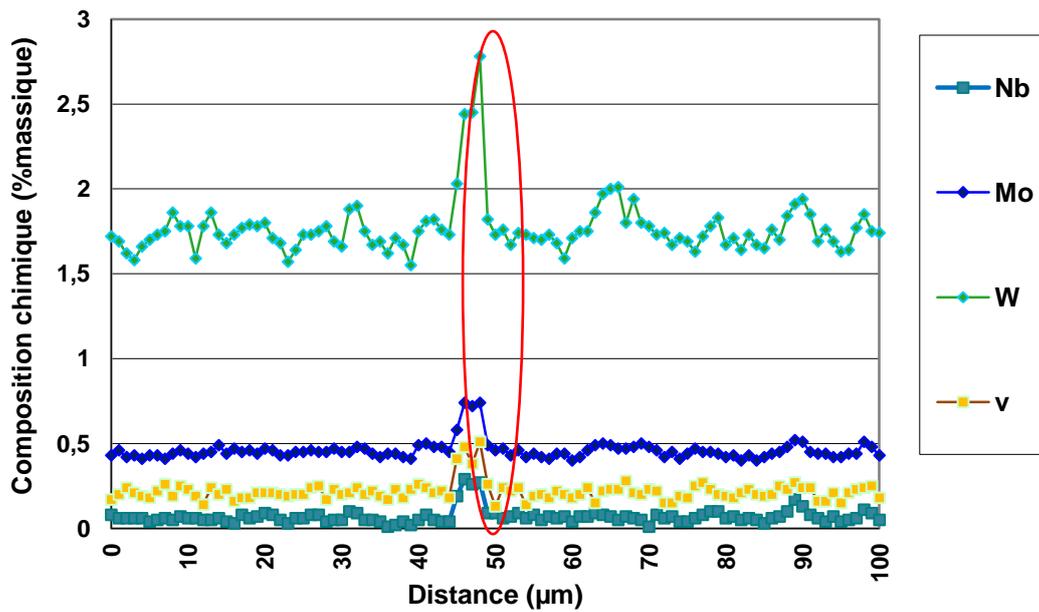


Figure 3-74 : évolution de la teneur en certains éléments le long de la filiation, observable sur la figure 62.

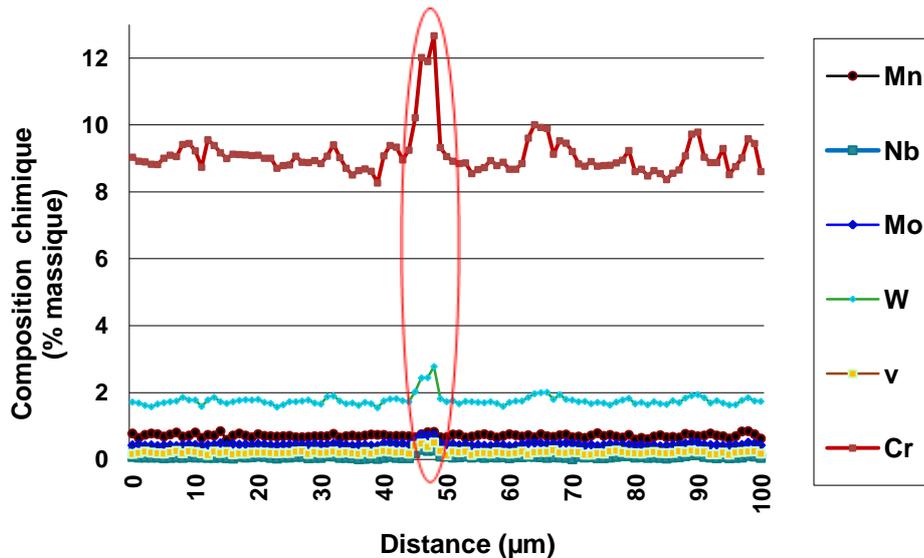


Figure 3-75 : évolution de la teneur en certains éléments le long de la filiation observable sur la figure 62, avec une plus grande échelle des compositions.

La teneur en certains éléments augmente brusquement sur quelques micromètres de distance. Seules les compositions de ces éléments sont observables sur la Figure 3-74. On trouve le tungstène, le niobium, le molybdène et le vanadium. Le chrome présente également un pic de composition maximal mais n'apparaît pas sur la Figure 3-74, par souci de clarté. L'évolution de la teneur en chrome est présentée sur la Figure 3-75. Ces éléments sont alphas et carbures.

On constate que le pic de composition coïncide avec la zone « blanche ». Les points d'analyse chimique indiquant une composition plus riche en éléments alphas sont situés dans cette zone blanche.

Les autres éléments ont une teneur chimique constante le long de la filiation, excepté le fer, qui présente une diminution de teneur au niveau de la zone blanche.

Ces premières analyses ont montré que les zones blanches sont enrichies en éléments alphas.

Ces éléments sont soit en solution solide dans la matrice, soit sous forme de fins précipités MX, difficilement observables à cette échelle.

3.5.4.2 Mesures de nano-dureté

Des mesures de nano-indentation ont ensuite été effectuées au CEA pour comparer la dureté de ces zones blanches à celle de la martensite revenue environnante.

Une filiation de sept indentations a été réalisée. Une indentation est en réalité divisée en trois indentations de charges différentes et croissantes. Les différentes charges appliquées sont 1g, 1,5g et 2g.

Les plus grandes empreintes ont une largeur d'environ 4 µm. L'espacement entre les empreintes doit être supérieur à 2 fois la largeur de l'empreinte. Les sept empreintes obtenues sont donc espacées de 10µm.

La Figure 3-76 présente la filiation de nano-indentations. La filiation de dureté est parallèle à la filiation d'analyses chimiques. Elle traverse une zone « blanche » (points 1, 2 et 3).

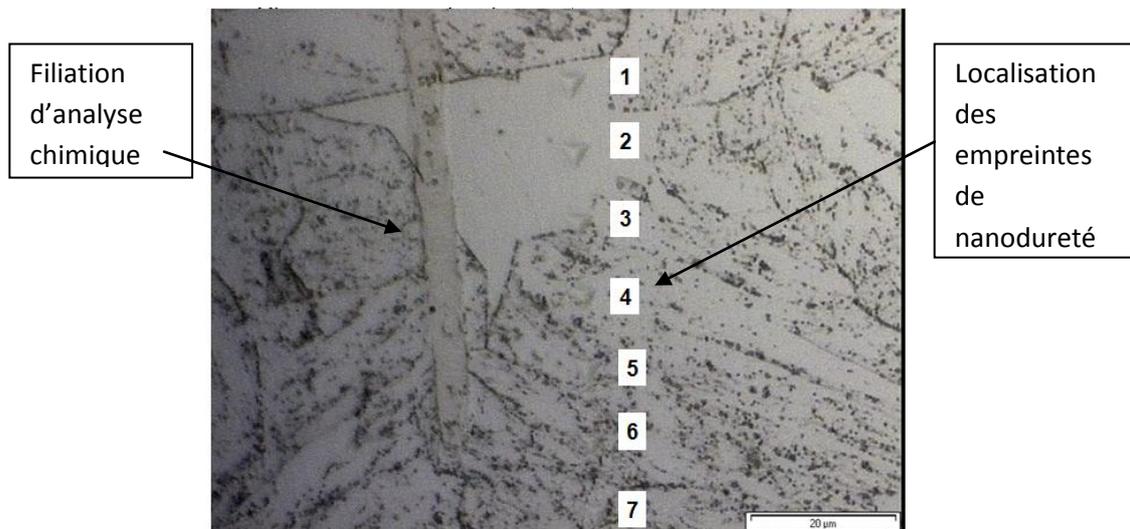


Figure 3-76 : filiation de nano indentations.

Les valeurs de dureté $Hv_{0.002}$ sont reportées dans le graphique de la Figure 3-77.

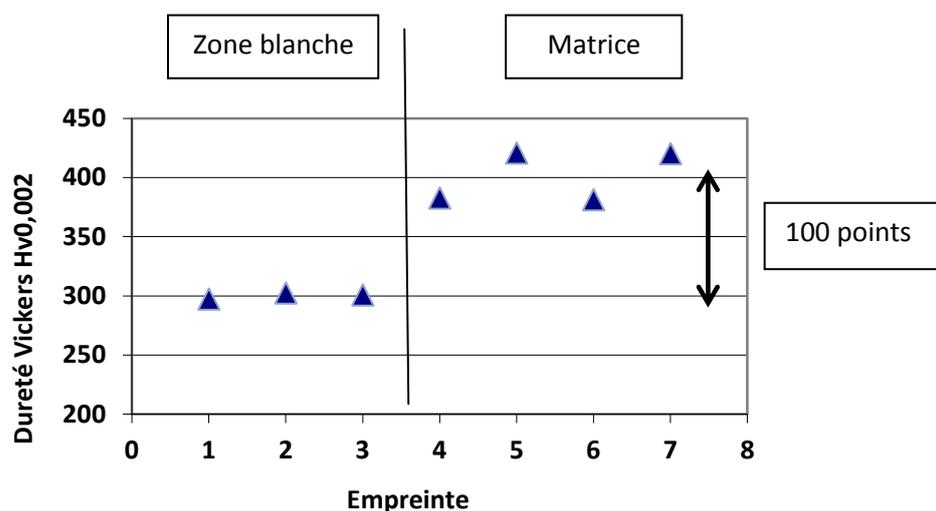


Figure 3-77 : mesure de nanodureté $Hv_{0.002}$ sur la filiation.

On observe une diminution nette de la dureté, d'environ 30%, dans la zone « blanche », enrichie en éléments alphas.

Les valeurs de nanodureté sont nettement supérieures aux valeurs de microdureté du matériau, d'environ 130 Vickers, comme le montre la cartographie de microdureté de la Figure 3-78.

Cette différence est liée à la différence des charges appliquées. Ici, seul l'écart relatif entre le groupe d'empreintes {1, 2 et 3} et le groupe {4, 5, 6 et 7} est considéré.

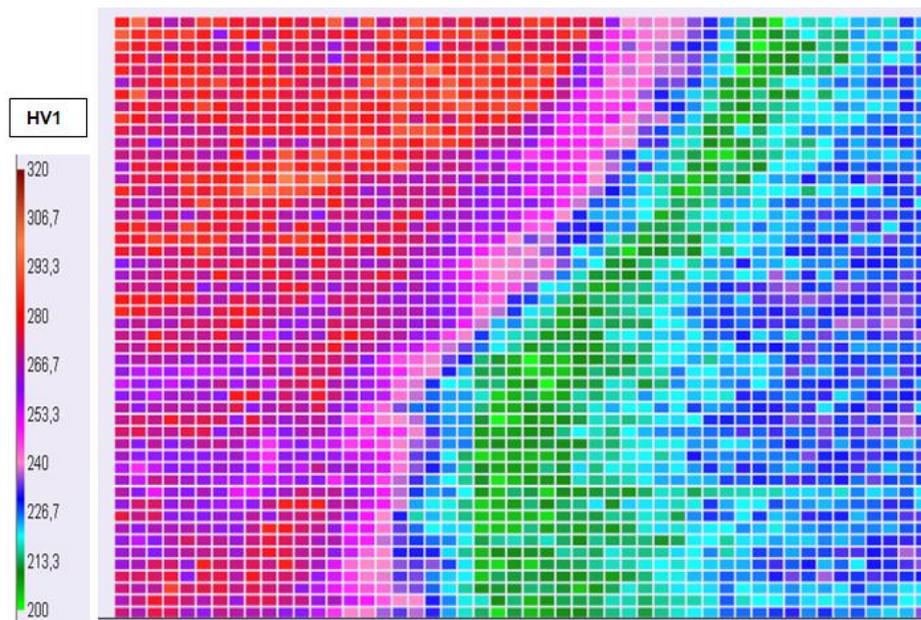


Figure 3-78 : cartographie de dureté réalisée sur le joint soudé avec produit d'apport Thermanit MT S616.

3.5.5 Discussion

Les observations et les analyses effectuées sur ces zones particulières ont permis de mettre en avant plusieurs caractéristiques.

- Elles sont dépourvues de précipités, visibles habituellement au MEB, et leur contour est décoré par une suite quasi continue de précipités. Ces précipités n'ont pas été analysés. Néanmoins leur taille semble proche de celles des précipités $M_{23}C_6$ présents en zone fondue (Figure 3-71).
- Ces zones ont une dureté plus faible que la martensite revenue autour.
- Elles sont enrichies en éléments alphas.

Toutes ces caractéristiques suggèrent fortement que ces zones sont constituées de ferrite delta.

3.5.5.1 Origine de la ferrite delta et des lisérés de précipités

Au cours du soudage, le métal se solidifie et se refroidit pendant un temps très court. Ainsi, des hétérogénéités et la rétention de phases (delta) hors d'équilibre peuvent être observées [Andrén, 1995]. En particulier, la teneur élevée en chrome du P92 favorise la formation de ferrite delta à des températures proches de 1100°C (Oñoro, 2006).

Dans le métal fondu, la ferrite delta primaire se forme en premier et croît dans le liquide au cours du soudage. Lippold et Kotecki [Lippold et Kotecki, 2005] proposent deux hypothèses pour expliquer la présence de ferrite delta au cours de la solidification de la zone fondue. Leur première hypothèse est que si de la ferrite se forme à la fin de la solidification, elle est certainement très riche en éléments alphas (chrome, molybdène) et ne se transformera donc pas en austénite lors du refroidissement en dessous du domaine de solidification. Cette ferrite est supposée se former par réaction eutectique à la fin de la solidification et est localisée aux frontières de joints et de sous-joints. La seconde hypothèse proposée est que la ferrite initiale ne s'est pas transformée complètement en austénite à hautes températures et conserve sa structure au cours du

refroidissement jusqu'à température ambiante. Les auteurs expliquent que la quantité de ferrite formée et sa morphologie dépendent de la composition chimique et des conditions de solidifications.

Des diagrammes tel que le diagramme de Lippold [Lippold et al., 1980], rappelé sur la Figure 3-79, ont été constitués afin de prédire la microstructure des soudures, à partir de la composition chimique. L'axe des ordonnées présente la formule du Nickel équivalent (incluant le nickel et certains éléments gammagènes) et l'axe des abscisses la formule du chrome équivalent (incluent le chrome et certains éléments alphas). Ce diagramme est valable pour la plupart des aciers martensitiques.

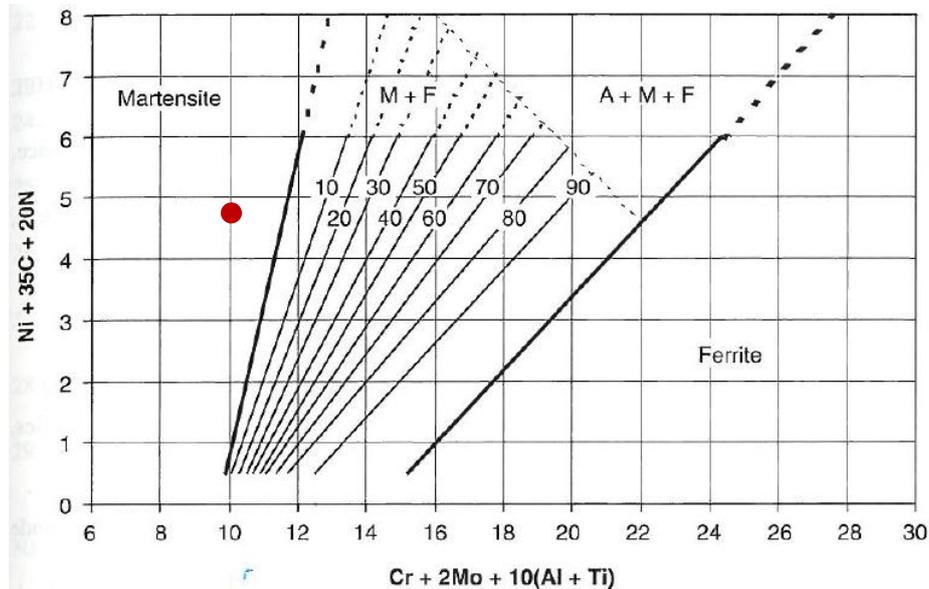


Figure 3-79 : diagramme de Lippold [Lippold et al., 1980]

Le diagramme ne prédit pas la présence de ferrite delta dans le métal fondu avec produit d'apport Thermanit MTS 616. Le point correspondant au soudage avec le produit d'apport Thermanit est positionné sur le diagramme.

Des critères sont également utilisés pour prédire la présence de ferrite delta dans le métal fondu. Le critère de « chrome équivalent » a été développé par Patriarca et al. [Patriarca et al., 1976] dans une étude sur les aciers 9Cr-1Mo. Ce critère présente l'avantage de tenir compte de l'influence du tungstène.

Ce critère est ainsi formulé :

$$Cr_{eq} = Cr + 6Si + 4Mo + 1,5W + 11V + 5Nb + 12Al + 8Ti - 40C - 2Mn - 4Ni - 2Co - 30N - Cu$$

Une valeur de chrome équivalent inférieure à 8 indique que la structure sera complètement martensitique. Au-delà, de la ferrite delta peut apparaître.

Le pourcentage massique de chrome équivalent est de 8,738 pour le Thermanit. Ce critère prévoit la présence possible de ferrite delta.

Par ailleurs, l'interface ferrite delta-austénite est le lieu de réactions de précipitations donnant lieu à la formation des liserés $M_{23}C_6$. A haute température, lors de la transformation en austénite, des phénomènes de ségrégation ont très probablement lieu aux interfaces entre les deux phases. Les éléments alphas diffusent vers la ferrite. La ferrite formée aura tendance à « repousser » les atomes de carbone vers l'austénite, en raison de la très faible solubilité de ces atomes dans la ferrite.

Ces interfaces sont donc enrichies en éléments alphas, en particulier du chrome, et en carbone. La saturation locale de ces deux éléments à l'interface va favoriser la formation de précipités. Par ailleurs, les interfaces entre ces deux phases de structures différentes, sont incohérentes. Les nombreux défauts présents à ces interfaces constituent autant de sites de germination possibles pour les précipités.

Les zones blanches, qualifiées par Oñoro [Oñoro, 2006] de ferrite delta de morphologie polygonale, sont plus largement observées dans les dernières passes de soudage. La vitesse de refroidissement plus élevée dans les dernières passes entraîne la formation d'une plus grande quantité de ferrite delta à cet endroit par rapport au reste du joint. Les liserés sont cependant présents dans toute l'épaisseur du joint soudé.

Les micrographies optiques de la Figure 3-80 présentent les deux types de morphologies de ferrite delta observées par Wang et al. [Wang et al., 2009] et Oñoro [Oñoro, 2006] dans la zone fondue de deux aciers martensitiques à 9% de chrome. La soudure de l'étude réalisée par Wang et al. [Wang et al., 2009] est produite par procédé de soudage à l'arc submergé. La soudure de l'étude d'Oñoro [Oñoro, 2006] est réalisée par procédé de soudage à l'arc avec électrode enrobée.

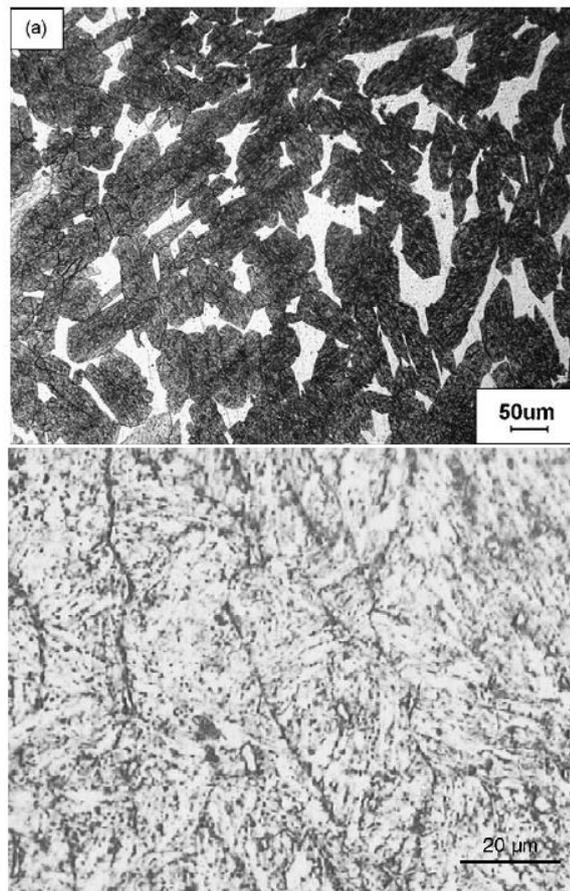


Figure 3-80 : micrographies optiques a) de zones de ferrite delta polygonales dans un acier martensitique à 9% de chrome⁴ [Wang et al., 2009] et b) de liserés de ferrite dans une microstructure martensitique revenue d'un acier à 9% de chrome⁵ [Oñoro, 2006].

Zhao et al., 2012 [Zhao et al., 2012] ont également observé quelques zones de ferrite delta dans la zone fondue d'un acier P92⁶, près de la ligne de fusion. La soudure est réalisée par procédé TIG.

⁴ Composition : 0,079C, 0,18Si, 0,39Mn, 0,018P, 0,006S, 8,89Cr, 0,37Ni, 0,96Mo, 0,21V, 0,017Nb, 0,015N.

⁵ Composition : 9.4Cr, 0.13C, 0.52Mn, 0.23Si, 0.42Ni, 1.56Mo, 0.02W, 0.06Nb, 0.25V, 0.01B, 0.02N, 1.17Co, 0.02Cu

La morphologie de ces zones ferritiques est différente au centre et dans la partie inférieure du joint en raison de leur historique thermique. Les passes inférieures de soudage subissent un traitement thermique différent lors du dépôt des passes supérieures [Oñoro, 2006].

A chaque nouvelle passe de soudage, le métal de la passe antérieure est soumis à une température supérieure à 1250 °C sur quelques centaines de micromètres, puis refroidi rapidement. En deçà, la zone est recristallisée [Oñoro, 2006, Wang et al., 2009].

Wang et al. [Wang et al., 2009] ont examiné l'ensemble des différentes microstructures observables dans la zone fondue d'une soudure réalisée par procédé à l'arc submergé et ont expliqué les transformations de phase qui ont eu lieu. Les paramètres de soudage sont donnés dans le Tableau 4-10. L'énergie de soudage apportée avec ce procédé est plus importante que celle fournie par un procédé TIG. Ainsi, les vitesses de solidification sont plus lentes que celles obtenues avec un soudage TIG, et la profondeur de pénétration est plus grande. Néanmoins, les changements de phases qui se produisent sont identiques pour les deux soudures.

Les auteurs ont observé les microstructures de la zone brute de solidification (sans PWHT), de la zone ayant vu une passe de soudage, de la zone en ayant vu deux, et d'une zone au centre de la soudure, soumise à de multiples passes. Ils expliquent la transformation des zones de ferrite delta polygonale en ferrite delta de forme « vermiculaire ».

La région brute de solidification présente de la ferrite delta de forme polygonale. Des précipités de type V(CN) sont présents.

La zone n'ayant vu qu'une passe, présente différentes microstructures en fonction de l'intervalle de température subi.

- Lors de l'application d'une passe, la région en contact avec le métal liquide, où la température a été maximale (1450-1500°C), reste à l'état solide. Après refroidissement, des liserés de ferrite γ sont observés. Wang et al., expliquent qu'à cette température élevée, la diffusion des éléments, tels que le chrome, le nickel, le molybdène, le manganèse et le carbone, est favorisée. Néanmoins, cette diffusion est à courte distance, car le temps de maintien en température est court, ce qui explique l'obtention de ferrite de forme vermiculaire. Les précipités V(CN) sont supposés avoir été dissous et aucun précipité n'est observé.
- La région à proximité, ayant vu des températures maximales entre Ac_3 et 1250 °C, a été complètement réausténisée. Le temps de maintien à cette température est suffisamment long pour permettre aux éléments de diffuser. Par ailleurs, l'enrichissement en éléments alphagènes est faible. Ainsi, aucune zone de ferrite delta n'est formée. Aucun précipité n'est observé.
- La région située en-dessous a vu des températures maximales comprises entre Ac_1 et Ac_3 au cours de l'application de la passe de soudage. Les précipités présents initialement ne semblent pas avoir évolué. Néanmoins, la précipitation de $M_{23}C_6$ est constatée. Les observations ne révèlent aucune trace de ferrite delta.
- Le reste de la microstructure n'a subi qu'un très court revenu et la ferrite delta est celle formée initialement.

⁶ Composition : 8.77Cr, 0.1C, 0.40Mn, 0.47Si, 0.12Ni, 0.38Mo, 1.48W, 0.054Nb, 0.16V, 0.0011B, 0.043N, 0.01Al, 0.001S, 0.008P

La région ayant vu une seconde passe de soudage possède des microstructures identiques à celles décrites ci-dessus mais ayant ensuite été revenue pendant un temps court. En effet, la température maximale vue par la zone au cours de l'application de la seconde passe est inférieure à Ac_1 . Les auteurs ont constaté la présence de précipités $M_{23}C_6$ et de MX, probablement apparus au cours du revenu induit par la passe suivante.

La région située au centre du joint a donc subi plusieurs revenus consécutivement au premier cycle de soudage.

3.5.5.2 Impact de cette ferrite delta sur les propriétés du joint soudé

Ces zones de ferrite delta sont connues pour détériorer les propriétés mécaniques de ces aciers, telles que le fluage ou la ténacité [Oñoro, 2006, Shashank Dutt et al., 2011, J.C. Lippold et D.J. Kotecki, 2005]. Les liserés de précipités sont fragilisants pour la microstructure de ces aciers. Les carbures présents à l'interface entre la ferrite delta et la martensite revenue constituent des sites d'amorçage de fissures. Shashank Dutt et al [Shashank Dutt et al., 2011] ont réalisé des essais de ténacité à 550 °C sur un acier P91⁷. Ils constatent une rupture de type intergranulaire ductile, dont le faciès révèle des cupules.

Un autre risque lié à la présence des carbures, supposés être des précipités $M_{23}C_6$, le long des liserés est la corrosion à l'interface martensite revenue/ferrite delta. La formation de ces précipités riches en chrome entraîne localement un appauvrissement en chrome autour du précipité et induit ainsi une sensibilité à la corrosion.

Par ailleurs, les différences de structures cristallines et d'orientation entre les deux phases engendrent des incompatibilités de déformations aux interfaces. Ces interfaces deviennent alors des lieux de concentrations de contraintes importantes, où la formation de fissures est favorisée lors de l'application d'un chargement.

En outre, les phases ferritiques présentent des grains plus larges par rapport à la microstructure martensitique avoisinante. La ténacité est plus faible dans ces zones, qui possèdent des grains plus gros, ce qui favorise ainsi la propagation de fissures. Ainsi, une quantité trop importante de ces zones pourrait réduire la ténacité de la zone fondue.

3.5.5.3 Conclusion

Ces zones de ferrite delta sont donc formées lors de la solidification et sont certainement issues de la ségrégation en éléments alphas.

Il est essentiel de contrôler la quantité de ces zones présentes dans la zone fondue. Leur présence est néfaste pour les propriétés mécaniques du joint soudé, telles que la ténacité et le fluage.

Les joints soudés Grade 92 sont sensibles à la rupture de type IV. La zone fondue ne constitue pas l'objet principal du projet de thèse. Néanmoins, la zone fondue, et en particulier ces zones ferritiques, seront examinées après fluage. Si la présence d'endommagement est constatée, la zone fondue fera alors l'objet d'une plus grande attention.

⁷ Composition : 0,12%C, 0,38%Mn, 0,47%Si, 0,13%Ni, 0,02%P, 0,007%S, 9,42%Cr, 1%Mo, 0,25%V, 0,1%Nb

