

Christian Bonnet

Le Soudage
Métallurgie et Produits

Air Liquide /CTAS 2001

Sommaire

CHAPITRE 1.....	5
METALLURGIE DU SOUDAGE DES ACIERS C-MN ET FAIBLEMENT ALLIES.....	5
1.1. RAPPELS DE METALLURGIE	5
1.2. ASPECT THERMIQUE DU SOUDAGE	6
1.2. ASPECT CHIMIQUE	9
1.2.1. <i>Constitution du métal fondu</i>	9
1.2.2. <i>Particularités analytiques du métal déposé</i>	10
1.3. INFLUENCE DES CYCLES THERMIQUES DE SOUDAGE SUR LA STRUCTURE ET LES PROPRIETES MECANQUES DES SOUDURES D'ACIERS C-MN OU FAIBLEMENT ALLIES	11
1.3.1. <i>La zone affectée thermiquement</i>	11
1.3.2. <i>La zone fondue</i>	14
1.3.2.1. Influence de la vitesse de refroidissement.....	17
1.3.2.2. Influence des éléments d'alliage.....	18
1.3.2.3. Influence de la teneur en oxygène.....	20
1.3.2.4. Influence de l'azote, du niobium et du vanadium.....	21
1.3.2.5. L'effet Titane / Bore	22
CHAPITRE 2.....	25
LES PRINCIPAUX DEFAUTS DE SOUDAGE.....	25
2.1. LA FISSURATION A CHAUD	25
2.1.1. <i>Les fissures de solidification</i>	25
2.1.2. <i>Les fissures de liquation</i>	29
2.1.3. <i>Les fissures par manque de ductilité à chaud (« Ductility dip cracking »)</i>	30
2.2. LA FISSURATION A FROID	31
2.3. LA FISSURATION AU RECHAUFFAGE	34
2.4. LES POROSITES	35
CHAPITRE 3.....	39
LES ACIERS INOXYDABLES	39
3.1. CARACTERISTIQUES GENERALES.....	39
3.1.1. <i>Les aciers inoxydables martensitiques</i>	40
3.1.2. <i>Les aciers inoxydables ferritiques</i>	41
3.1.3. <i>Les aciers inoxydables semi-ferritiques</i>	42
3.1.4. <i>Les aciers inoxydables austénitiques</i>	42
3.1.5. <i>Les aciers inoxydables duplex</i>	43
3.2. SOUDABILITE DES ACIERS INOXYDABLES	44
3.2.1. <i>Les aciers inoxydables martensitiques</i>	44
3.2.2. <i>Les aciers inoxydables ferritiques et semi-ferritiques</i>	45
3.2.3. <i>Les aciers inoxydables austénitiques</i>	46
3.2.4. <i>Les aciers inoxydables duplex</i>	49
CHAPITRE 4.....	51
LES MATERIAUX ECROUIS	51

4.1. RAPPEL SUR LES NOTIONS D'ECROUISSAGE ET DE RECRISTALLISATION	51
4.2. LE SOUDAGE DES MATERIAUX ECROUIS	52
CHAPITRE 5	53
LES ASSEMBLAGES HETEROGENES	53
5.1. ASPECT GENERAUX	53
5.2. SOUDAGE HETEROGENE DES ACIERS INOXYDABLES FERRITIQUES	54
5.3. LIAISON HETEROGENE ACIER FERRITIQUE / ACIER INOXYDABLE AUSTENITIQUE.....	56
CHAPITRE 6	59
LES PRODUITS DE SOUDAGE.....	59
6.1. LES ELECTRODES ENROBEES.....	59
6.1.1. <i>Constitution des enrobages – Conséquences</i>	59
6.1.2. <i>Electrodes basiques et hydrogène diffusible</i>	61
6.2. LES FLUX POUR LE SOUDAGE ARC SUBMERGE.....	64
6.2.1. <i>Flux fondus et flux granulés – Avantages et inconvénients</i>	64
6.2.2. <i>Rôles du flux – Aspects métallurgiques</i>	65
6.6. LES GAZ DE SOUDAGE.....	69
6.6.1. <i>Procédés de soudage sous flux gazeux avec électrode infusible</i>	69
6.6.2. <i>Procédés de soudage sous flux gazeux avec fil électrode fusible</i>	71
6.6.2.1. Aspects opératoires	71
6.6.2.2. Aspects chimiques	75
6.4. LES FILS FOURRES.....	77
6.4.1. <i>Les procédés de fabrication</i>	77
6.4.2. <i>Les types de fils fourrés</i>	78
6.4.3. <i>L'effet Titane / Bore appliqué aux fils fourrés rutiles</i>	80
6.5. CHOIX DES PRODUITS DE SOUDAGE.....	81
6.6. LES PRODUITS DE SOUDAGE ET L'ENVIRONNEMENT DU SOUDEUR.....	82
6.6.1. <i>Les électrodes enrobées</i>	82
6.6.2. <i>Les gaz pour soudage TIG</i>	84
6.6.3. <i>Les gaz pour soudage avec fil fusible</i>	86
6.6.4. <i>Les fils fourrés</i>	88
BIBLIOGRAPHIE	90
INDEX	93

Chapitre 1.

Métallurgie du soudage des aciers C-Mn et faiblement alliés

1.1. Rappels de Métallurgie

D'une manière tout à fait générale, les caractéristiques mécaniques d'un acier résultent de sa structure et de sa composition chimique. Pour une structure donnée, la composition chimique influence les propriétés mécaniques par l'effet des éléments en solution solide.

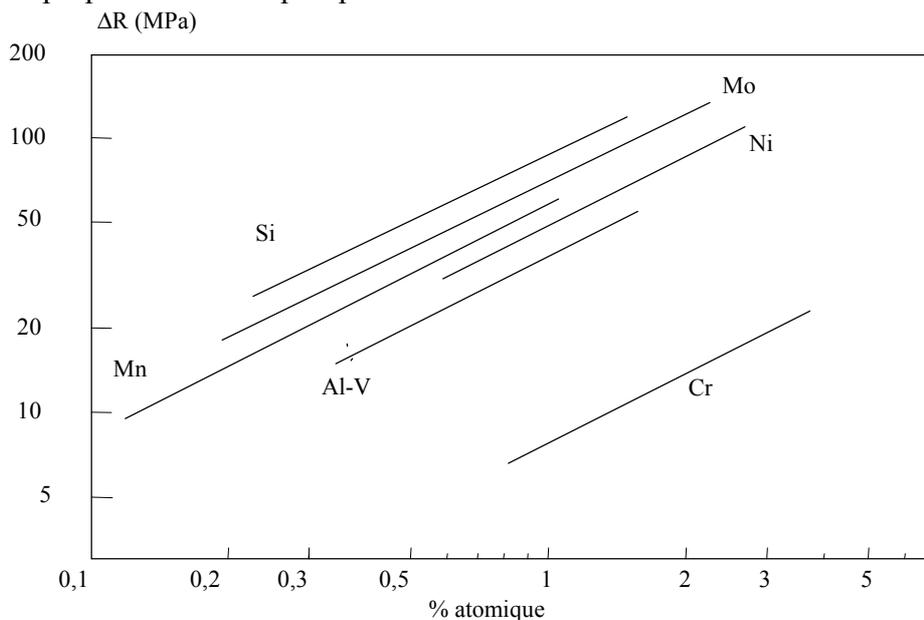


Figure 1.1. Augmentation de la résistance à la rupture du fer par effet de solution solide de divers éléments [Garland, 1974].

La figure 1.1 montre que cet effet est modeste puisqu'une addition de 1% atomique de chrome ou de molybdène ne modifie la résistance à la rupture de la ferrite que de respectivement 6 ou 70 MPa.

La structure de l'acier dépend, quant à elle, du traitement thermique mais aussi de la composition chimique qui détermine sa trempabilité. Ainsi, deux aciers de composition chimique différente ne conduiront pas à la même structure pour un même traitement thermique et auront donc des propriétés mécaniques différentes.

Les diagrammes de transformation en refroidissement continu des aciers XC48 et 50CD4 montrent très clairement que l'influence de la structure est infiniment supérieure à l'effet de solution solide des éléments d'alliage. En effet, ces deux aciers ayant une teneur en carbone similaire, présentent des duretés voisines lorsqu'ils sont dans un même état structural (dureté: 210 / 220 Hv à l'état de ferrite + perlite; 60 / 62 HRC à l'état martensitique) mais ont des caractéristiques fort différentes lorsqu'ils sont soumis au même traitement thermique. Ainsi, pour la vitesse de refroidissement représentée en trait fort sur la figure 1.2, l'acier 50CD4 présente une structure essentiellement martensitique qui lui confère une dureté de 60 HRC tandis que l'acier XC48 présente une structure ferrite + perlite dont la dureté n'est que de 23 HRC.

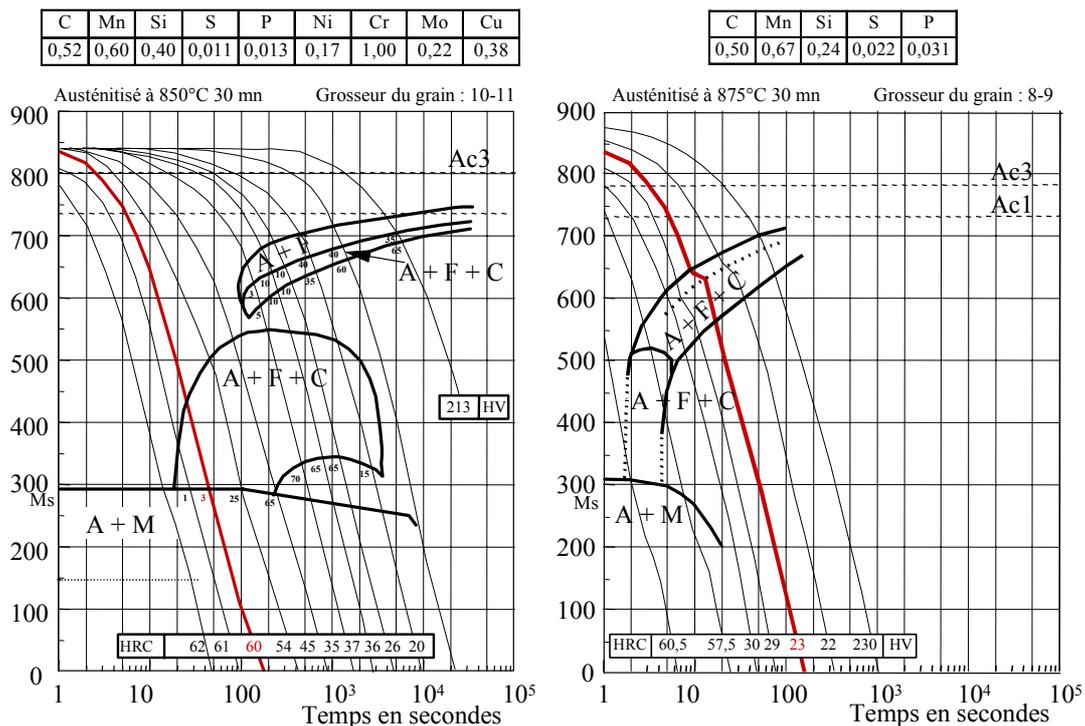


Figure 1.2. Diagrammes de transformation en refroidissement continu [IRSID, 1974]

Ces principes métallurgiques sont tout à fait généraux et s'appliquent donc aussi à la métallurgie du soudage. De ce fait, on devra examiner toute opération de soudage sous son aspect thermique aussi bien que chimique.

1.2. Aspect thermique du soudage

Les caractéristiques mécaniques d'un acier pouvant être profondément modifiées en jouant sur le traitement thermique (Fig. 1.2.) de la même façon, les cycles thermiques engendrés par l'opération de soudage vont modifier les propriétés de l'acier dans la zone affectée thermiquement et vont conditionner celles de la zone fondue.

Généralement, on caractérise le cycle thermique de soudage par le temps qui s'écoule pour passer de 800 à 500 ° C ($\Delta t_{800/500}$) ou de 700 à 300°C ($\Delta t_{700/300}$).

Ces critères ont été retenus parce qu'il caractérisent les conditions de refroidissement dans le domaine de transformation de l'austénite et doivent donc régir les transformations structurales.

Les principaux facteurs qui ont une influence sur le cycle thermique sont :

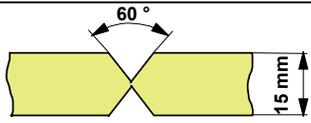
- l'énergie de soudage : $E(J/cm) = \frac{U(V) \times I(A)}{V_s(cm/min)} \times 60$
- la forme du joint,
- le procédé de soudage,
- l'épaisseur du métal de base,
- la température de préchauffage et la température entre passes.

Divers abaques prennent en compte ces différents facteurs et permettent de prévoir le $\Delta t_{800/500}$ pour une soudure donnée.

A partir de l'abaque IRSID par exemple (figure 1.3), il est possible de déterminer avec suffisamment de précision les conditions de refroidissement de chacune des passes d'un assemblage pourvu que l'on connaisse l'énergie de soudage, le type de joint, le procédé, la ou les épaisseurs concernées, la température de préchauffage et/ou la température entre passes.

L'effet de variations des conditions opératoires sur le cycle thermique est généralement sous estimé par la plupart des « soudeurs ». Au moyen de l'abaque IRSID par exemple, on peut se rendre compte que des modifications « mineures » des paramètres électriques ou de la température entre passes peuvent modifier considérablement le cycle thermique de soudage et par voie de conséquence, les propriétés mécaniques du joint soudé (tableau 1.1). De telles variations peuvent être pratiquées par un soudeur pour améliorer le mouillage ou gagner du temps lors de l'exécution d'un coupon d'homologation de petite dimension ce qui conduira à une température entre passes très supérieure à ce qu'elle sera dans la construction réelle.

Tableau 1.1. Evaluation du cycle thermique à partir de l'abaque IRSID [IRSID, 1977]

Soudage bi-passes Arc Submergé			
			
Influence de l'énergie de soudage			
1 ^{ère} passe	Exemple N° 1	Ecart	Exemple N° 2
Paramètres de soudage	600 A ; 28 V ; 50 cm/min		660 A ; 30 V ; 40 cm/min
Energie de soudage	20,16 kJ/cm	47,3%	29,7 kJ/cm
$\Delta t_{800/500}$	11 s	263%	40 s
Influence de la température entre passes			
2 ^{ème} passe	Exemple N° 3	Ecart	Exemple N° 4
Paramètres de soudage	600 A ; 28 V ; 50 cm/min		600 A ; 28 V ; 50 cm/min
Température	20 °C	130 °C	150 °C
Energie de soudage	20,16 kJ/cm	-	20,16 kJ/cm
$\Delta t_{800/500}$	11 s	82%	20 s

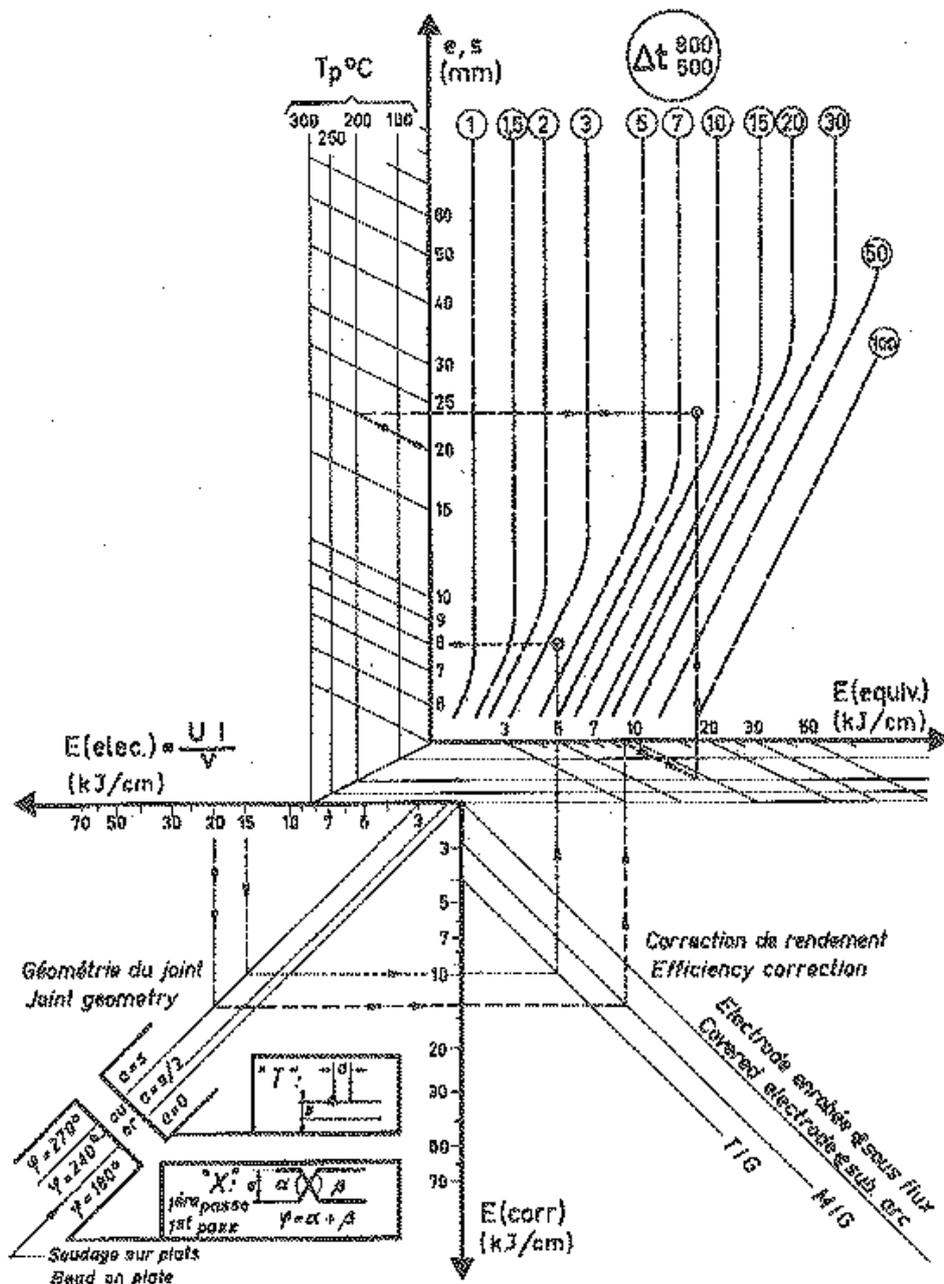


Figure 1.6. Abaque IRSID [IRSID, 1977]¹

¹ Pour utiliser cet abaque, on part de l'énergie de soudage (UI/Vs, axe E(elec.) fig. 1.6.), on prend en compte la géométrie du joint (cadrant inférieur gauche), puis le rendement du procédé utilisé (cadrant inférieur droit) ce qui conduit à l'axe E(equiv.). La position du point d'abscisse E(equiv.) et d'ordonnée l'épaisseur des pièces à assembler en bout (e (mm)) ou de la semelle dans le cas d'une soudure d'angle (s (mm)), indique le $\Delta t \frac{800}{500}$ du cordon de soudure si celui-ci est exécuté sur la pièce initialement à la température ambiante (exemple en pointillés courts de la figure 1.6). Dans le cas contraire, on doit encore procéder à un changement de repère selon les obliques du diagramme en se positionnant sur les axes des abscisses et des ordonnées qui correspondent à la température des pièces avant le début d'exécution du cordon (exemple en pointillés longs de la figure).

1.2. Aspect chimique

1.2.1. Constitution du métal fondu

La composition chimique du métal fondu résulte du mélange du métal déposé par le produit de soudage avec le métal de base. La proportion de métal de base dans un cordon de soudure est caractérisée par le taux de dilution (figure 1.3).

$$\text{Taux de dilution} = \frac{\text{Surface (B)}}{\text{Surface (A + B)}}$$

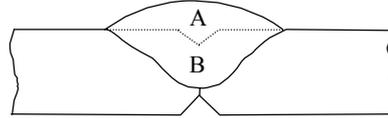


Figure 1.4. Influence du métal de base sur la composition du métal fondu

Selon le procédé, le type de joint et la procédure de soudage, la proportion de métal de base est plus ou moins importante et dans le cas d'un joint multipasses, elle varie d'une passe à l'autre. Or, les produits de soudage sont équilibrés chimiquement pour que leurs dépôts « hors dilution » procurent les propriétés mécaniques requises dans les conditions de refroidissement correspondant aux cycles thermiques de soudage les plus classiques. On conçoit alors que chaque fois que l'on soude un matériau qui subit des transformations de phase au refroidissement, l'analyse du métal déposé par le produit de soudage qui permet d'obtenir les mêmes propriétés mécaniques est différente de celle du métal de base car les conditions de refroidissement lors de l'élaboration de ce dernier sont très éloignées de celles qui sont associées au soudage. Ainsi, par l'effet de la dilution, le métal fondu a une analyse intermédiaire entre celle du métal déposé et celle du métal de base et cette analyse pourra varier d'une passe à l'autre dans le cas d'une soudure multipasses. C'est la raison pour laquelle la plupart des procédures de qualification de mode opératoire de soudage imposent de vérifier les propriétés à divers niveaux dans le joint soudé et en particulier dans la zone de racine où le taux de dilution est le plus élevé et où de ce fait se rencontreront souvent les plus faibles valeurs de résilience. Malgré ces qualifications, les constructeurs ne sont pas à l'abri de surprises désagréables lors de la vérification des propriétés des assemblages sur les témoins de production s'ils ont recours à des matériaux de diverses provenances. Cela résulte du fait que la qualification du mode opératoire prend en compte la désignation normalisée du métal de base et que dans la plupart des cas, celle-ci est basée sur les propriétés mécaniques des produits. Ainsi, selon les moyens d'élaboration dont ils disposent, les divers sidérurgistes utiliseront des analyses significativement variables pour répondre à la même désignation normalisée comme le montrent les analyses de 3 aciers utilisés indifféremment chez un même constructeur (tableau 1.2). S'ils sont soudés avec le même produit d'apport, ces aciers bien que tous conformes aux exigences de la norme conduiront à des analyses et des propriétés mécaniques du métal fondu très différentes dans les zones à fort taux de dilution.

Tableau 1.2. Exemples de variations analytiques d'aciers répondant à la même désignation normalisée.

%	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni
NF EN 10028 : P295GH	0,08		0,9				
	0,20	<0,4	1,5	<0,030	<0,025	<0,30	<0,30
Acier 1	0,20	0,23	1,02	0,014	0,008	-	-
Acier 2	0,13	0,28	0,99	0,013	0,010	0,29	-
Acier 3	0,12	0,40	1,34	0,018	0,008	0,24	0,12

1.2.2. Particularités analytiques du métal déposé

Le métal déposé provient de la fusion du produit d'apport dans l'atmosphère de l'arc. Les procédés de soudage à électrode réfractaire (TIG ; Plasma) fonctionnent le plus souvent en atmosphère inerte afin d'éviter une détérioration trop rapide de l'électrode en tungstène. Lorsque ces procédés sont mis en œuvre, l'analyse du métal déposé est alors très voisine de celle du métal d'apport ; elle n'en diffère que par les écarts entre la volatilisation des divers éléments présents lesquels sont fonction de leurs tensions de vapeur respectives. Ainsi on observera toujours une légère diminution de la teneur en manganèse dans le métal déposé par rapport au métal d'apport.

En revanche, pour tous les autres procédés l'atmosphère de l'arc est volontairement plus ou moins oxydante car une légère oxydation de la surface du métal de base favorise l'émission électronique et de ce fait, la stabilité de l'arc. Cela étant, des réactions d'oxydoréduction se produisent, principalement au niveau des gouttes de métal qui transfèrent dans l'arc, si bien que l'analyse du métal déposé s'écarte notablement de celle du métal d'apport. Il est facile de prendre en compte ces échanges chimiques lors de la formulation des produits de soudage de manière à ajuster les éléments d'alliage pour obtenir les teneurs souhaitées dans le métal déposé mais l'on ne pourra jamais, avec ces procédés, abaisser la teneur en oxygène du métal déposé au niveau de celle du métal de base (tableau 1.3). L'oxygène étant pratiquement insoluble dans la plupart des métaux, il va se retrouver sous forme d'inclusions très finement dispersées dans la soudure. Dans le cas des aciers, nous verrons plus loin que sous certaines conditions ces inclusions peuvent jouer un rôle capital lors de la transformation de l'austénite du métal fondu.

Tableau 1.3. Domaines de variation des teneurs en oxygène des soudures d'aciers selon les procédés et les types de produits de soudage.

	Acier	Métal Fondu			
		TIG / Plasma	MAG		Electrode / sous flux
			Fil massif	Fil Fourré	
O ppm	15-40	20-60	250-550	300-1100	280-1100

En soudage à l'électrode enrobée, il est un autre élément dont la teneur dans le métal fondu ne peut pas être maintenue aussi basse que l'on pourrait le souhaiter : l'azote. En effet, bien que les enrobages des électrodes enrobées contiennent toujours des constituants qui se

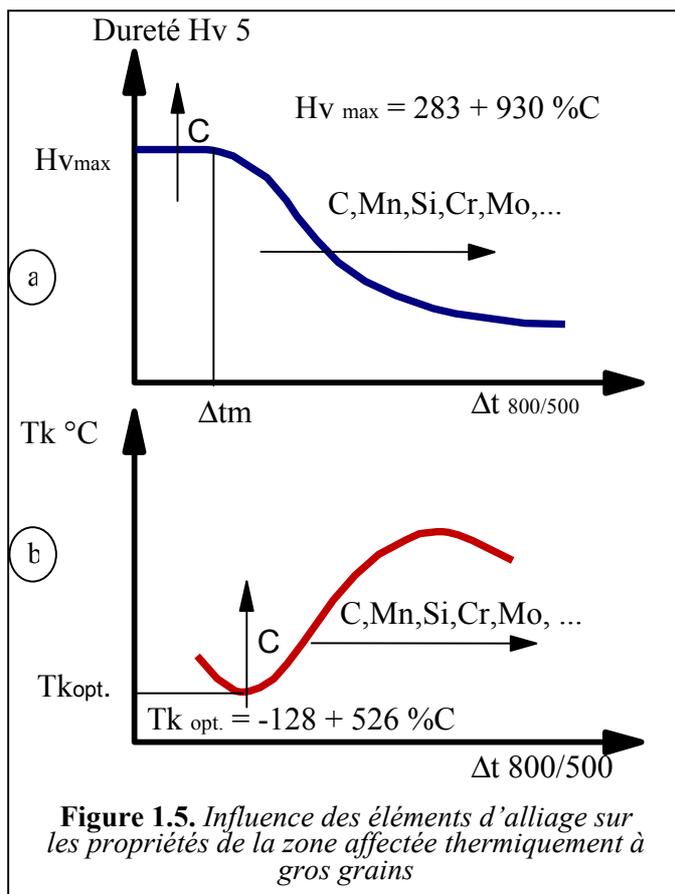
décomposent lors de la fusion et génèrent au niveau de l'arc des gaz afin de protéger les gouttes de métal de l'air ambiant, la protection ainsi obtenue n'est jamais parfaite et l'on ne peut éviter une certaine contamination. Le procédé étant manuel, il est clair que l'ampleur de cette contamination dépend de la dextérité du soudeur mais, quelle qu'elle soit, il est très difficile d'avoir moins de 100 ppm d'azote dans le métal déposé en particulier lors du soudage en position.

1.3. Influence des cycles thermiques de soudage sur la structure et les propriétés mécaniques des soudures d'aciers C-Mn ou faiblement alliés

1.3.1. La zone affectée thermiquement

Les modifications les plus importantes des propriétés de l'acier se rencontrent dans la zone à gros grains voisins de la zone de liaison. Elles concernent principalement la dureté et la résilience.

Si l'on représente l'évolution de la dureté dans cette zone en fonction du paramètre de refroidissement $\Delta t_{800/500}$, on obtient une courbe tout à fait comparable au résultat d'un essai Jominy (figure 1.5.a):



Pour les grandes vitesses de refroidissement (faible $\Delta t_{800/500}$), la structure est totalement martensitique. Dans ces conditions, la dureté est essentiellement fonction de la teneur en carbone et peut s'exprimer dans le cas des aciers de construction par :

$$Hv_{\max} = 283 + 930 \% C$$

Au delà d'une certaine valeur Δt_m , la structure n'est plus totalement martensitique. De la bainite inférieure apparaît tout d'abord, puis cède la place à de la bainite granulaire pour les $\Delta t_{800/500}$ plus long.

Cette évolution de la structure de la zone à gros grain en fonction du $\Delta t_{800/500}$ en dessous duquel la structure est totalement martensitique dépend de la trempabilité de l'acier donc de l'ensemble des éléments d'alliage.

La figure 1.5.b représente l'évolution de la température de transition en fonction du $\Delta t_{800/500}$ pour cette même zone à gros grains. Comme la courbe de dureté, cette courbe reflète l'évolution de la microstructure en fonction du $\Delta t_{800/500}$. On peut remarquer que les plus basses températures de transition,

donc les meilleures valeurs de résilience correspondent à des $\Delta t_{800/500}$ relativement courts, c'est-à-dire à une structure relativement dure. Par ailleurs, la température de transition correspondant à l'optimum ($T_{k_{opt.}}$) est d'autant moins basse que la teneur en carbone est élevée :

$$T_{k_{opt.}} (\text{°C}) = -128 + 526 \% C$$

La figure 1.6 montre l'évolution simultanée de la dureté et de la température de transition de la zone à gros grains pour deux aciers particuliers. Des études effectuées, entre autres par l'IRSID, montrent que ce type de variation est tout à fait général et que les meilleurs températures de transition sont obtenues pour des $\Delta t_{800/500}$ qui engendrent des duretés sous cordon comprises entre le plateau martensitique et le point d'inflexion de la courbe $H_v = f(\Delta t_{800/500})$.

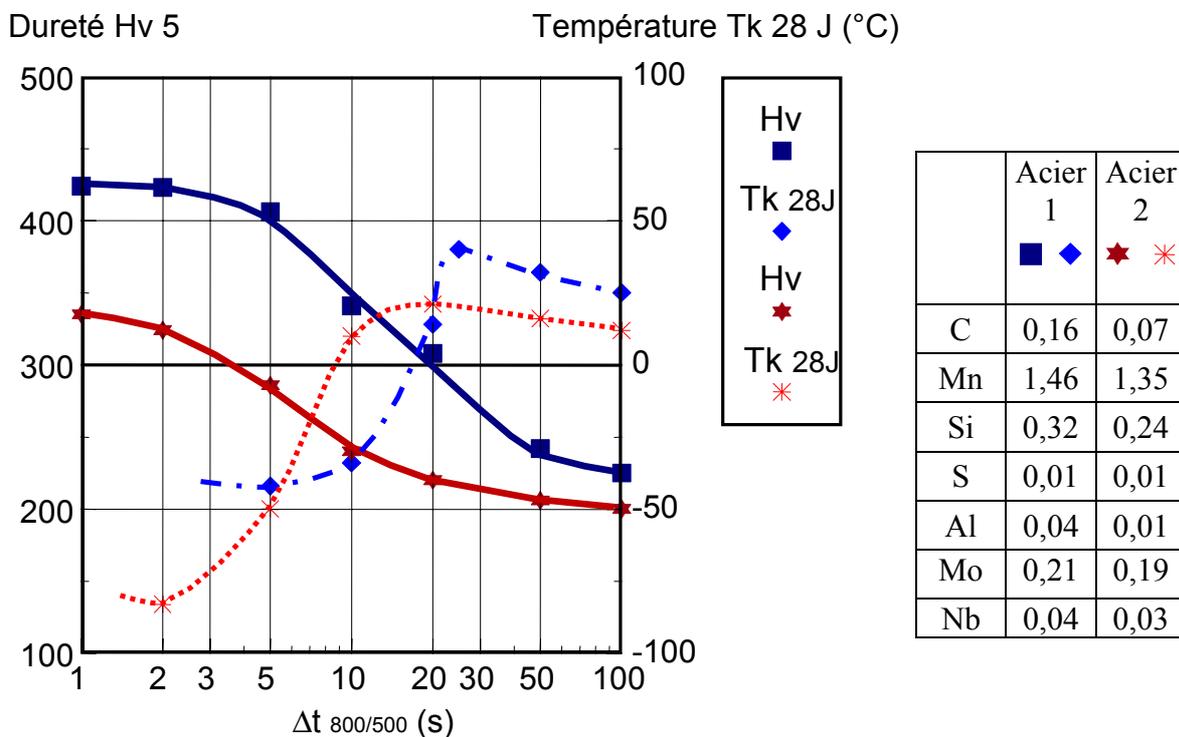


Figure 1.6. Influence du cycle thermique sur les valeurs de dureté et de la température de transition à 28 J de la zone à gros grains de 2 aciers microalliés – résultats IRSID²

² On peut évaluer l'influence «des petites variations des paramètres de soudage» du tableau 1.1 sur la température de transition et la dureté de la zone à gros grains des 2 aciers de la figure 1.6. Le tableau ci-dessous montre qu'avec l'acier 1 les conséquences de ces variations sont considérables : la température de transition remonte d'environ 70°C lorsque le $\Delta t_{800/500}$ passe de 11 à 40 s. En revanche, l'acier 2 qui présente une température de transition optimale plus basse que celle de l'acier 1 du fait de sa plus faible teneur en carbone, conduit dans tous les cas à de médiocres résultats de résilience car sa trempabilité, inférieure à celle de l'acier 1, est trop faible pour les diverses conditions de soudage du tableau 1.1.

$\Delta t_{800/500}$	Acier 1		Acier 2	
	Hv 5	Tk 28J	Hv 5	Tk 28J
11 s	335	- 32 °C	237	+ 17 °C
40 s	238	+ 35 °C	208	+ 17 °C

Les courbes $T_k = f(\Delta t_{800/500})$ qui permettent de connaître le domaine de $\Delta t_{800/500}$ conduisant aux meilleures caractéristiques de résilience n'existent que pour un nombre d'acier très limité. Cependant, les considérations précédentes permettent de dégager plusieurs méthodologies pratiques afin d'optimiser le cycle thermique de soudage du point de vue des résiliences en ZAT.

A partir des courbes Dureté / Paramètres de refroidissement en condition de soudage [IRSID, 1977].

Le recueil de courbes $H_v 5 = f(\Delta t_{800/500})$ établi par l'IRSID concerne la plupart des aciers de construction (100 aciers).

La courbe relative à l'acier à souder permet de connaître le domaine des $\Delta t_{800/500}$ qui conduit aux meilleures valeurs de résiliences (entre la fin du plateau martensitique et le point d'inflexion).

L'utilisation de l'abaque (figure 1.3) permet de définir l'énergie de soudage à utiliser pour obtenir le $\Delta t_{800/500}$ défini précédemment.

A partir de la teneur en carbone de l'acier à souder :

La dureté du plateau martensitique s'exprime par : $H_{V_{max.}} = 283 + 930 \% C$

On peut en 1ère approximation considérer que, dans le cas des aciers de construction, les meilleures résiliences sont obtenues dans la zone à gros grains lorsque la dureté de celle-ci est de l'ordre de 10 à 20 % plus faible que la dureté martensitique (voir figure 1.6).

La comparaison de ces valeurs ($H_{V_{max.}} -10 \%$ et $H_{V_{max.}} - 20 \%$) avec la dureté mesurée réellement dans la ZAT à gros grains de l'acier considéré permet de savoir si les conditions de soudage (énergie, température entre passes) sont bien choisies ou au contraire doivent être modifiées :

- si la dureté mesurée est inférieure à $H_{V_{max.}} -20 \%$, on devra réduire l'énergie de soudage et/ou la température entre passes,
- si la dureté mesurée est supérieure à $H_{V_{max.}} -10 \%$, on devra augmenter l'énergie de soudage et/ou la température entre passes.

En résumé dans le cas des aciers de construction il apparaît donc qu'une augmentation de la vitesse de refroidissement (diminution du $\Delta t_{800/500}$) améliore la ténacité de la zone affectée à gros grains et augmente la dureté.

Si l'on cherche à obtenir de bonnes valeurs de résilience à basse température dans la zone affectée à gros grains, on aura donc toujours intérêt à limiter l'énergie de soudage au minimum compatible avec le joint à réaliser (interpénétration satisfaisante dans le cas d'un joint bi-passes par exemple), ce qui engendrera une dureté élevée. De ce fait, il pourra être nécessaire de rechercher un compromis car une dureté élevée (structure 100 % martensitique) augmente les risques de fissuration à froid (voir paragraphe 2.2).

1.3.2. La zone fondue

Comme dans la zone affectée thermiquement, les propriétés mécaniques du métal fondu dépendent de sa structure et de sa composition chimique.

S'il est aisé de définir une analyse chimique du métal fondu de manière à le rendre compatible avec les propriétés de traction du métal de base, il n'en est pas de même du point de vue de la ténacité. C'est la raison pour laquelle nous limiterons notre propos à cet aspect que nous traiterons en terme de résilience car cet essai simple et peu coûteux est systématiquement pratiqué en soudage.

Dans un joint multipasses, on peut toujours distinguer deux types de zones (figure 1.7) : les premières ont conservé une structure brute de solidification tandis que les secondes ont été ré-austénitisées durant l'exécution des passes successives. Les composants microstructuraux de ces diverses zones sont en général très différents. A moins d'être en présence d'un soudure fortement alliée, les régions ré-austénitisées présentent une structure ferritique avec une faible proportion de perlite car la teneur en carbone des produits de soudage est toujours très faible.

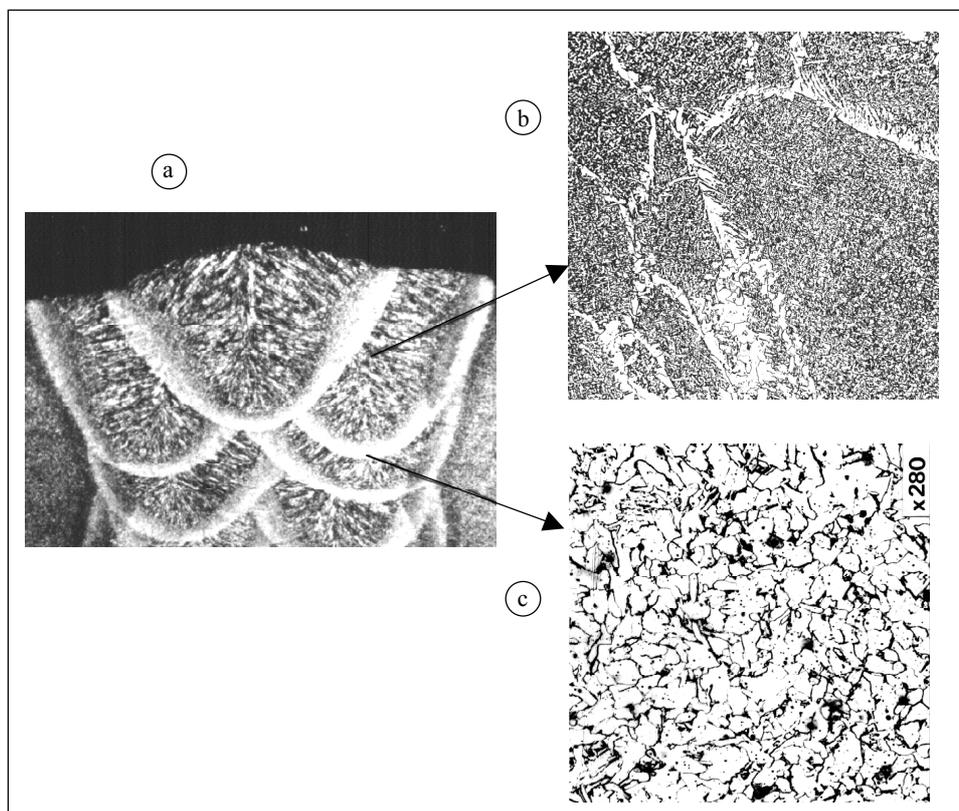


Figure 1.7. Soudure Arc Submergé – a) Aspect macrographique – b) Microstructure des zones brutes de solidification – c) Microstructure des zones recuites.

La ténacité de cette structure ferritique à grains équiaxes dépend comme toujours en métallurgie de la finesse des grains. Elle est donc fonction du cycle thermique de soudage qui conditionne le temps de séjour dans le domaine austénitique et la vitesse de refroidissement

donc la température de transformation de l'austénite. Elle dépend aussi de la présence d'éléments tels que titane, niobium, vanadium, aluminium ou bore qui limitent le grossissement de grain lors de la phase de ré-austénitisation. Quoiqu'il en soit, cette structure recuite n'est généralement pas à l'origine de problème de résilience dans les joint soudés.

A l'opposé les zones "brutes de solidification" peuvent présenter des structures très différentes d'un joint à l'autre et donc des écarts considérables du point de vue de leurs caractéristiques de résilience comme l'illustre la figure 1.8.

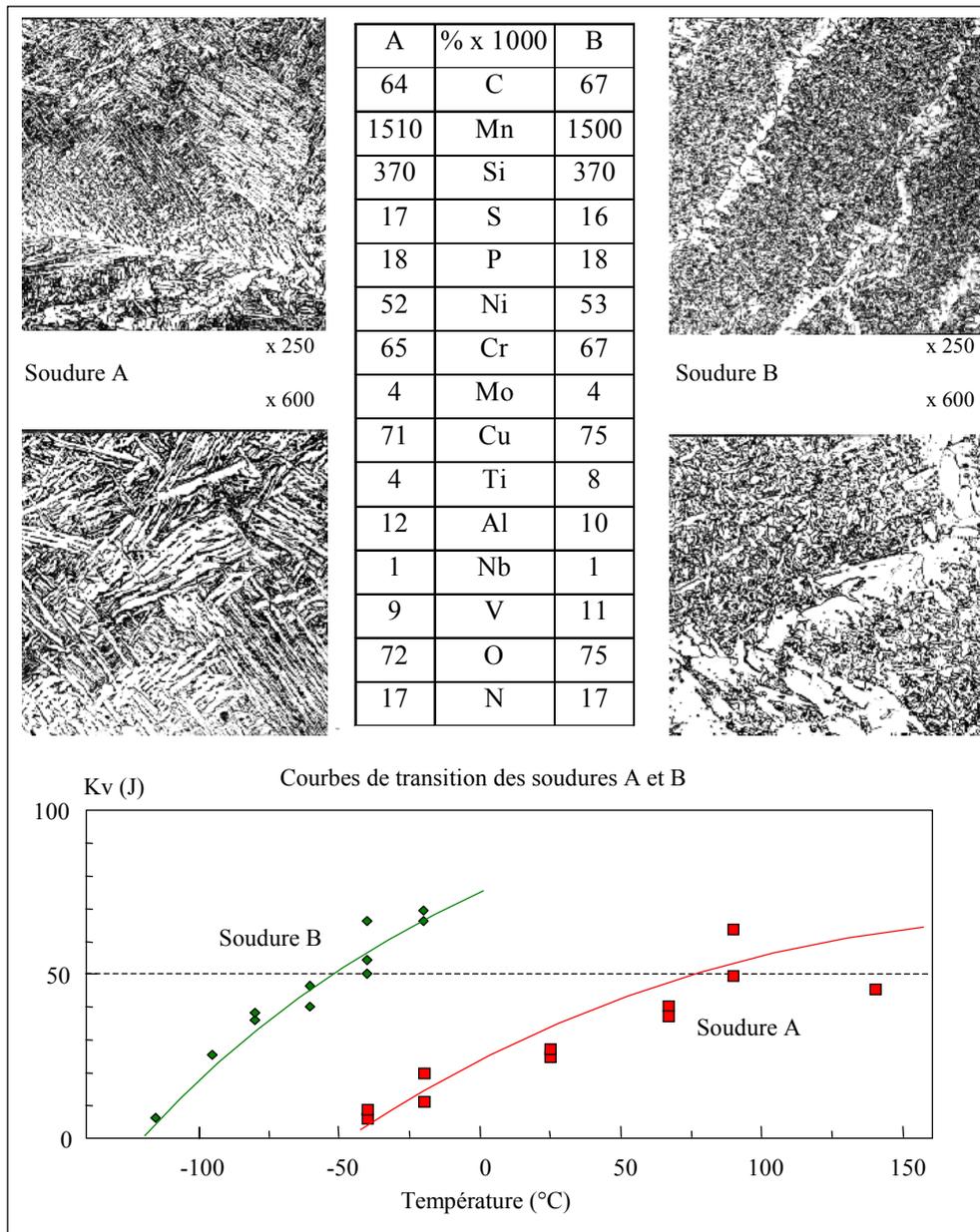


Figure 1.8. Influence de la microstructure sur les caractéristiques de résilience.

La proportion des zones « brutes et recuites » dépend du procédé et des conditions de soudage. Dans le cas de soudures multipasses effectuées en TIG ou avec des électrodes

enrobées de petit diamètre, la faible section des cordons fait que pratiquement l'ensemble du métal fondu présente une structure recuite. En revanche, dans les soudures obtenues au moyen du procédé Arc Submergé, les zones « brutes de solidification » ne représentent jamais moins de 50 % du métal fondu et peuvent même atteindre 90 % dans le cas de soudures bipasses recto verso.

La proportion mais surtout la position de ces 2 types de structure au fond de l'entaille des éprouvettes de résilience vont conditionner le résultat. En effet, l'énergie de rupture mesurée lors de cet essai est la somme de l'énergie nécessaire pour initier la fissure en fond d'entaille et de l'énergie pour que celle-ci se propage et conduise à la création de 2 surfaces. La fissure va s'initier sous l'impact du mouton pendule dès que la contrainte critique d'initiation qui est propre à chacune des microstructures sera atteinte dans l'une ou l'autre de celles-ci. Or la contrainte qui se développe au fond de l'entaille sous l'impact du pendule décroît depuis son centre vers les faces latérales. C'est la raison pour laquelle dans un matériau parfaitement homogène la rupture s'initie toujours au centre de l'entaille tandis que dans un matériau hétérogène, l'initiation pourra être déportée latéralement si la microstructure située au centre de l'entaille possède une contrainte critique de fissuration supérieure à celle d'une structure adjacente. Ainsi, lorsque la structure la plus fragile est déportée par rapport au centre de l'entaille, la composante « initiation » de l'énergie de rupture mesurée lors de l'essai de résilience est beaucoup plus importante que lorsque cette même structure est située au centre. Quant à l'énergie de propagation, on conçoit bien qu'elle est fonction de la proportion de chacune des microstructures et de leurs caractéristiques intrinsèques.

Les principaux microconstituants susceptibles d'exister dans les zones brutes de solidification sont représentés à la figure 1.9.

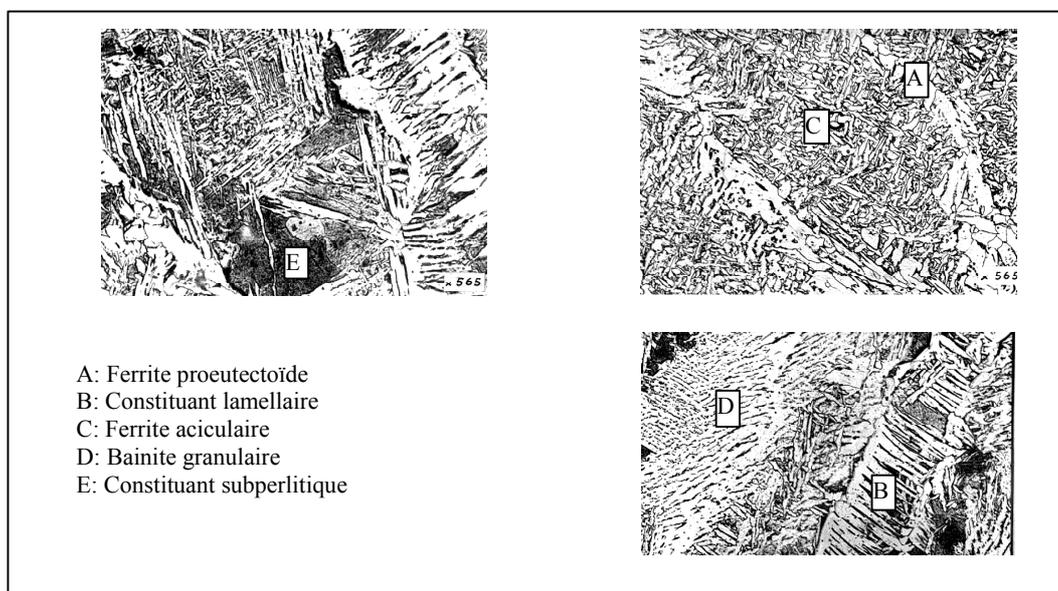


Figure 1.9. Principaux microconstituants du métal fondu brut de solidification

Dans le document IIS/IIW-999-88, l'Institut International de la Soudure propose une analyse plus fine et distingue davantage de constituants mais là n'est pas l'important. En effet, tous les métallurgistes savent que l'on améliore la ténacité en affinant la structure. Dans ces

conditions, il est clair à la vue des micrographies de la figure 1.9 que les zones brutes de solidification qui conduiront aux meilleures caractéristiques de résilience seront essentiellement formées de ferrite aciculaire.

Ce microconstituant, qui n'apparaît jamais dans les aciers, n'existe dans le métal fondu qu'en présence de certaines inclusions qui permettent la germination intragranulaire de la ferrite lors de la transformation de l'austénite [Cochrane, 1978], [Abson, 1978]. On sait que l'existence de ces inclusions dépend de la teneur en oxygène du métal déposé mais pour qu'il y ait germination intragranulaire de ferrite, il semble nécessaire que ces inclusions complexes, qui résultent des réactions d'oxydo-réduction dans le métal en fusion et qui se trouvent piégées lors de la solidification, présentent localement en leur surface de l'oxyde TiO [St Laurent, 1993] ou un oxyde $MnTi_2O_4$ [BLAIS, 1999]. On conçoit alors que le titane joue un rôle fondamental [Charpentier, 1983] [Evans, 1997] et c'est d'ailleurs sa variation (0,004 à 0,008%) qui explique la différence entre les structures et les valeurs de résilience des soudures A et B de la figure 1.8. Mais on conçoit aussi qu'il ne suffit pas d'avoir un minimum de titane pour que celui-ci se retrouve sous l'une ou l'autre des formes souhaitées en surface des inclusions. Encore faut-il que la cinétique des réactions qui conduisent à la formation des inclusions permette d'atteindre ce résultat. Ainsi, en plus de la teneur en oxygène, la nature et la quantité de l'ensemble des éléments désoxydants présents dans le métal fondu vont intervenir, que ceux-ci proviennent du fil ou du métal de base [Devillers, 1983] [Burkhardt, 1988].

La complexité de ces phénomènes fait qu'aujourd'hui encore, on ne peut à la simple lecture d'une analyse chimique de métal fondu prédire avec certitude la présence des germes nécessaires à la formation de la ferrite aciculaire. Seul l'examen métallographique permet de répondre positivement si l'on constate la présence de ce constituant.

Ces inclusions particulières constituent une condition nécessaire pour obtenir une structure riche en ferrite aciculaire et de ce fait une bonne ténacité dans toutes les zones de la soudure (y compris les zones brutes de solidification). Cette condition n'est toutefois pas suffisante car la proportion de ferrite aciculaire dépend du cycle thermique de soudage et de la composition chimique du métal fondu qui détermine sa trempabilité.

1.3.2.1. *Influence de la vitesse de refroidissement*

En métallurgie, les diagrammes de transformations en refroidissement continu permettent d'avoir une idée précise de la structure et de la dureté d'un acier en fonction de la vitesse de refroidissement après austénitisation. Ces diagrammes sont spécifiques à chaque acier et à chaque condition d'austénitisation (grosseur du grain austénitique).

En soudage, de tels diagrammes n'existent pas et n'existeront sans doute jamais car les variations de vitesse de refroidissement dans le domaine de transformation de l'austénite ($\Delta t_{800/500}$ ou $\Delta t_{700/300}$) s'accompagnent toujours d'une variation des conditions d'austénitisation mais il n'y a toutefois pas de relation biunivoque entre ces 2 facteurs : l'augmentation de l'énergie de soudage, de la température de préchauffage, de l'épaisseur des pièces à assembler ou la mise en œuvre de procédés de soudage différents n'ont pas des conséquences similaires sur les parties supérieures (domaine austénitique) et inférieures (domaine de transformation) du cycle thermique de soudage [Bonnet, 1980].

Quoi qu'il en soit, si les inclusions nécessaires sont présentes, il a été clairement montré [Antunes, 1981] qu'une augmentation de la vitesse de refroidissement se traduit, dans un premier temps au moins, par un accroissement de la proportion de ferrite aciculaire et s'accompagne d'une amélioration de la ténacité (figure 1.10). Dans un second temps, on peut faire apparaître des structures plus trempées (bainite inférieure et/ou martensite) si la trempabilité du métal fondu est grande.

1.3.2.2. Influence des éléments d'alliage

L'ajout d'éléments d'alliage à un acier augmente sa trempabilité en retardant les transformations qui procèdent par germination et croissance et abaisse la température du début de la transformation martensitique (M_s). Si l'on considère le diagramme TRC, cette addition a pour effet principal de décaler les courbes du diagramme vers la droite.

Il en est de même pour le métal fondu à ceci près toutefois que le ralentissement des transformations par l'addition d'éléments d'alliage semble affecter davantage les transformations « traditionnelles » que la formation de ferrite aciculaire. Cela s'explique aisément si l'on considère que pour qu'existe un domaine de transformation de l'austénite en ferrite aciculaire, il faut que soient présentes des inclusions spécifiques qui jouent le rôle de germes préexistants alors, l'addition d'éléments d'alliage ne peut avoir d'effet sur la vitesse de germination de la ferrite aciculaire mais seulement sur sa vitesse de croissance.

Ainsi, à vitesse de refroidissement constante, l'addition d'éléments d'alliage provoque une évolution de la microstructure similaire à celle qu'engendre l'augmentation de la vitesse de refroidissement à composition chimique constante : dans un premier temps au moins, la proportion de ferrite aciculaire augmente car les transformations qui précédaient sa formation sont fortement ralenties ; ensuite, les grains de ferrite aciculaire s'affinent puis enfin, ceux ci sont progressivement remplacés par une part croissante de bainite inférieure et/ou de martensite.

Du point de vue des propriétés mécaniques, l'augmentation de la vitesse de refroidissement et l'addition d'éléments d'alliage ne sont cependant pas tout à fait équivalents. En effet, dans une même microstructure, la présence d'une plus grande quantité d'éléments d'alliage provoque, par effet de solution solide, un accroissement de la résistance à la rupture, de la limite d'élasticité et de la dureté mais aussi une diminution des valeurs de résilience.

On peut alors synthétiser de la façon suivante l'effet de la vitesse de refroidissement et de la composition chimique sur les caractéristiques de résilience (Figure 1.11):

- lorsque la teneur en élément d'alliage est faible (faible trempabilité), on obtient une structure brute de solidification très grossière essentiellement constituée de ferrite proeutectoïde et de constituant lamellaire. La ténacité est alors mauvaise quelle que soit la vitesse de refroidissement (température de transition élevée),
- lorsque l'on augmente la teneur en élément d'alliage (Mn, Mo,...) et si les inclusions favorables sont présentes, la proportion de ferrite aciculaire s'accroît, ses grains deviennent de plus en plus fins et la ténacité s'améliore fortement,
- si l'on continue à augmenter la teneur en élément d'alliage au-delà de T_1 pour $(\Delta t_{8/5})_1$ ou de T_2 pour $(\Delta t_{8/5})_2$, on observe une détérioration des valeurs de résilience car l'effet négatif de durcissement par effet de solution solide lié à l'augmentation des éléments

d'alliage devient supérieur à l'effet positif résultant de l'accroissement de la quantité et de la finesse de la ferrite aciculaire,

- la comparaison des deux courbes de la figure 1.11 montre enfin qu'une augmentation de la vitesse de refroidissement $((\Delta t_{8/5})_1$ comparativement à $(\Delta t_{8/5})_2$) améliore toujours les caractéristiques de résilience.

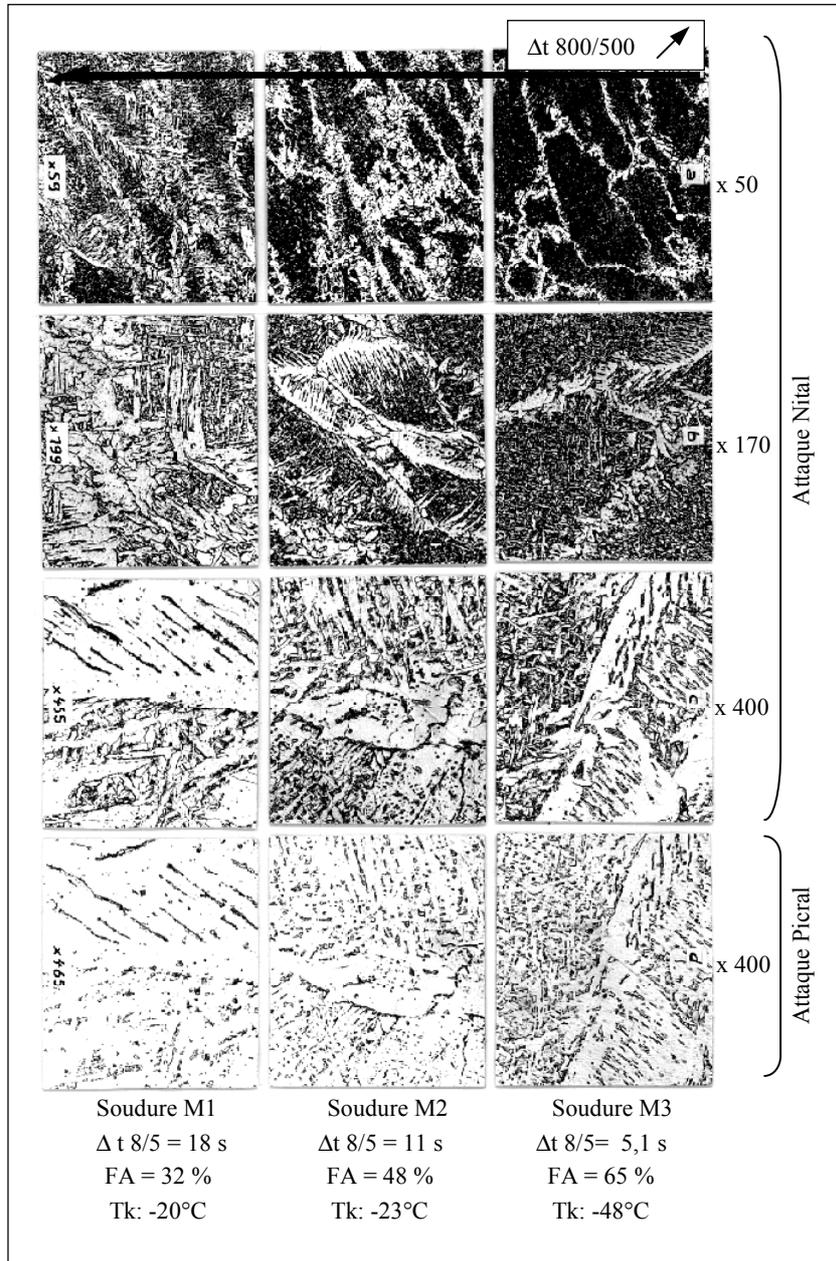


Figure 1.10. Influence du cycle thermique sur la structure et la température de transition – Analyse du métal fondu : 0,066 %C ; 0,94 %Mn ; 0,62 %Si [Bonnet, 1980]

En l'absence des inclusions indispensables à la formation de la ferrite aciculaire, on voit apparaître à sa place de la bainite granulaire puis de la bainite inférieure. Ces variations structurales s'accompagnent aussi d'une certaine amélioration des valeurs de résilience mais elles restent bien inférieures à ce que l'on obtient en présence de ferrite aciculaire.

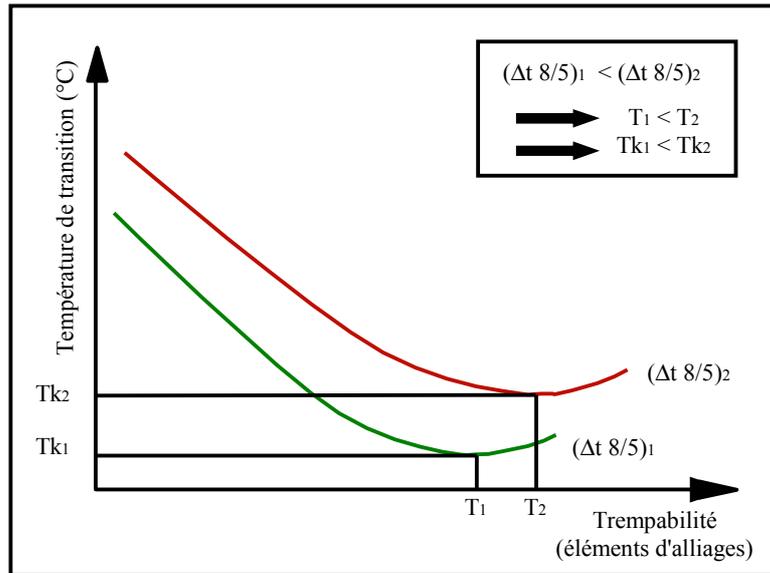


Figure 1.11. Influence des éléments d'alliage et de la vitesse de refroidissement sur la température de transition du métal fondu

1.3.2.3. Influence de la teneur en oxygène

Dans les soudures d'aciers ferritiques, une teneur en oxygène minimale est nécessaire pour que la transformation de l'austénite en ferrite aciculaire puisse exister. Cette teneur minimale dépend des autres désoxydants présents et augmente en particulier avec la teneur en aluminium. Elle est de l'ordre de 250 ppm lorsque la teneur en aluminium est inférieure à 0,015% ; elle peut atteindre 350 à 400 ppm pour une teneur en aluminium de l'ordre de 0,035 à 0,040%.

C'est parce que ce minimum n'est pas atteint que l'on obtient généralement de mauvaises résiliences à basse température dans les soudures d'aciers ferritiques effectuées au moyen des procédés à haute densité d'énergie tels que plasma, faisceau d'électron et laser. La teneur en oxygène donne aussi une certaine image du taux inclusionnaire et ce taux a une incidence directe sur l'énergie de rupture ductile : toute chose étant égale par ailleurs, un accroissement du taux inclusionnaire engendre une diminution de l'énergie de rupture ductile (Figure 1.12).

Il existe donc un optimum en oxygène pour les soudures d'aciers ferritiques lorsque les caractéristiques de traction recherchées sont accessibles à une structure de ferrite aciculaire (< 650 ou 700 MPa) car c'est ainsi que l'on obtiendra le meilleur compromis traction / ténacité. Au delà, on devra recourir à des structures de bainite inférieure ou de martensite et chercher à réduire autant que possible la teneur en oxygène de manière à minimiser le taux inclusionnaire. C'est naturellement aussi le cas des soudures d'aciers inoxydables austénitiques ou plus généralement des matériaux cubique à faces centrées qui ne présentent pas de transition ductile / fragile.

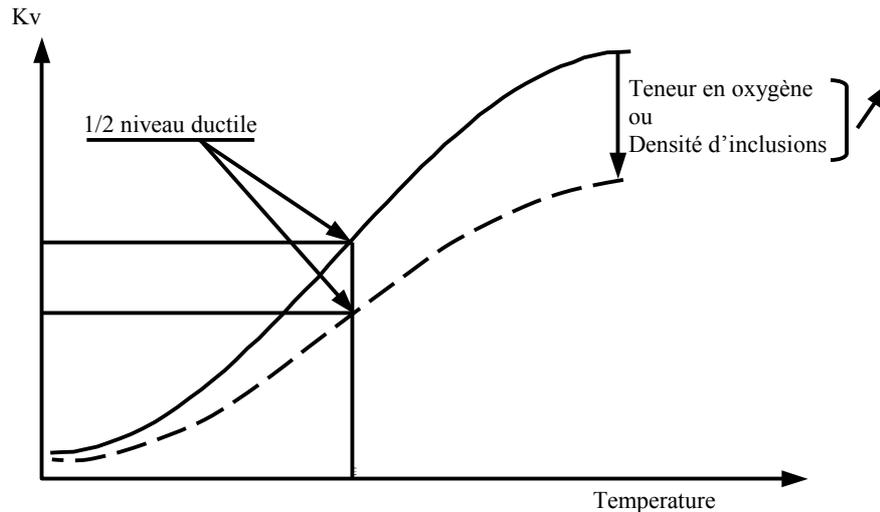


Figure 1.12. Influence de la teneur en oxygène sur la courbe de transition Charpy-V.

1.3.2.4. Influence de l'azote, du niobium et du vanadium

Dans les aciers ferritiques, l'azote peut être associé à 3 phénomènes métallurgiques :

- l'effet de solution solide : les atomes d'azote en position interstitielle dans le réseau cubique centré du fer engendrent des distorsions importantes du réseau cristallin ce qui provoque une augmentation des caractéristiques de traction et de dureté associée à une diminution de la ténacité. C'est à ces atomes d'azote libre que l'on attribue généralement l'effet le plus néfaste,
- l'effet de durcissement par précipitation : ce durcissement résulte d'une précipitation cohérente de nitrures ou carbonitrures d'éléments ayant une forte affinité pour l'azote (en particulier niobium et vanadium). Cette précipitation se produit essentiellement dans le domaine de température 400-650°C,
- l'effet de vieillissement : Il provient de la diffusion des atomes d'azote en solution solide interstitielle vers les défauts cristallins ce qui limite fortement les possibilités de déplacement des dislocations. On observe alors une augmentation de la limite d'élasticité tandis que la résilience s'abaisse. Ce phénomène ne se manifeste véritablement qu'aux basses températures (ambiante / 250°C),

Dans les soudures de ces aciers, on observe un effet négatif de l'augmentation de la teneur en azote sur la résilience dans toutes les zones des soudures multipasses c'est à dire aussi bien dans la dernière passe qui présente une structure brute de solidification riche en ferrite aciculaire que dans les zones réausténitisées ayant une structure ferritique équiaxe à grains fins ou encore dans les zones à structure brute de solidification mais ayant été réchauffées en dessous de A_{c1} lors de l'exécution des passes ultérieures [Bonnet, 1986]. Dans ces dernières zones, la remontée de la température de transition avec la teneur en azote est plus marquée lorsque la soudure contient une faible quantité de niobium et plus encore quand il s'agit de vanadium.

Niobium et vanadium sont très rarement ajoutés volontairement dans les produits de soudage mais ils sont nécessaires à l'élaboration des aciers TMCP (Thermal-Mechanical Controlled Processing) et se rencontrent aussi dans certains aciers Trempé-Revenu. Par l'effet

de la dilution, on en retrouvera dans le métal fondu et tout particulièrement dans les passes de racine où ils provoqueront une diminution des valeurs de résilience d'autant plus importante que la teneur en azote est élevée. Cette fragilisation sera encore plus marquée si l'assemblage doit subir un traitement de détensionnement après soudage car celui-ci va permettre aux carbonitrides de niobium et aux nitrures de vanadium de précipiter plus complètement.

1.3.2.5. *L'effet Titane / Bore*

Cet effet résulte de ce que la présence d'une très faible quantité de bore (typiquement 20 à 60 ppm) permet de retarder considérablement l'apparition de ferrite proeutectoïde aux joints de grains austénitiques lors du refroidissement du cordon de soudure. De ce fait, la transformation de l'austénite peut se produire essentiellement par germination intragranulaire de ferrite aciculaire sur les inclusions pourvu que celles-ci possèdent les caractéristiques requises et présentent donc en surface des zones d'oxyde de titane. Lorsque l'ensemble de l'analyse chimique du métal fondu est bien équilibrée en manganèse et éventuellement nickel de manière à ce que sa trempabilité soit optimale pour le cycle thermique subit par la soudure, le réseau de ferrite proeutectoïde se réduit à un fin liseré, le reste de l'austénite se transformant en ferrite aciculaire. S'il est de plus possible de recourir à une addition de molybdène, ce qui est le cas lorsque l'on recherche une limite d'élasticité supérieure à 550 ou 600 MPa, on obtient alors un effet synergique bore – molybdène qui permet de supprimer totalement le réseau de ferrite proeutectoïde et d'obtenir une structure uniquement composée de ferrite aciculaire dont les caractéristiques de ténacité sont remarquables. A noter enfin que l'action du titane et du bore ne se limite pas à l'augmentation de la proportion de ferrite aciculaire dans les zones à structure brute de solidification, elle provoque aussi un affinement des grains de ferrite dans les zones réausténitisées (figure 1.13).

Le recours à l'effet titane – bore permet donc une amélioration notable des valeurs de résilience dans toutes les zones de la soudure et une meilleure homogénéité des propriétés de ces diverses zones toutefois ces résultats intéressants ne sont obtenus que si la teneur en azote est basse et parfaitement maîtrisée. C'est la raison pour laquelle cet effet a tout d'abord été mis en œuvre dans les produits d'apport pour la fabrication des gros tubes soudés en 2 passes à l'arc submergé multiélectrodes. Il a ensuite été utilisé dans les fils fourrés rutilés et a permis à ceux-ci de s'imposer en satisfaisant aux spécifications métallurgiques les plus sévères. En revanche, il n'est pas utilisé dans les électrodes enrobées car ce procédé ne permet pas un contrôle suffisant de la teneur en azote du métal déposé.

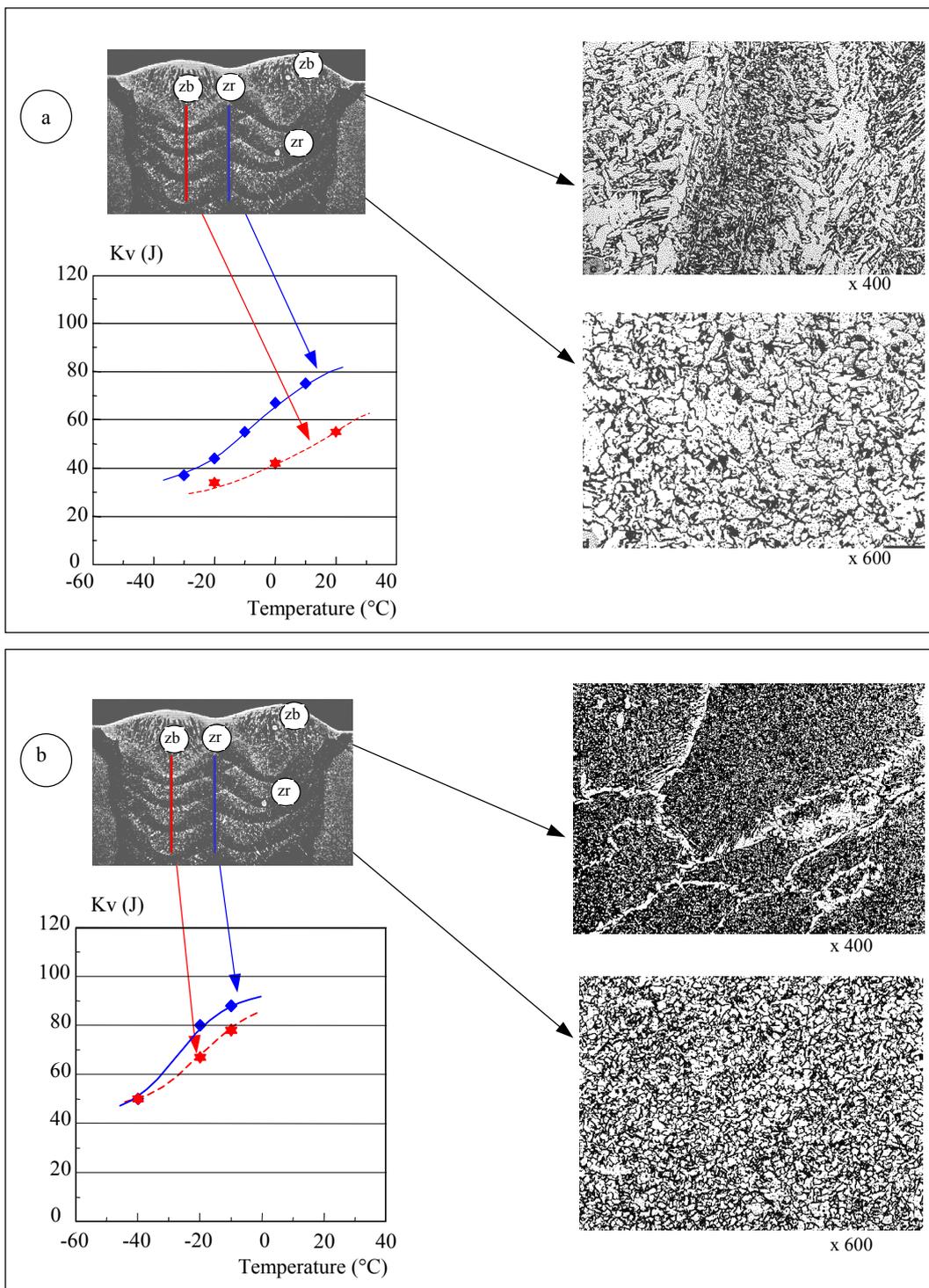


Figure 1.16. a) Fil fourré rutile sans effet Ti-B ; b) même formule avec addition de bore. Entailles des résilience positionnées dans l'axe des passes (zb) et dans l'axe du moule (zr).

Chapitre 2.

Les principaux défauts de soudage

Nous n'aborderons pas ici les défauts ayant une origine purement opératoire tels que caniveaux, manque de pénétration, collage ... ; nous envisagerons uniquement les défauts internes que sont les fissures à chaud, les fissures à froid, les fissures au réchauffage et les porosités.

Nous nous attacherons à expliciter les critères qui permettent de les identifier et à montrer les mécanismes de formation afin d'en déduire les précautions à prendre pour les éviter ou les remèdes à apporter lorsque les problèmes apparaissent.

2.1. La fissuration à chaud

Sous ce vocable nous regroupons les fissures de solidification, les fissures de liquation et les fissures résultant d'un manque de ductilité à haute température.

2.1.1. Les fissures de solidification

Elles apparaissent en fin de solidification. Elles peuvent être internes ou déboucher en surface mais elles sont toujours localisées dans les espaces interdendritiques et suivent donc les directions de solidification (figure 2.1). De ce fait, elles sont en tous points perpendiculaires aux isothermes. Comme elles se forment à haute température, elles sont oxydées au contact de l'air lorsqu'elles débouchent en surface. Enfin elles sont toujours larges du fait de la contraction du métal environnant durant le refroidissement.

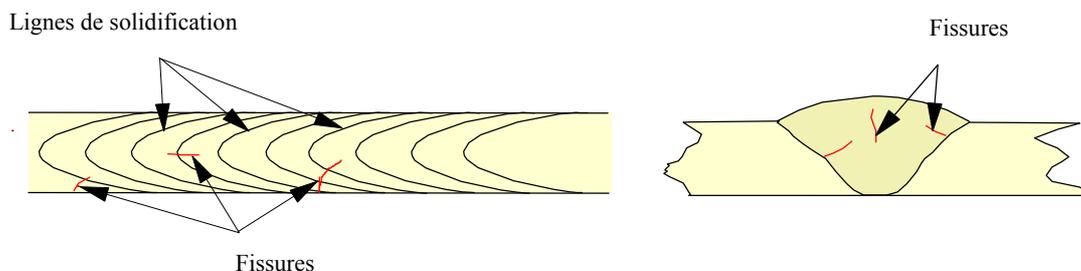


Figure 2.1. *Localisations des fissures de solidification*

Les facteurs ayant une influence sur la fissuration à chaud sont pour une part tributaires de l'analyse du métal fondu et pour une autre part, de la procédure de soudage (tableau 2.1).

Tableau 2.1. *Facteurs favorisant la fissuration à la solidification.*

Facteurs liés au matériau	Facteurs liés au processus opératoire et au procédé de soudage
Grand intervalle de solidification	Certaines formes de cordon (surface concave, rapport Largeur / Profondeur < 0,7)
Composés à bas point de fusion	Grande vitesse de soudage
Métal de base à haute limite d'élasticité	Bridage intense

Un grand intervalle de solidification, la présence de composés à bas point de fusion, font que les phases solide et liquide vont coexister dans un grand domaine de température. Durant le refroidissement dans ce domaine, le liquide se transforme en solide en se contractant (variation de volume à la solidification) tandis que le solide déjà formé se contracte selon son propre coefficient de dilatation. On comprend alors que plus l'intervalle de solidification est grand, plus on a de risque d'avoir un manque de matière en fin de solidification et qu'une fissure apparaisse dans les zones qui se solidifient en dernier c'est à dire dans les espaces interdendritiques.

L'influence de la limite d'élasticité du métal de base et du bridage des pièces à assembler est d'une autre nature. Lorsque la zone fondue refroidit, elle se contracte si bien que des contraintes vont se développer si le retrait ne peut pas se faire librement. Ces contraintes de retrait vont s'appliquer sur le métal fondu en cours de refroidissement, l'obligeant à se déformer ce qu'il pourra ou non supporter. Elles seront d'autant plus grandes que le bridage interne ou externe sera important et limitera ainsi les déformations de l'assemblage.

Bien que souvent sous-estimée, la forme des cordons de soudure et la vitesse de soudage ont une influence capitale. La zone qui se solidifie en dernier concentre les impuretés du fait de leur rejet dans la phase liquide lors de la solidification. Cela la rend chimiquement plus sensible au risque de fissuration et, lorsque la soudure a une surface concave, cette zone est aussi celle de plus faible section si bien que les contraintes résultant du retrait pourront plus facilement engendrer la fissuration que lorsque la surface est convexe (Figure 2.2). De même, lorsqu'un cordon est très fortement pénétré (rapport Largeur / Pénétration faible), ses bords latéraux sont sensiblement parallèles si bien que la phase finale de la solidification concerne toute sa hauteur (colonne centrale) ; au contraire, lorsque la forme est triangulaire, la solidification se termine en surface du cordon ce qui réduit les risques de fissuration. Enfin, une réduction de la vitesse de soudage et donc de solidification permet plus facilement au liquide encore présent de venir combler les vides créés entre les espaces interdendritiques par la diminution de volume lié au passage Liquide – Solide ; ainsi, les risques d'apparition de fissures s'en trouvent réduits.

Ces considérations sont générales et s'appliquent donc à tous les types de matériaux, mais énoncer qu'un grand intervalle de solidification ou la présence de composés à bas point de fusion aggravent le risque de fissuration n'est pas en pratique d'une très grande utilité pour l'ingénieur soudeur qui doit mettre en œuvre des matériaux pour lesquels il ne connaît

généralement pas ces caractéristiques. Il est pour lui plus intéressant de pouvoir appréhender les risques à partir de l'analyse chimique.

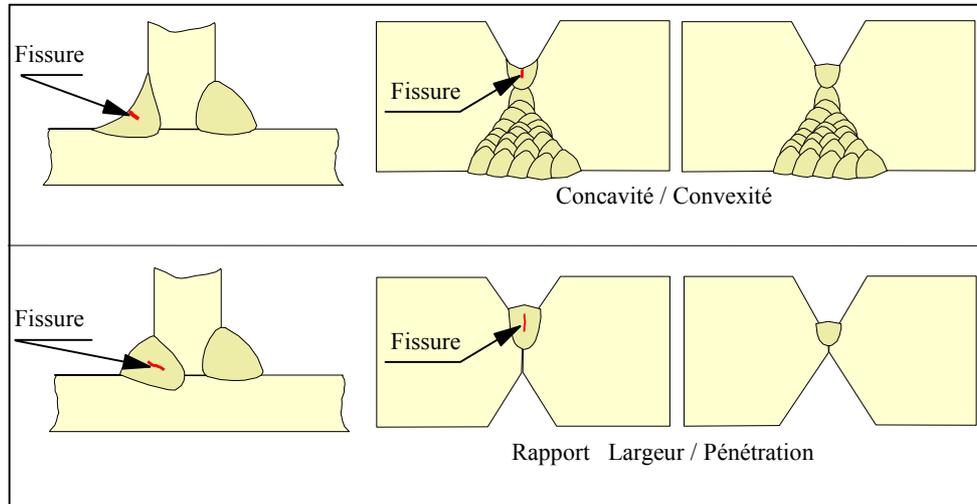


Figure 2.2. Influence de la forme des cordons sur la fissuration à la solidification

Dans le cas des aciers doux et faiblement alliés, Bailey [Bailey, 1978] a déduit d'un plan d'expérience factoriel le paramètre « UCS » (Units of Crack Susceptibility) qui caractérise la susceptibilité à la formation de fissures de solidification en soudage à l'arc submergé à partir de l'analyse du métal fondu :

$$\text{UCS} = 230C^* + 190S + 75P + 45 \text{ Nb} - 12,3\text{Si} - 5,4\text{Mn} - 1$$

Avec $C^* = 0,08$ si $C < 0,08$ et $C^* = C$ si $C = 0,08$

Il indique comme domaine de validité : C < 0,23 % ; S 0,010-0,050 % ; P 0,010-0,045 % ; Si 0,15-0,65 % ; Mn 0,45-1,6 % ; Nb < 0,07 % ; Ni < 1 % ; Cr < 0,5 % ; Mo < 0,4 % ; V < 0,07 % ; Cu < 0,3 % ; Ti < 0,02 % ; Al < 0,03 % ; B < 0,002 % ; Pb < 0,01 % ; Co < 0,03 %. Ultérieurement [Bailey, 1994], il a précisé qu'une augmentation du chrome, du molybdène ou du vanadium au delà du domaine de validité réduit le risque de fissuration à la solidification tandis qu'une augmentation du nickel et du bore a un effet négatif mais il indique aussi que l'influence néfaste du bore n'a été démontrée que pour des valeurs supérieures à 0,01 %. Dans ce même document, il considère enfin que le risque de fissuration est infime lorsque le paramètre UCS est inférieur à 10 et très grand lorsqu'il est supérieur à 30, la valeur 20 correspondant au seuil d'apparition des fissures lors de l'exécution des soudures en angle de la première publication.

A partir de cette formule, on voit que le carbone n'a pas d'effet jusqu'à 0,08 % mais se révèle être l'élément le plus néfaste au delà de cette valeur c'est-à-dire à partir du moment où la solidification fait intervenir la réaction péritectique. Cela est en général interprété par le fait que la solubilité du soufre et celle du phosphore sont beaucoup plus faibles dans l'austénite que dans la ferrite si bien que l'apparition de la réaction péritectique se traduit par une augmentation de la ségrégation de ces éléments et favorise la formation de films interdendritiques à bas point de fusion donc le risque de fissuration.

Les coefficients des éléments qui interviennent dans ce paramètre UCS sont relatifs à des soudures à l'arc submergé. Ils ne peuvent être généralisés aux autres procédés, en particulier parce que les autres facteurs qui ont une influence sur la fissuration (géométrie des cordons, vitesse de soudage) diffèrent profondément d'un procédé de soudage à un autre. Néanmoins, les éléments chimiques ayant des effets négatifs ou positifs restent les mêmes. Face à un problème de fissuration à la solidification dans une soudure d'acier C-Mn ou faiblement allié, on aura donc toujours intérêt à réduire la teneur en éléments C, S, P et Nb et à augmenter Mn et Si dans le métal fondu. Un choix judicieux du produit d'apport peut contribuer à augmenter Mn et Si mais sera sans effet sur les éléments nocifs car ces éléments ne varient pas significativement dans les produits de soudage. En pratique, si leurs teneurs sont à un niveau inacceptable dans le métal fondu, c'est qu'ils proviennent de la dilution du métal de base. On devra alors mettre en œuvre une procédure de soudage qui permet de minimiser la dilution et dans les cas extrêmes, recourir à un beurrage préalable des faces à assembler.

Dans le cas des aciers inoxydables austénitiques, le risque de fissuration à la solidification est intimement lié aux phases en présence à ce moment. En effet, selon leur composition chimique, les soudures d'aciers inoxydables austénitiques peuvent solidifier totalement en austénite ou en austénite primaire puis ferrite ou encore en ferrite primaire puis austénite ou enfin totalement en ferrite. Or, nous avons déjà vu que la solubilité des impuretés telles que soufre et phosphore était beaucoup plus grande dans la ferrite que dans l'austénite et que la ségrégation de ces éléments pouvait conduire à la formation de films interdendritiques à bas point de fusion. Si l'on considère les résultats des nombreuses études portant sur la sensibilité à la fissuration des aciers inoxydables austénitiques et que l'on classe ceux-ci par rapport au mode de solidification [Kotecki, 1993], on observe une résistance croissante en passant du mode purement austénitique au mode austénite primaire puis au mode totalement ferritique et enfin au mode ferrite primaire, la plus grande résistance du mode ferrite primaire par rapport au mode totalement ferritique résultant probablement de ce que la solidification mixte ferrite + austénite engendre une plus grande longueur d'interfaces et de ce fait, minimise les ségrégations.

Il existe de nombreux diagrammes destinés à prédire la structure du métal déposé en fonction de la teneur en éléments alphagènes (Chrome équivalent) et en éléments gammagènes (Nickel équivalent), le premier et le plus connu d'entre eux étant celui établi par Schaeffler il y a plus de 50 ans [Schaeffler, 1949]. Cependant, la plupart de ces diagrammes indiquent la structure du métal brut de soudage après refroidissement jusqu'à la température ambiante et cette structure peut être fort différente de celle qui existait au moment de la solidification car au cours du refroidissement, il y a généralement régression de la ferrite qui se transforme en austénite. Suutala [Suutala, 1983] a proposé un diagramme pour la prévision du mode de solidification dans lequel il distingue les domaines de solidification en austénite primaire et en ferrite primaire mais à notre avis, le plus riche d'informations et le mieux adapté aux aciers d'aujourd'hui est le diagramme WRC 92 (Fig. 2.3) car il délimite les zones correspondant aux 4 modes de solidification et donne aussi, exprimée en terme de « Ferrite Number », la teneur en ferrite après refroidissement.

A partir de ce diagramme il est donc possible d'évaluer la sensibilité à la fissuration d'une soudure en fonction de la position du point représentatif de son analyse dans les domaines A, AF, FA ou F ; cette analyse pouvant être le résultat d'une mesure ou d'une évaluation à partir

de l'analyse du métal de base, de celle du métal déposé et du taux de dilution estimé. On peut aussi évaluer le risque en mesurant sur une soudure type représentative des joints à réaliser le « nombre de ferrite » avec un appareil type « feritscope MP30 » puisque l'on voit sur ce diagramme qu'un « nombre de ferrite » supérieur à 4 correspond dans la plupart des cas à des soudures solidifiant dans le domaine FA (le plus résistant) ou F. Si le point représentatif se situe dans une zone à risque (A ou AF, ou $FN < 4$), on aura tout intérêt, à moins que les spécifications l'interdisent, à modifier le choix du produit d'apport ou la procédure de soudage (taux de dilution) de manière à rejoindre les domaines FA ou F. Enfin, pour les cas où cela s'avère impossible, il faudra s'astreindre à soigner les formes de cordon, minimiser le bridage et utiliser une faible vitesse de soudage comme nous l'avons indiqué auparavant.

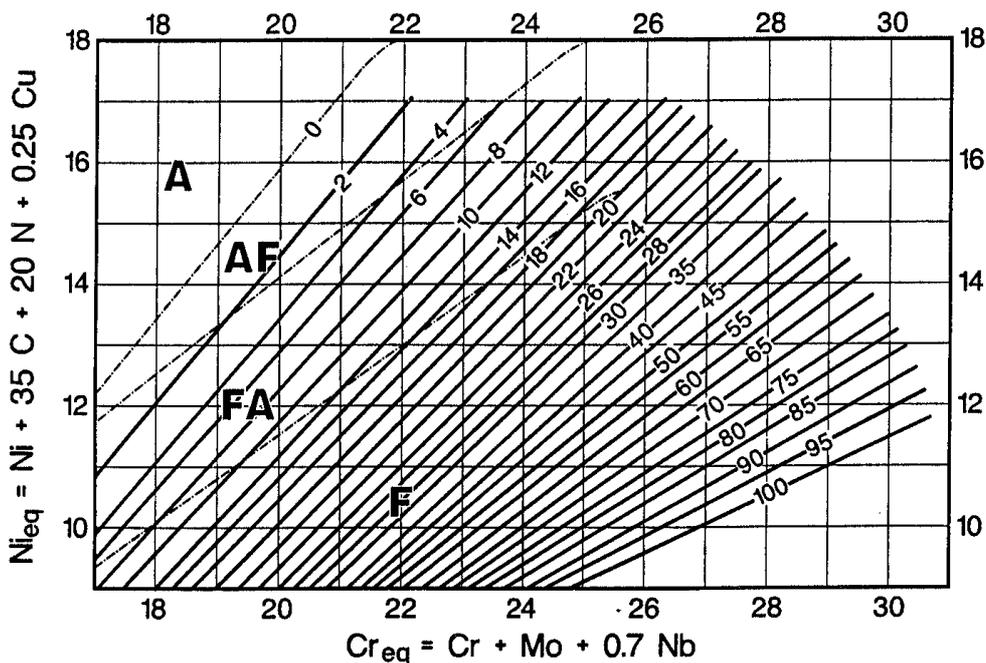


Figure 2.6. Diagramme WRC 92 [Kotecki, 1992]

2.1.2. Les fissures de liquation

Les fissures de liquation se rencontrent principalement dans la zone affectée thermiquement du métal de base au voisinage de la zone de liaison. Elles peuvent aussi survenir dans le métal fondu lors de la ré-affectation thermique par une passe ultérieure mais alors, elle se prolongent généralement sous forme de fissure de solidification dans la passe en cours d'exécution. Elles sont localisées dans la partie de la ZAT portée à des températures comprises dans l'intervalle de solidification du matériau, intervalle qui sera d'autant plus grand que le matériau comporte à l'origine des microségrégations d'éléments qui favorisent la formation de constituants à bas point de fusion. Sous l'effet du retrait associé au refroidissement, ces zones de fusions partielles auront d'autant plus de chance de donner naissance à des fissures qu'elles s'étendent profondément à l'intérieur de la ZAT. C'est ce type de mécanisme que l'on rencontre fréquemment lors du soudage des produits moulés ; il est très voisin du mécanisme de formation des fissures de solidification dans le métal fondu.

Une autre cause d'apparition de fissures de liquation peut être la formation d'un eutectique autour d'une phase en cours de dissolution dans la matrice. Cela peut se produire lorsqu'une phase thermodynamiquement stable à la température ambiante ne l'est pas à haute température et que la remise en solution n'a pas pu être complète ou l'homogénéité chimique atteinte du fait de la rapidité des cycles thermiques de soudage en regard des cinétiques de dissolution et de diffusion. Dans ce cas, une phase liquide va apparaître à l'intérieur de la ZAT et pénétrer les joints de grain environnants entraînant leur liquation et leur fissuration au refroidissement sous l'effet du retrait.

La sensibilité à la fissuration par liquation d'un matériau peut être évaluée au moyen d'essais de traction à chaud pratiqués au cours d'une simulation de cycle thermique de soudage durant la phase de chauffage et la phase de refroidissement (figure 2.4). Cet essai permet de déterminer l'écart entre la température à laquelle la striction à rupture devient nulle au chauffage et la température de rétablissement d'une certaine capacité de déformation au refroidissement. Plus cet écart est grand, plus sensible est le matériau.

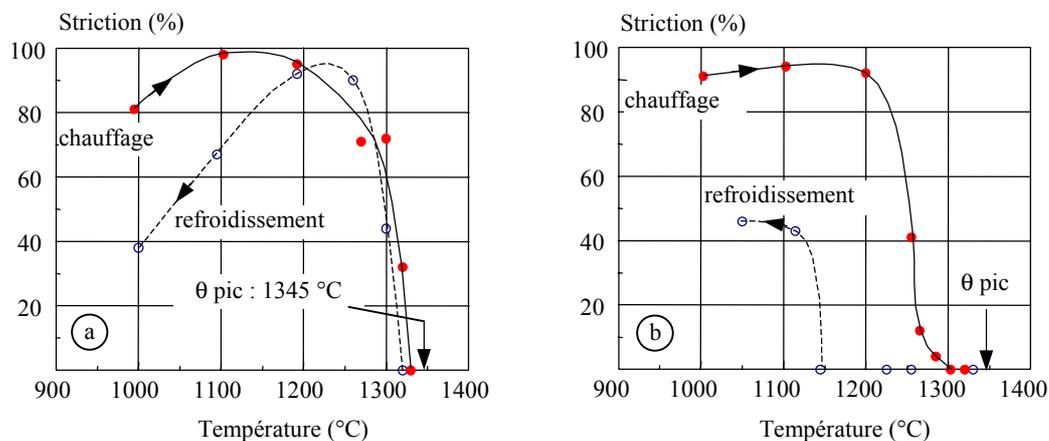


Figure 2.4. Ductilité à chaud de l'alliage Cabot 214 contenant 2 ppm (a) ou 30 ppm (b) de bore [Cieslak 1993]

Cette sensibilité à la fissuration par liquation est donc une caractéristique intrinsèque du matériau ; elle dépend de l'ensemble des éléments chimiques présents, de leur répartition, de la microstructure. C'est dire que la procédure de soudage n'a que peu d'influence sur le résultat à moins d'utiliser un produit d'apport dont le point de fusion est significativement inférieur à celui du métal de base (soudobrasage).

2.1.3. Les fissures par manque de ductilité à chaud (« Ductility dip cracking »)

Au cours du refroidissement depuis l'état liquide, il existe pour beaucoup d'alliages industriels, un domaine de température dans lequel les capacités de déformation sont notablement plus faibles que pour les températures situées de part et d'autre. La courbe au refroidissement de la figure 2.4.a. laisse d'ailleurs présager un tel comportement.

Cette chute de la ductilité, d'autant plus marquée que la vitesse de déformation est faible, se situe au voisinage de la température de recristallisation de l'alliage. Elle peut être à l'origine de fissures intergranulaires aussi bien dans la zone affectée thermiquement que dans le métal fondu, sous l'effet du retrait imposé par le refroidissement de la soudure [Hemsworth,

1969] mais ce type de fissuration n'est que rarement évoqué dans le cas des aciers ferritiques. Dans ces aciers, certains auteurs [Limu, 1996] considèrent cependant que ces fissures intergranulaires peuvent se prolonger, après refroidissement complet par des fissures transgranulaires induites par l'hydrogène et seraient à l'origine des fissures en chevron (voir paragraphe suivant).

Sur ce sujet, la bibliographie est plus descriptive qu'explicative néanmoins, il semble que là encore, le soufre accentue fortement le phénomène.

2.2. La fissuration à froid

Ces fissures apparaissent à basse température ($< 200\text{ °C}$). De ce fait, elles sont fines et présentent une surface non oxydée. Elles n'ont pas d'orientation privilégiée par rapport à la microstructure. Elles se développent le plus souvent dans la zone affectée par la chaleur mais peuvent parfois se rencontrer dans le métal fondu lorsque celui-ci possède une très haute limite d'élasticité. Elles sont tributaires du champ de contraintes ce qui explique qu'elles prennent naissance dans les zones de concentration que constituent les défauts de surface (mauvais mouillage, caniveaux) ou les discontinuités liées à la conception de l'assemblage (pénétration partielle par exemple).

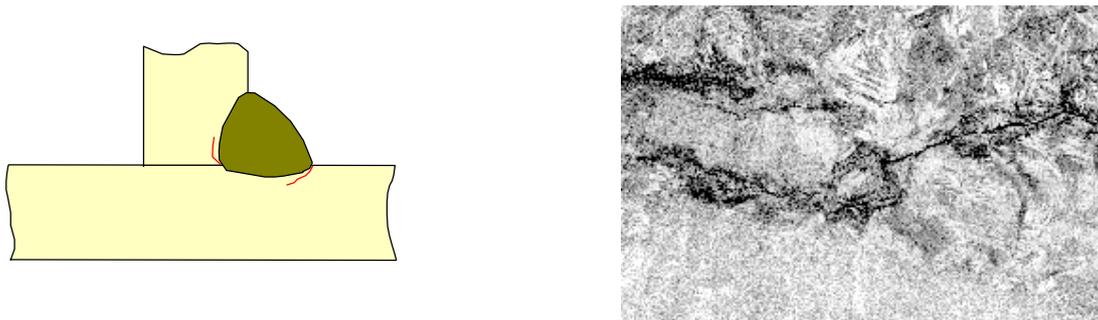


Figure 2.5. Exemple de fissuration à froid

Pour apparaître, ces fissures nécessitent la conjugaison de trois facteurs:

- une structure peu ductile (martensite),
- des contraintes,
- de l'hydrogène.

L'influence respective de ces 3 facteurs est parfaitement mise en évidence au travers des essais d'implants. Pour effectuer ces essais, on prélève tout d'abord des cylindres du matériau que l'on veut caractériser. Une entaille de géométrie bien définie est usinée au voisinage d'une des extrémités. Le barreau est implanté dans une plaque support (figure 2.6) puis un cordon de soudure est effectué de telle sorte que l'entaille du barreau soit située dans la zone affectée par la chaleur du cordon de soudure. Durant le refroidissement, une charge est appliquée à l'autre extrémité du barreau et est maintenue pendant plusieurs jours. L'ensemble est ensuite découpé afin d'examiner si des fissures se sont développées à l'extrémité de l'entaille.

L'essai est répété en appliquant différentes charges afin d'évaluer la contrainte minimale de fissuration de la structure en fond d'entaille. Il est aussi répété en modifiant les conditions de soudage ce qui permet de mettre en évidence l'influence du $\Delta t_{800/500}$ et de tracer la courbe de fissuration telle qu'elle apparaît sur la figure 2.6. En parallèle on trace la courbe de dureté sous cordon en fonction de ce même $\Delta t_{800/500}$, l'évolution de dureté traduisant en fait l'évolution de la structure.

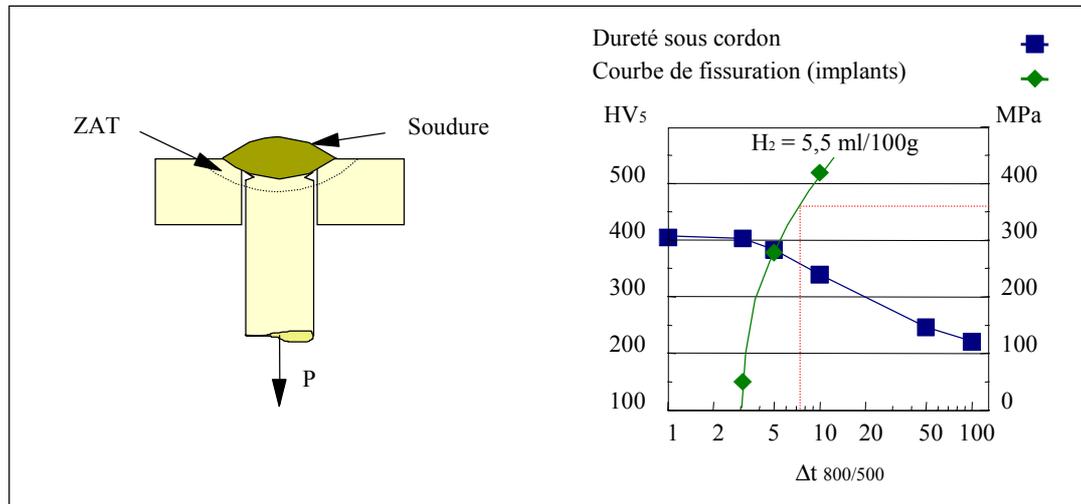


Figure 2.6. Essai d'implant

On voit alors sur la figure 2.6 que pour les faibles $\Delta t_{800/500}$ auxquels sont associés une structure martensitique (plateau de la courbe de dureté), la contrainte de fissuration est très faible mais dès que la structure n'est plus 100% martensitique la contrainte de fissuration augmente très fortement. L'acier considéré dans cet exemple étant du type E36, on voit de plus sur cette figure que l'on aura aucun risque de fissuration si le $\Delta t_{800/500}$ est supérieur à 7 ou 8 secondes puisque alors la zone à gros grains est capable de supporter sans fissurer une contrainte supérieure à la limite d'élasticité du métal de base ce qui ne peut se rencontrer car cela engendrerait la déformation du métal de base et sa relaxation.

Tous les aciers ont un comportement similaire à celui de la figure 2.6 ou l'on voit clairement la relation entre contrainte de fissuration et structure.

Les essais correspondants à cette figure ont été effectués en utilisant un produit de soudage dont la teneur en hydrogène diffusible était de 5,5 ml / 100 g de métal déposé. Les mêmes essais peuvent être reproduits avec d'autres teneurs en hydrogène afin d'évaluer l'influence de ce troisième facteur.

On observe sur la figure 2.7 que lorsque la teneur en hydrogène diffusible augmente, la contrainte de fissuration diminue très fortement quel que soit le $\Delta t_{800/500}$ que l'on considère. Ainsi l'hydrogène apparaît comme un facteur fondamental de la fissuration à froid. Mais même lorsqu'il est en quantité réduite, une faible contrainte suffit pour provoquer la fissuration si la structure est totalement martensitique. Il faudra donc chaque fois que cela est possible, choisir des conditions de soudage (Energie de soudage, Préchauffage) qui évitent la formation d'une structure 100% martensitique dans la zone affectée par la chaleur.

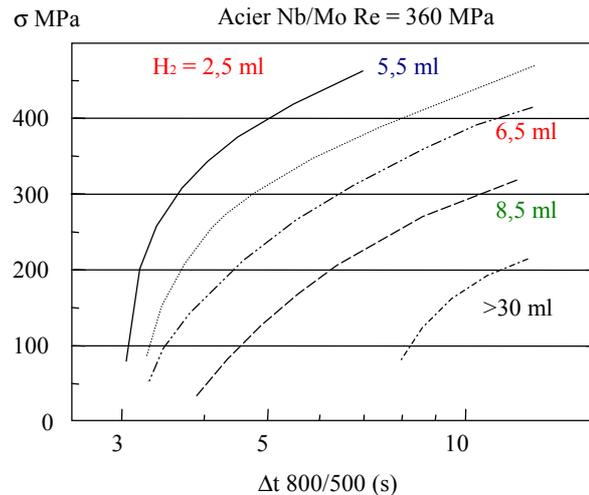


Figure 2.7. Influence de la teneur en hydrogène diffusible sur la courbe de fissuration [IRSID, 1977]

Cela n'est cependant pas possible avec tous les aciers. En effet, certains comme les aciers inoxydables martensitiques par exemple, présentent une trempabilité telle que pour éviter la transformation martensitique, le refroidissement devrait durer plusieurs jours. Pour souder de tels aciers il faudra donc s'assurer que l'hydrogène aura été évacué avant de laisser l'assemblage refroidir dans le domaine de température où la fissuration peut apparaître (en dessous de 200 °C). C'est le but du postchauffage.

Les courbes de fissuration des figures précédentes concernent la zone affectée thermiquement mais l'influence de l'hydrogène, de la contrainte et de la structure que ces figures illustrent se retrouve à l'identique lorsque l'on effectue les essais en prélevant les implants dans du métal déposé [Debiez, 1992].

Comme nous l'avons indiqué précédemment, la fissuration à froid peut se produire dans le métal fondu lorsque l'on soude des aciers à haute limite d'élasticité. Le plus souvent, elle est alors transversale au cordon mais peut aussi être longitudinale lorsqu'une discontinuité existe sous la racine du cordon (pénétration partielle) ou prendre l'apparence d'une fissuration en chevron (microfissures orientées à 45° par rapport à la direction de soudage) dans les soudures ayant des caractéristiques de traction intermédiaires [Mota, 1982]. Ce transfert de localisation de la fissuration à froid de la zone affectée thermiquement vers le métal fondu est d'autant plus probable que la limite d'élasticité du métal que l'on dépose est élevée et que l'on soude des aciers de conception moderne dont la teneur en carbone est faible. Ainsi, lors du soudage de ces aciers, ce n'est plus l'analyse du métal de base qui conditionne la température de préchauffage pour éviter la fissuration dans la ZAT, mais bien l'analyse du métal fondu afin d'éviter la fissuration du cordon.

Un moyen intéressant de réduire les risques de fissuration à froid donc la température de préchauffage lors du soudage de ces aciers consiste à utiliser pour l'exécution des passes de racine d'assemblages en « X » ou en « K » un produit d'apport à très faible limite d'élasticité, le reste du joint étant rempli avec un produit d'apport adapté aux caractéristiques mécaniques du métal de base. En procédant ainsi, il a été montré que l'on pouvait diminuer la température de préchauffage de 50 à 100 °C par rapport à l'utilisation d'un produit unique et ceci bien

entendu sans affecter les caractéristiques de traction du joint dans sa globalité [Vuik, 1994]. Dans de nombreux cas, cela revient à supprimer le préchauffage ce qui en plus de présenter un avantage économique direct et immédiat pour le constructeur, améliore considérablement les conditions de travail du soudeur et se traduit généralement par une diminution du taux de défauts opératoires donc de réparations. Curieusement, cette pratique est encore assez peu répandue aujourd'hui.

De ces diverses considérations découlent les actions à entreprendre pour éviter la fissuration à froid. elles sont récapitulées dans le tableau 2.2.

Tableau 2.2. Actions à entreprendre pour éviter la fissuration à froid

1) Minimiser la quantité d'hydrogène introduite dans le bain liquide	
* Propreté du joint	Humidité, huile, graisse
* Choix des produits de soudage	Bas hydrogène diffusible
* Etuvage et conservation des produits (sauf si conditionnement étanche)	Selon recommandations fournisseur
2) Utiliser chaque fois que c'est possible un produit d'apport à très faible limite d'élasticité et très bas hydrogène pour l'exécution de la 1 ^{ère} passe et de la passe de reprise des assemblages en forte épaisseur	
3) Maîtriser les conditions de soudage pour éviter la formation d'une structure martensitique	
* Energie de soudage	A choisir à partir des courbes de dureté sous cordon en fonction du Δt 800/500 et de l'abaque IRSID par exemple [IRSID, 1977]
* Préchauffage	
* Température entre passes	
4) Prévoir un post chauffage pour évacuer l'hydrogène avant refroidissement (cas des acier ayant une grande trempabilité) (à associer toujours à un préchauffage pour éviter de refroidir en dessous de la température critique avant que le post chauffage soit effectif)	
5) Minimiser les contraintes internes ou externes	
* Procédure de soudage	
* Bridage	

2.3. La fissuration au réchauffage

La fissuration au réchauffage, de caractère intergranulaire, se rencontre essentiellement dans la zone affectée thermiquement à gros grains et occasionnellement dans le métal fondu. Elle s'initie lors du traitement thermique post-soudage ou en service à température élevée [Dhooge, 1992]. Elle concerne les aciers faiblement alliés contenant des éléments carburigènes (Cr, Mo, V) mais aussi certains aciers inoxydables austénitiques tels que l'acier AISI 347, ainsi que les alliages de nickel durcissant par précipitation (Inconel 800H par exemple).

Cette fissuration résulte de la relaxation de fortes contraintes résiduelles provenant de la fabrication lorsque les déformations qui l'accompagne se concentrent au niveau des joints de grains. C'est le cas dans la zone affectée thermiquement à gros grains des matériaux durcis par précipitation car au cours du soudage, les carbures qui durcissent ces alliages sont remis en solution dans les zones portées à très haute température au voisinage de la zone de liaison et le

restent lors du refroidissement du fait de la rapidité des cycles thermique de soudage. Lors d'un réchauffage ultérieur, en service ou durant le traitement thermique post-soudage, ils vont précipiter à l'intérieur des grains sur les dislocations créées par l'écroutissage résultant des cycles thermiques de soudage et renforcer considérablement la matrice si bien que les déformations par fluage associées à la relaxation des contraintes, vont se localiser au niveau des joints de grains qui peuvent ne pas les supporter.

Ce type de fissure concerne donc essentiellement les assemblages épais de matériaux conçus pour résister au fluage, la forte épaisseur induisant un haut niveau de contraintes résiduelles. Le risque n'est toutefois pas uniquement lié à l'analyse nominale du matériau, il est aussi fonction des teneurs en impuretés (S, P, As, Sb) et résiduels (Cu, Sn) car ces éléments ségrègent au niveau des joints de grains et les fragilisent.

Différents essais sont utilisés pour évaluer la susceptibilité à la fissuration au réchauffage [Tamaki, 1995] [Dhooge, 1998], mais notre préférence va à la mesure de la striction lors d'essais isothermes de traction à chaud d'éprouvettes dans lesquelles on a préalablement reproduit, par simulation thermique, la structure de la zone affectée à gros grains. On considère en effet que le risque est très faible lorsqu'on ne relève pas de valeur de striction inférieure à 20% quelle que soit la température d'essai ; en revanche, il est très important lorsque la striction devient inférieure à 10 %.

En pratique, pour minimiser les risques lorsqu'un matériau sensible doit être utilisé, on aura intérêt à :

- Concevoir autant que possible les joints de manière à réduire le niveau de bridage,
- choisir un produit de soudage ayant les plus faibles caractéristiques de traction à chaud compatibles avec l'application,
- utiliser un procédé de soudage à faible énergie afin de limiter le volume des passes et réduire ainsi la dimension de la ZAT à gros grains,
- répartir les passes pour réausténitiser les zones à gros grains créées par les passes précédentes et diminuer ainsi la taille des grains,
- prévoir des séquences de soudage permettant de minimiser les contraintes résiduelles,
- s'assurer du bon mouillage des passes de finition et de l'absence de caniveau de manière à éviter les concentrations de contraintes.

Par ailleurs, la conduite du traitement thermique post-soudage peut avoir une incidence capitale sur la fissuration au réchauffage puisqu'il a été montré en laboratoire et en production, qu'on pouvait éviter la fissuration d'un acier CrMoV qui présentait une faible ductilité dans l'intervalle 550 – 650°C en effectuant un palier à une température de l'ordre de 450°C puis en traversant très vite le domaine de faible ductilité afin d'atteindre rapidement la température de traitement [Pilarczyk, 1986].

2.4. Les porosités

Nous distinguerons 4 mécanismes susceptibles de donner naissance à des porosités dans le métal fondu :

- l'instabilité du capillaire gazeux dans le cas des soudures effectuées au moyen des procédés à haute densité d'énergie,
- une surpression gazeuse sous la racine du cordon,
- une teneur en gaz dissous dans le métal liquide supérieure à la limite de solubilité dans le métal solide à la température de solidification,
- une réaction chimique au sein du bain liquide donnant naissance à un gaz.

Les procédés à haute densité d'énergie travaillent en « keyhole ». Cela implique que le bain liquide est maintenu en équilibre grâce à la pression des vapeurs gazeuses qui s'exerce sur les parois du capillaire créé par la volatilisation du métal sous l'effet de la très forte densité de puissance de l'arc plasma, du faisceau d'électrons ou du faisceau laser. Lorsque les conditions opératoires ne permettent pas de maintenir un état d'équilibre parfaitement stable, la paroi liquide située à l'arrière du capillaire peut s'effondrer de manière plus ou moins périodique et enserrer une partie des vapeurs métalliques qui la maintenaient, formant ainsi des porosités. Ces porosités d'origine hydrodynamique pourront en général être évitées en modifiant la distribution de la densité de puissance du faisceau incident (point de focalisation, vibration ...) et en réduisant la vitesse de soudage.

Lorsque les porosités résultent d'une surpression gazeuse sous la racine du cordon, elles prennent une forme allongée et conservent une liaison avec la zone à l'origine de cette surpression. Celle-ci peut résulter de l'échauffement d'air emprisonné sous le cordon ; c'est typiquement le cas de soudures bord à bord avec une préparation par soyage lorsque la pénétration est insuffisante. Elle peut aussi provenir d'un dégagement de gaz résultant de la décomposition ou la volatilisation de produits recouvrant la surface des tôles comme c'est le cas lors du soudage en angle de tôles pré-peintes (figure 2.8) ou encore du soudage à clin de tôles galvanisées . Elle peut enfin avoir pour origine un dégazage des faces à assembler ; c'est par exemple le dégagement d'azote des faces découpées par plasma air qui explique les très nombreuses porosités qui se forment dans la 1^{re} passe d'un assemblage bout à bout lorsqu'il n'y a pas d'écartement des bords inférieurs du joint (figure 2.9).

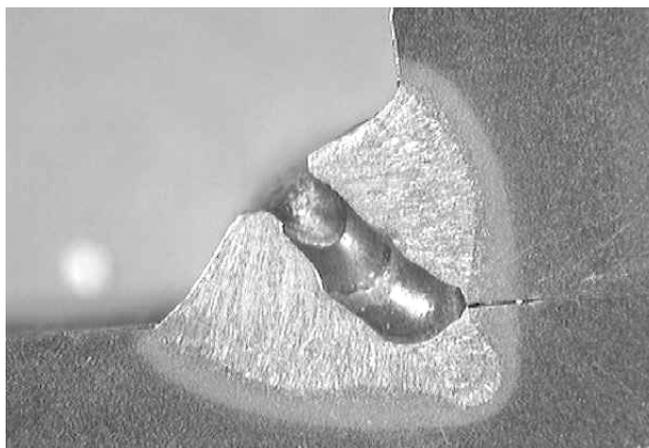


Figure 2.8. Soudure en angle de tôles pré-peintes – Porosité résultant de la décomposition de la peinture sous le cordon

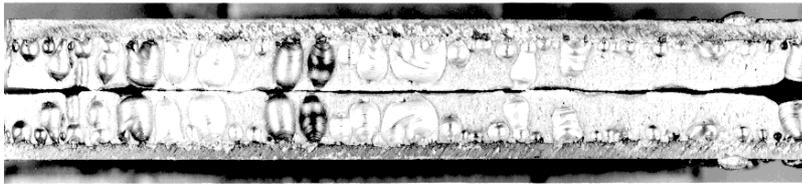


Figure 2.9. Essai de texture après la 1^{ère} passe d'une soudure bout à bout à l'arc submergé de tôles brutes de découpage par le procédé plasma air.

La diminution brutale de la solubilité d'un élément gazeux lors du passage de l'état liquide à l'état solide est la principale cause de porosités dans les cordons de soudure car cette variation est commune à tous les matériaux (figure 2.10). En effet, lorsque la concentration en gaz dissous dans le métal liquide est supérieure à la limite de solubilité dans le métal solide à la température de solidification, il y a rejet du gaz à l'interface solide – liquide. Cela provoque localement, dans le liquide, une augmentation de la teneur en gaz dissous et lorsque celle ci devient supérieure à la limite de solubilité dans le liquide, il y a formation d'une bulle gazeuse.

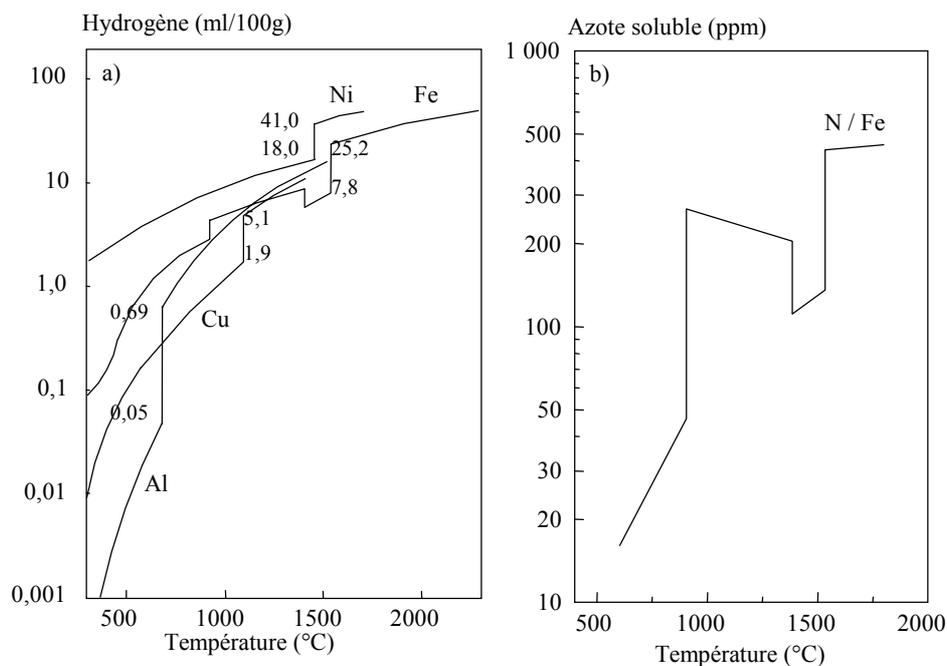


Figure 2.10. Evolution de la solubilité avec la température – a) Hydrogène dans divers métaux purs [Lancaster, 1999] – b) Azote dans le fer pur [Kou, 1987]

En soudage, le bain liquide peut être contaminé par l'azote et l'oxygène de l'air si la protection n'est pas bien assurée, ou encore par l'hydrogène provenant de produits de soudage ayant repris l'humidité, de vapeur d'eau qui condense à la surface d'une tôle froide, de fuite dans le circuit de refroidissement de la torche ou de la décomposition d'huile ou de graisse présentes à la surface d'un joint mal préparé. L'oxygène n'est généralement pas à l'origine de porosités car il réagit avec la plupart des matériaux pour former des oxydes. Dans les aciers ferritiques et les alliages de nickel ne contenant pas d'éléments formateurs de nitrures (Ti, Al,

Nb), c'est en général l'azote qui est à l'origine des porosités tandis que c'est l'hydrogène dans les alliages d'aluminium mais aussi dans les aciers inoxydables austénitiques bien que ceux-ci en tolèrent beaucoup plus que les alliages légers.

Une réaction chimique donnant naissance à un gaz au sein du bain liquide constitue la dernière cause de porosités que nous aborderons ici. La formation de monoxyde de carbone était à l'origine des porosités qui se formaient inévitablement lors du soudage TIG des aciers effervescents à moins d'utiliser un métal d'apport très riche en désoxydants mais, même si l'on ne rencontre plus ce genre d'acier, le dégagement de CO dans le métal fondu peut encore se produire lorsque l'oxygène résiduel de l'acier est sous forme de silicates car à très haute température ($> 1600^{\circ}\text{C}$) ceux-ci peuvent être réduits par le carbone de l'acier. Cette réaction est particulièrement intense lors du soudage par faisceau d'électron car le vide environnant déplace les équilibres thermodynamiques et favorise cette réduction si bien qu'il est impossible d'obtenir une soudure saine si l'acier ne contient pas un résiduel d'aluminium (0,02% environ), les aluminates étant plus stables que le monoxyde de carbone à la température du bain liquide (figure 2.11).

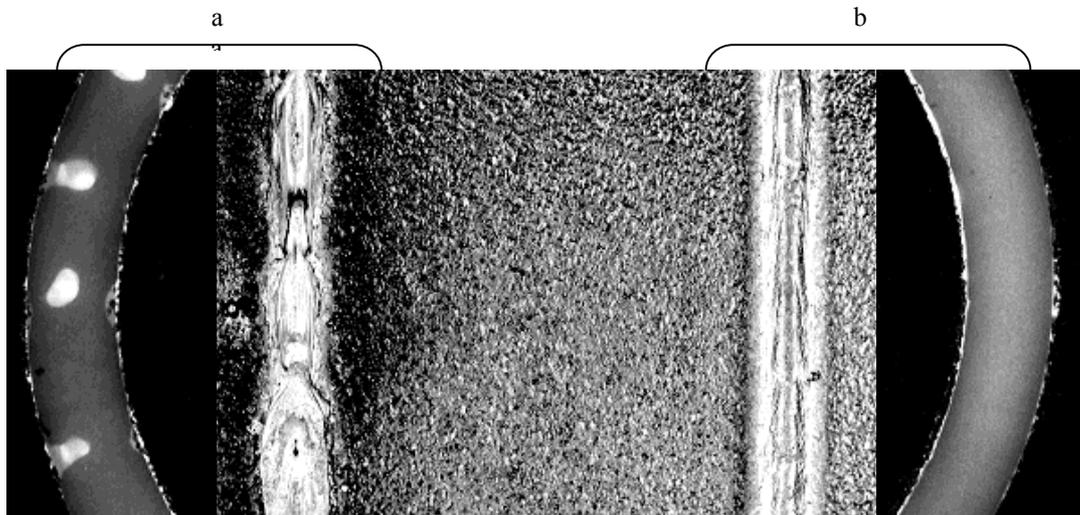


Figure 2.11. Aspect de surface et radiographie sur tranche de soudures par faisceau d'électrons d'acier XC 38 ($\text{Al} = 0,002\%$) – a) Sans intercalaire – b) avec insertion dans le plan de joint d'une feuille d'aluminium de 0,02 mm d'épaisseur

La formation de vapeur d'eau dans le bain liquide peut aussi être à l'origine de porosités. Cela se produira en présence d'hydrogène avec les matériaux pour lesquels l'enthalpie de formation des oxydes est plus faible en valeur absolue que celle de la vapeur d'eau à la température du bain liquide. C'est le cas du cuivre en particulier lorsqu'il n'est pas désoxydulé, c'est aussi le cas du nickel pur, du monel, et même de certain alliages Nickel-Chrome-Fer [Lancaster,1999]. Un seul remède : utiliser des produits d'apport qui contiennent des désoxydants puissants tels que titane et aluminium afin d'éviter cette réaction.

Chapitre 3

Les aciers inoxydables

3.1. Caractéristiques générales

Le Fer, le Chrome et le Nickel sont les éléments fondamentaux des aciers inoxydables. Ils sont équilibrés en fonction des conditions particulières de corrosion ou des impératifs de caractéristiques mécaniques à haute température.

Il en est de même du Molybdène qui présente une influence bénéfique sur la résistance à la corrosion en milieu sulfurique ou en présence de chlorures.

Le Carbone par ailleurs est maintenu bas ou stabilisé par du Titane ou du Niobium si l'acier est utilisé pour des raisons de résistance à la corrosion. Il sera plus haut si l'on désire des caractéristiques mécaniques élevées à haute température (fluage).

C'est cependant le Chrome qui est l'élément fondamental car responsable de la passivité des aciers. Ainsi, pour qu'un acier soit dit inoxydable, il est nécessaire mais aussi suffisant qu'il contienne au moins 13 % de Chrome.

Les différents diagrammes d'équilibre de la figure 3.1 montrent que selon la teneur en chrome on peut avoir ou ne pas avoir la transformation $\alpha \rightarrow \gamma$ en fonction de la température. Ils montrent par ailleurs que la teneur minimum en chrome qui provoque la disparition du domaine d'existence de la phase γ dépend du caractère plus ou moins gammagène ou alphagène des autres éléments d'alliage présents. Sur la base des diverses évolutions structurales possibles en fonction de la température, on distingue trois types d'aciers inoxydables :

- les aciers inoxydables martensitiques (ils se transforment totalement en austénite au chauffage et en martensite au refroidissement du fait de leur forte trempabilité),
- les aciers inoxydables ferritiques (ils présentent une structure ferritique à toute température),
- les aciers inoxydables semi-ferritiques (ils subissent une transformation partielle en austénite au chauffage).

L'addition de nickel en quantité suffisante permet de conserver une structure austénitique stable à la température ambiante et conduit ainsi à 2 classes complémentaires:

- les aciers inoxydables austénitiques
- les aciers duplex (austeno-ferritique)

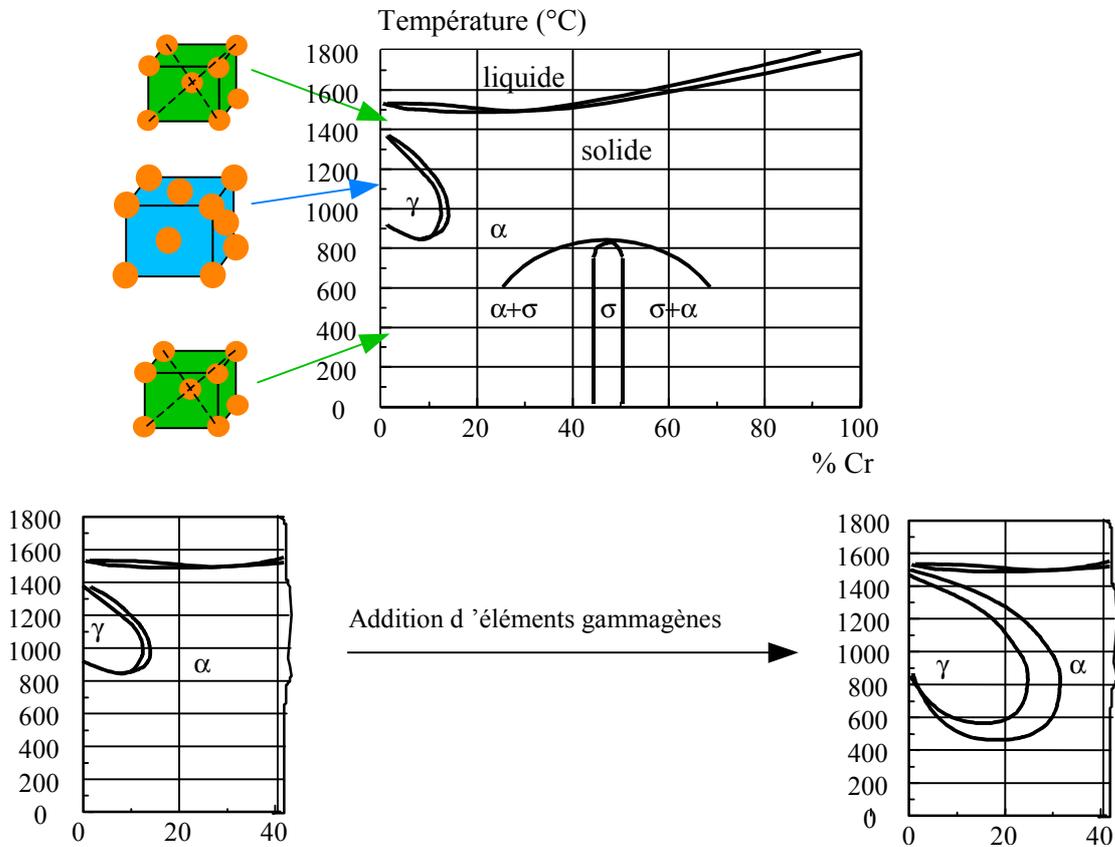


Figure 3.1. Diagramme Fer-Chrome – Influence de l'addition d'éléments gammagènes

3.1.1. Les aciers inoxydables martensitiques

Ces aciers sont susceptibles de se transformer intégralement en austénite à haute température et réagiront donc aux cycles thermiques comme les aciers fortement alliés présentant une très grande trempabilité.

Ils contiennent de 12 à 18 % de chrome et une teneur en carbone d'autant plus forte que la teneur en chrome est plus élevée afin de conserver une transformation complète en austénite à haute température (fig. 3.1).

Les compositions chimiques des aciers inoxydables martensitiques les plus courants sont indiquées dans le tableau 3.1.

Ces aciers sont utilisés à l'état trempé et revenu et sont essentiellement choisis en raison de leurs bonnes propriétés mécaniques alliées à une résistance à la corrosion relativement élevée (aubes de turbines, soupapes, boulons, arbres et hélices marines, et pour les plus chargés en carbone : coutellerie, lames de rasoir et instruments de chirurgie).

Tableau 3.1. *Composition chimique des principaux aciers inoxydables martensitiques*

Normes		C	Mn max	Si max	S max	P max	Cr	Autres
AISI	Afnor							
403	Z8C13	<0,15	1,00	0,50	0,030	0,040	11,5 / 13	
410	Z12C13	<0,15	1,00	1,00	0,030	0,040	11,5 / 13	
414		<0,15	1,00	1,00	0,030	0,040	11,5 / 13	Ni: 1,25 / 2,50
416	Z12CF13	<0,15	1,25	1,00	0,15	>0,060	12 / 14	Zr,Mo < 0,60
420	Z20C13	>0,15	1,00	1,00	0,030	0,040	12 / 14	
431		<0,20	1,00	1,00	0,030	0,040	15 / 17	Ni: 1,25 / 2,50
440A		0,60 / 0,75	1,00	1,00	0,030	0,040	16 / 18	Mo < 0,75
440B		0,75 / 0,95	1,00	1,00	0,030	0,040	16 / 18	
440C	Z100CD17	0,95 / 1,20	1,00	1,00	0,030	0,040	16 / 18	Mo < 0,75

Nota : la correspondance entre les normes n'est qu'approximative.

3.1.2. Les aciers inoxydables ferritiques

Ces aciers conservent une structure ferritique à toutes températures. A moins d'additions particulières, ils contiennent 25 à 30 % de chrome et sont surtout employés en raison de leur résistance à l'oxydation et à la sulfuration à haute température. Toutefois, deux caractéristiques défavorables ont toujours limité leur développement en construction chaudronnée :

- Ils sont très sensibles à l'effet d'entaille : à la température ambiante la résilience est très faible, la température de transition Ductile / Fragile étant de l'ordre de 100 °C. Cette sensibilité à l'entaille est, entre autre, liée à la présence d'éléments interstitiels tels que le carbone, l'oxygène et l'azote et peut, par conséquent, être éliminée en utilisant des aciers élaborés ou refondus sous vide. Compte tenu de leurs prix élevés, ces aciers sont toutefois limités à des applications très spéciales.
- De part leur nature ferritique, ces aciers ne peuvent subir aucune régénération du grain par de simples traitements thermiques. Un chauffage à haute température ne peut conduire qu'à un fort grossissement du grain entraînant une fragilité supplémentaire. De ce fait, ces aciers sont difficilement soudables et il est donc de première nécessité de limiter le plus possible l'énergie de soudage, de manière à réduire les dimensions de la zone affectée thermiquement fragilisée par ce phénomène.

Dans cette catégorie des aciers inoxydables ferritiques, il existe aussi des aciers beaucoup moins chargés en chrome auxquels on a ajouté des éléments fortement alphagènes (Al, Si ...) ou carburigènes (Ti, Nb ...), de manière à conserver une structure ferritique à toutes températures. A titre indicatif, nous pouvons citer les aciers américains type 406 qui contiennent 12 à 14 % de chrome et 4 % d'aluminium, ce qui permet d'accroître notablement la résistance à l'oxydation à haute température.

3.1.3. Les aciers inoxydables semi-ferritiques

Au cours d'un chauffage à haute température, ces aciers traversent la zone biphasée ($\alpha + \gamma$) du diagramme d'équilibre (figure 3.1). Après refroidissement depuis les températures élevées, ils possèdent une structure mixte martensite - ferrite (les zones transformées en austénite durant le passage dans le domaine $\alpha + \gamma$ se transforment en martensite au cours du refroidissement du fait de la très grande trempabilité que procure la forte teneur en chrome).

En général ils contiennent de 15 à 18 % de chrome et moins de 0,12 % de carbone. Certains d'entre eux contiennent en plus environ 1 % de molybdène afin d'améliorer la résistance à la corrosion par piqûres.

Ils sont particulièrement employés en raison de leur bonne résistance à la corrosion atmosphérique ainsi que par l'acide nitrique et de nombreux réactifs organiques. Leur résistance à la corrosion par l'eau de mer est supérieure à celle des aciers martensitiques et ils sont insensibles à la corrosion sous contrainte.

Les compositions chimiques des principaux aciers ferritiques et semi-ferritiques sont indiquées dans le tableau 3.2.

Tableau 3.2. Composition chimique des principaux aciers inoxydables ferritiques et semi-ferritiques

Normes		C	Ni	Cr	Mo	Autres
AISI	AFNOR					
403	Z6C13	< 0,08	< 0,5	11,5 / 13,5	-	
405	Z6CA13	< 0,08	< 0,5	11,5 / 13,5	-	Al: 0,10 / 0,30
430	Z8C17	< 0,10	< 0,5	16 / 18	-	
	Z8CD17.01	< 0,10	< 0,5	16 / 18	0,9 / 1,3	
430F	Z10CF17	< 0,12	< 0,5	16 / 18	< 0,6	S: 0,15 / 0,25
446	Z8CAz25	< 0,2	< 0,5	23 / 27		N < 0,25

Nota : la correspondance entre les normes n'est qu'approximative.

3.1.4. Les aciers inoxydables austénitiques.

Ce sont les aciers inoxydables les plus répandus mais aussi les plus coûteux. Fondamentalement, ce sont des alliages Fer - Chrome - Nickel avec des additions variables de Carbone et d'autres éléments qui permettent d'obtenir des propriétés particulières vis à vis de la corrosion, l'oxydation ou la résistance mécanique à haute température (fluage).

Ils présentent une structure austénitique à toutes températures (cubique à faces centrées) et ne peuvent donc pas durcir par trempe. Ils sont beaucoup moins sensibles au phénomène de grossissement de grain à haute température que les aciers ferritiques et, du fait de leur structure (cfc), ils ne présentent pas de rupture par clivage (rupture fragile) ce qui minimise considérablement les conséquences du grossissement des grains et fait d'eux des matériaux de choix pour les applications cryogéniques.

L'absence de transformation structurale en fonction de la température fait que les propriétés mécaniques de ces aciers dépendent uniquement de leur composition chimique (effet de solution solide) et éventuellement du degré d'écrouissage (voir chapitre 4).

La composition chimique des principaux aciers inoxydables austénitiques est indiquée dans le tableau 3.6.

Tableau 3.3. Principaux aciers inoxydables austénitiques

Normes		C max	Ni	Cr	Mo	Autres
AISI	AFNOR					
304L	Z2CN18.10	0,030	9 / 11	17 / 19		
304	Z6CN18.09	0.07	8 / 10	17 / 19		
321	Z6CNT18.11	0.08	10 / 12	17 / 19		5C < Ti < 0,6
347	Z6CNNb18.11	0.08	10 / 12	17 / 19		10C < Nb+Ta < 1
316L	Z2CND17.12	0,030	11 / 13	16 / 18	2 / 2,5	
316	Z6CND17.11	0.07	10 / 12	16 / 18	2 / 2,5	
310	Z12CN25.20	0.12	19 / 21	24 / 26		

Nota : la correspondance entre les normes n'est qu'approximative.

3.1.5. Les aciers inoxydables duplex

Contenant moins de Nickel (4 à 7%) que les aciers inoxydables austénitiques classiques, les aciers duplex sont équilibrés chimiquement pour présenter à la température ambiante une structure mixte composée sensiblement de 50% d'austénite et de 50% de ferrite.

Leur intérêt vient de ce qu'ils possèdent:

- une forte teneur en Chrome, Molybdène et Azote qui leur confère une excellente résistance à la corrosion dans de nombreux milieux (la résistance à la corrosion par piqûre peut être évaluée à partir du « pitting index » qui s'exprime par : $PREN = Cr + 3,3Mo + 16N$. Les aciers Duplex ont un PREN généralement compris entre 30 et 40 tandis que les aciers Superduplex ont un $PREN > 40$),
- une dureté élevée qui les rend très résistants aux phénomènes d'abrasion – corrosion,
- une résistance à la rupture et une limite d'élasticité beaucoup plus élevées que les aciers inoxydables austénitiques (+35 à 40 %) ce qui permet de réduire les épaisseurs et donc le coût des constructions.

Toutefois, le domaine d'application des aciers Duplex est limité en température à l'intervalle - 50°C / + 280°C :

- en dessous de -50 °C ils présentent une fragilité excessive liée à leur forte teneur en ferrite,
- au dessus de 280 °C, ils sont le siège de précipitations (Phases α' , χ et σ) qui les fragilisent et altèrent leur résistance à la corrosion.

Tableau 3.1.4. Principaux aciers inoxydables Duplex et Superduplex

Normes			Ni	Cr	Mo	N	Cu
RFA	UNS	AFNOR					
W 1.4362	32 304	Z2CN26.4 Az	3,00 / 5,5	21,5 / 24,5	< 0,6	0,05 / 0,20	-
W 1.4462	31 803	Z2CND22.5 Az	4,50 / 6,50	21,0 / 23,0	2,50 / 3,50	0,08 / 0,20	-
W 1.4460	31 250	Z2CND25.7 Az	4,50 / 6,0	25 / 28	1,30 / 2,00	0,05 / 0,20	-
-	32 550	Z2CNDU25.7 Az	5,50 / 7,50	24 / 26	2,70 / 3,90	0,14 / 0,25	1,0 / 2,0

3.2. Soudabilité des aciers inoxydables

3.2.1. Les aciers inoxydables martensitiques

Du fait de leur teneur en chrome élevé (> 13 %), ces aciers possèdent une très grande trempabilité et nécessitent donc, sur le plan du soudage, de prendre les précautions qui s'imposent pour tous les aciers alliés afin de limiter les risques de fissuration à froid (voir paragraphe 2.2)

Ces fissures qui se forment à basse température (< 200 °C) résultent de l'association de trois phénomènes:

- l'apparition d'une microstructure peu ductile (martensite) qui d'une manière générale dépend d'une part de la trempabilité du métal et d'autre part du cycle thermique de soudage mais la très grande trempabilité de ces aciers fait que l'on ne pourra pas éviter la transformation martensitique en jouant sur le cycle thermique,
- la présence d'hydrogène dans le métal fondu dont une partie va d'ailleurs diffuser dans la zone affectée thermiquement : la quantité d'hydrogène introduite dépend de la nature des produits de soudage mais aussi de leurs conditions de préparation avant emploi (humidité) et de la propreté du joint (graisse, humidité),
- l'existence de contraintes qui s'appliquent sur le joint, ces contraintes pouvant être d'origine interne (gradient thermique, transformations au refroidissement) ou externe (bridage).

Pour limiter les risques de fissuration à froid, on devra donc :

- limiter l'introduction d'hydrogène dans le métal fondu par un choix judicieux des produits de soudage (électrodes basiques type Safdry, flux à bas Hydrogène diffusible, gaz de protection exempt d'hydrogène),
- sélectionner des conditions de soudage conduisant à un cycle thermique lent afin d'adoucir la structure martensitique en permettant un auto revenu et d'éliminer durant le refroidissement une proportion notable de l'hydrogène introduit dans le bain liquide ; Il faudra donc si possible, utiliser une forte énergie de soudage et toujours préchauffer l'assemblage, le préchauffage permettant de diminuer les contraintes internes en plus de ralentir le cycle thermique,
- effectuer un post chauffage afin d'éliminer l'hydrogène encore présent en prenant soin de ne pas laisser refroidir la pièce entre la fin du soudage et le post chauffage (si on

laisse refroidir la pièce avant d'avoir éliminé l'hydrogène, des fissures peuvent se former ce qui rendrait tout post chauffage ultérieur totalement inutile),

- éviter tout bridage superflu.

Si ces diverses précautions sont prises, il est parfaitement possible de souder les aciers inoxydables martensitiques en évitant l'apparition de fissure. Cependant, les duretés dans le métal fondu et dans la ZAT qui sont fonction de leur teneur en Carbone, seront beaucoup plus élevées que celle du métal de base. C'est la raison pour laquelle un revenu est généralement effectué en phase finale³.

3.2.2. Les aciers inoxydables ferritiques et semi-ferritiques

Les caractéristiques générales des aciers semi-ferritiques ou ferritiques permettent de tirer certains enseignements en vue de leur soudage :

- forte susceptibilité au grossissement du grain : on devra donc limiter l'énergie de soudage au minimum compatible avec une bonne pénétration (cycles thermiques de soudage rapides) et dans la mesure du possible, utiliser des dispositifs annexes de refroidissement (latte envers refroidie),
- conductibilité thermique double de celle des aciers austénitiques. Le soudage de ces aciers sera donc fortement influencé par tous les phénomènes secondaires tels que :
 - accostage des bords,
 - hétérogénéité du refroidissement,
 - variation de la tension d'arc en soudage TIG.

Il est donc particulièrement important de soigner la préparation de manière à avoir un très bon accostage et un plaquage régulier des tôles sur la latte support (surtout lors de l'utilisation d'une latte à rainure étroite),

- caractéristiques mécaniques relativement élevées (la limite élastique des aciers ferritiques ou semi - ferritiques est supérieure à 300 N/mm²).

La relaxation des contraintes après soudage sera donc limitée et les risques de fissuration dans l'axe du cordon seront plus importants qu'avec les aciers austénitiques en particulier (manque de ductilité). Ces risques pourront cependant être réduits si l'on tient compte de cette caractéristique lors de la conception des appareils (moulage des viroles par exemple).

Selon les applications divers types de métaux d'apport peuvent être utilisés pour souder les aciers ferritiques ou semi ferritiques.

L'emploi d'un métal d'apport ferritique conduit à une structure fragile à gros grains en zone fondue. Cette solution ne sera donc retenue que si les conditions de corrosion l'exigent (travail en atmosphère sulfureuse par exemple) ou pour des applications ayant trait à la décoration (toute autre solution fait que même après polissage la soudure reste visible car de « couleur différente »).

³ Il faut impérativement laisser refroidir le joint soudé entre les opérations de post chauffage et de revenu. Dans le cas contraire, la transformation martensitique pourrait ne pas être complète avant le revenu ce qui rendrait celui ci inefficace: la transformation se terminerait au cours du refroidissement suivant le revenu si bien que l'on conserverait dans le joint soudé des zones de haute dureté.

En l'absence de ces contraintes, il est préférable d'utiliser un métal d'apport austénitique (308, 309, 310, 312 ou Inconel) afin d'augmenter la ductilité de la zone fondue et réduire ainsi les risques de fissuration. Le métal d'apport austénitique devra cependant être choisi judicieusement c'est-à-dire en évaluant le taux de dilution du métal de base et en se reportant au diagramme de Schaeffler par exemple (voir chapitre 5 concernant le soudage hétérogène).

En plus de ces caractéristiques communes aux deux types d'aciers considérés, les aciers semi-ferritiques subissent une transformation partielle en austénite à haute température. Après soudage ils présentent de ce fait, dans la zone affectée thermiquement, un réseau de martensite intergranulaire fragile. Un revenu entre 750 et 800 °C permet alors d'améliorer la ductilité de l'assemblage; toutefois, si l'on a utilisé un métal d'apport austénitique, un tel traitement pourrait fragiliser la zone fondue par formation de phase σ (voir paragraphe suivant).

3.2.3. Les aciers inoxydables austénitiques

Ces aciers ne subissent pas de transformation de phase en fonction de la température. Ils sont donc insensibles au phénomène de trempe et ne présentent donc pas d'augmentation de dureté dans la zone affectée thermiquement.

De plus dans le cas de constructions soudées, ils sont la plupart du temps utilisés à l'état hyperevinté (refroidissement rapide depuis 1050 à 1100° C), c'est-à-dire non écroui.

Le choix du métal d'apport est alors conditionné par les exigences métallurgiques suivantes:

- le métal de base étant choisi pour sa ténacité ou pour des conditions particulières de résistance à la corrosion, le métal d'apport devra, en général, avoir une composition chimique voisine de celui-ci,
- suivant la composition, il existe ou non à très haute température, un domaine de stabilité de la ferrite δ . Or, l'expérience montre que la formation d'un minimum de ferrite δ dans la zone fondue lors de la solidification permet de diminuer considérablement les risques de fissuration à chaud (voir paragraphe 2.1). La composition chimique du métal d'apport devra dans la mesure du possible, être ajustée de manière à avoir de 2 à 10 % de ferrite dans le métal fondu (en dessous de 2 %, les risques de fissuration à chaud augmentent fortement, au delà de 10 % on observe une baisse sensible de la ténacité à basse température),
- la quantité de ferrite formée dépend de l'ensemble des éléments alphas et gammas de la zone fondue. Elle peut être prédite avec une approximation souvent suffisante en calculant les concentrations en chrome et nickel équivalents et en se reportant au diagramme de Schaeffler (figure 3.2) ou au diagramme WRC 92 (figure 2.3). Ce dernier est considéré aujourd'hui comme étant le plus universel et donne des informations sur le mode de solidification qui est en fait le facteur prépondérant dans le risque d'apparition de fissures de solidification (voir paragraphe 2.1).

- la ferrite δ dans la zone fondue a une action très favorable en petite quantité puisqu'elle limite fortement les risques de fissuration à chaud. Elle peut cependant être à proscrire dans le cas d'une utilisation des matériaux à haute température. En effet, après un maintien prolongé entre 450° et 900° C environ, elle donne naissance à la phase σ particulièrement fragile. L'apparition de cette phase (composée Fe-Cr à 45% de chrome) provoque une importante diminution de la résistance à la corrosion, de la ductilité ainsi que de la résilience (figure 3.3) et une augmentation de la dureté. Cette phase peut être dissoute par un chauffage à une température supérieure à 1000° C.

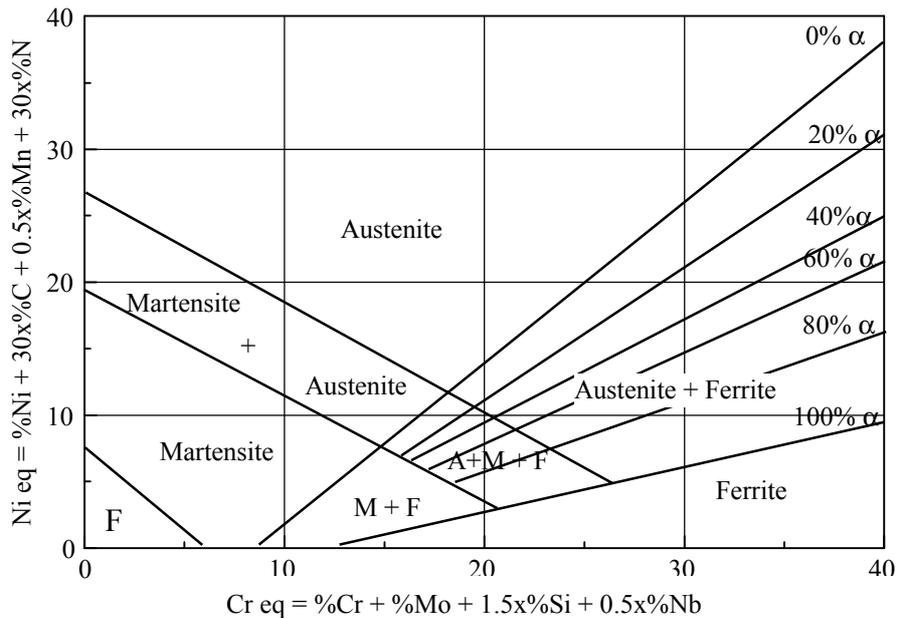


Figure 3.2. Diagramme de Schaeffler [Schaeffler, 1949]

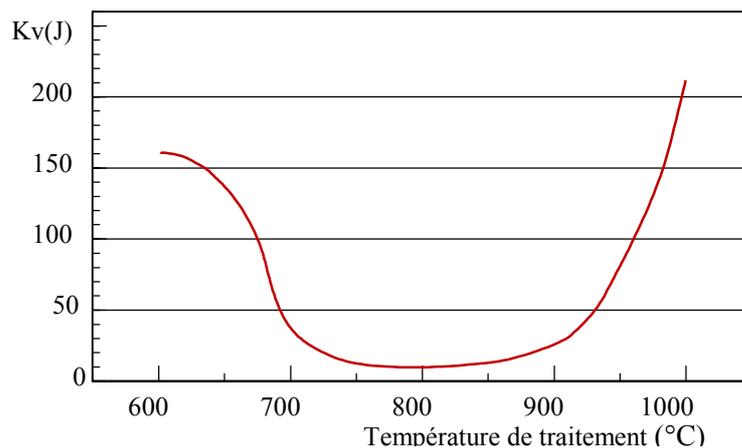


Figure 3.3. Mise en évidence de la formation de phase σ et de ses conséquences sur la résilience en fonction du traitement thermique – Acier 317 [Kennedy, 1968]

- la précipitation de carbures de chrome $Cr_{23}C_6$ (94 % de Cr) après maintien entre 420 et 650 °C peut entraîner, suivant la teneur en carbone de l'acier, une déchromisation

importante au voisinage des joints de grains et donc une grande sensibilité à la corrosion de ces zones (corrosion intergranulaire figure 3.4). Le temps de maintien nécessaire à la précipitation étant très court, ce phénomène se produira dans la zone affectée thermiquement par le soudage.

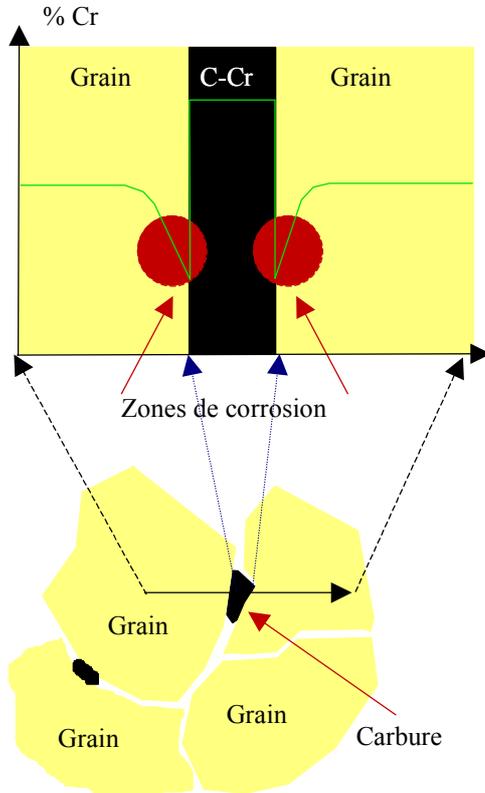


Figure 3.4. Appauvrissement local en Chrome pouvant être à l'origine de corrosion

Pour éviter cette corrosion, on dispose de plusieurs moyens :

- utiliser des aciers à basse teneur en carbone ($C < 0,03$). Dans ces conditions, la quantité de carbures précipités sera faible et la teneur en chrome au voisinage des joints de grains ne descendra pas en dessous du seuil critique d'inoxidabilité (13 %),
- effectuer une hypertrempe : un chauffage vers 1050°C suivi d'un refroidissement rapide permet la redissolution des carbures de chrome. Cette opération est cependant souvent impossible à réaliser industriellement après soudage.
- Utiliser des aciers stabilisés par des additions d'éléments fortement carburigènes (Ti, Nb, Zr, Ta) : l'affinité de ces éléments pour le carbone étant supérieure à celle du chrome, les carbures de chrome ne se formeront généralement pas. L'emploi d'acier stabilisé ne supprime toutefois

pas tous risques de corrosion car il existe au voisinage immédiat des cordons de soudure des zones qui ont été portées au-dessus de la température de mise en solution des carbures de titane (ou Nb...). Si ces zones sont ensuite portées dans le domaine de température de précipitation des carbures de chrome, les cinétiques de précipitation propres aux divers types de carbures font que ce sont les carbures de chrome qui vont apparaître entraînant une sensibilisation de ces zones (corrosion dite « en lame de couteau »). Pour éviter ce phénomène, il faudrait après soudage, faire reprécipiter les carbures de titane (ou Nb...), ce qui peut être obtenu par un revenu à une température supérieure à 950°C environ.

Les quelques phénomènes métallurgiques qui viennent d'être exposés permettent de comprendre la quasi-totalité des problèmes que peut poser le soudage des aciers inoxydables austénitiques. Dans ces conditions, il est clair que ces aciers présentent une excellente soudabilité.

En fait, la variation des cycles thermiques de soudage n'entraînant pas de modification significative de la microstructure de ces aciers⁴, les procédés se distinguent principalement par la morphologie des cordons qui est propre à chacun d'entre eux et par la compacité des joints qu'ils permettent de réaliser. Ces différences de morphologie se traduisent par des différences dans les taux de dilution. En ce sens, les caractéristiques mécaniques des joints soudés pourront varier selon les procédés utilisés puisque la composition chimique de la zone fondue dépend de la composition des métaux de base et d'apport par l'intermédiaire du taux de dilution. Mais, si l'on compare, à composition chimique identique, les caractéristiques mécaniques de joints obtenus dans des conditions normales de soudage avec les différents procédés, on s'aperçoit que celles-ci sont relativement voisines. Seule la résilience peut présenter des variations notables car cette caractéristique est fortement tributaire de la teneur en oxygène du métal déposé (et du taux de ferrite), laquelle peut varier dans de grande proportion selon les procédés et les produits de soudage (voir paragraphe 1.2.2):

- Procédé T.I.G. - Plasma : $O_2 < 100$ ppm (ou O_2 métal de base)
- Procédé M.I.G. : $200 < O_2 < 400$ ppm
- Procédés AS et Electrode enrobée : $400 < O_2 < 1100$ ppm

A taux de ferrite équivalent, plus la teneur en oxygène est faible, moins le dépôt contient d'inclusions et plus l'énergie de rupture ductile est élevée (il n'y a pas de rupture fragile dans une structure cubique à faces centrées). C'est la raison pour laquelle lorsque l'on doit obtenir de bonnes valeurs de résiliences aux températures de l'azote ou de l'hélium liquide, les procédés de soudage sous flux solide (Electrode enrobée ou Arc Submergé) ne pourront être envisagés qu'à condition d'utiliser des produits relativement basiques qui seuls conduisent à des teneurs en oxygène compatibles avec le niveau de résilience exigé (voir chapitre 6).

3.2.4. Les aciers inoxydables duplex

Contrairement aux aciers inoxydables austénitiques ou ferritiques qui ne subissent pas de transformation de phase lorsque la température varie, les aciers duplex se solidifient en ferrite (phase δ) et subissent une transformation partielle en austénite au cours du refroidissement.

De ce fait, en plus de dépendre de l'équilibrage entre les éléments alphas et gammas, la structure à l'état brut de soudage va aussi dépendre de l'histoire thermique de l'assemblage:

- les cycles thermiques rapides conduisent à une forte proportion de ferrite dans le joint soudé ce qui a pour effet de détériorer les caractéristiques de résilience,
- les cycles thermiques lents favorisent la formation d'austénite au refroidissement ce qui pourrait être considéré comme positif, mais ils provoquent aussi la précipitation de nitrures et la formation de composés intermétalliques (phase σ ...) dont les effets sur la résilience et la résistance à la corrosion sont extrêmement néfastes.

⁴ En construction chaudronnée, ces aciers sont en général utilisés à l'état hypereffé. De ce fait, les cycles thermiques n'engendrent pas de modification majeure. Si l'on soude un acier inoxydable austénitique écroui, on observera dans la ZAT en partant du métal de base les phénomènes de restauration, recristallisation et grossissement des grains et en conséquence une diminution des caractéristiques de traction (voir chapitre 4).

En règle générale, pour éviter ces phénomènes il faudra conserver l'énergie de soudage entre 8 et 18 KJ/cm et prendre soin de contrôler la température entre passes pour la maintenir en dessous de 100 à 120 °C.

D'un point de vue chimique, les produits de soudage doivent être équilibrés de telle sorte que le PREN du métal déposé ($Cr + 3,3 Mo + 16 N$) soit légèrement supérieur à celui exigé pour les tôles afin de présenter une résistance à la corrosion par piqûre équivalente malgré les ségrégations chimiques résultant du processus de solidification. Ils doivent aussi avoir une teneur en éléments gammagènes (Ni en particulier) supérieure à celle des métaux de base de manière à développer à l'état brut de soudage une structure mixte Austénite / Ferrite ne contenant pas plus de 30 à 60 % de ferrite (une analyse identique à celle du métal de base conduirait à une structure beaucoup plus riche en ferrite et de ce fait à des valeurs de résilience insuffisantes).

Pour ce genre de matériau, la teneur en ferrite du métal fondu ne peut être évalué à partir du diagramme de Shaeffler. On pourra par contre en avoir une bonne idée en utilisant le diagramme WRC 92 (Welding Research Council, figure 2.3) qui prend mieux en compte l'influence des divers éléments d'alliage que l'on rencontre dans ces aciers.

Chapitre 4

Les matériaux écrouis

4.1. Rappel sur les notions d'écrouissage et de recristallisation

La déformation plastique à froid d'un matériau entraîne une déformation au niveau des grains du métal. Ainsi, la réduction d'épaisseur d'une tôle par laminage par exemple provoquera un allongement des grains parallèlement au sens du laminage.

Après déformation, les grains deviennent « plus forts » et donc plus difficile à déformer. En fait on observe en fonction du taux d'écrouissage⁵ une augmentation de la limite d'élasticité et de la charge à la rupture du matériau et une diminution des caractéristiques de ductilité (allongement et striction) (figure 4.1).

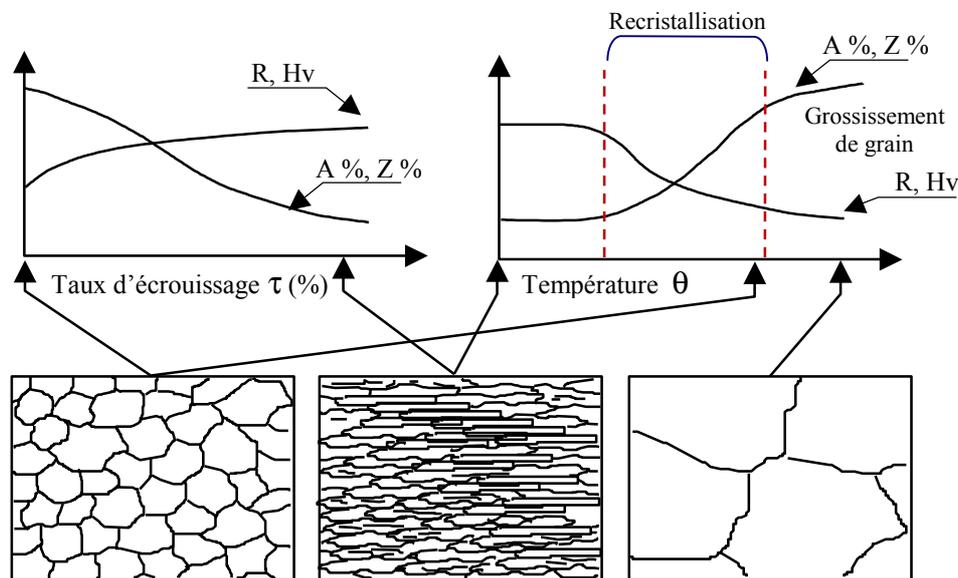


Figure 4.1. Effet de l'écrouissage et de la recristallisation sur la microstructure et les caractéristiques de traction

⁵ Le taux d'écrouissage résultant d'une déformation plastique est défini par :

$$\tau(\%) = \frac{\text{Section initiale} - \text{Section finale}}{\text{Section initiale}} \times 100$$

Si après écrouissage le métal est chauffé progressivement, plusieurs phénomènes vont se succéder :

- à basse température les contraintes internes diminuent et l'on peut observer en microscopie électronique un réarrangement des dislocations mais la microstructure ne change pratiquement pas. Durant cette phase dite de « restauration », la charge à la rupture ne diminue que très peu et la ductilité a plutôt tendance à baisser,
- à plus haute température, des modifications structurales importantes se produisent. Les grains déformés par l'écrouissage sont progressivement remplacés par de nouveaux grains de telle sorte qu'à la fin de ce processus, on retrouve la microstructure que présentait l'échantillon avant l'écrouissage. Le matériau est adouci et plus ductile, il y a eu « recristallisation »,
- si l'on augmente encore la température, on observe un grossissement des grains d'autant plus important que la température est élevée. Ce phénomène entraîne une dégradation des caractéristiques mécaniques⁶.

4.2. Le soudage des matériaux écrouis

Dans la zone affectée thermiquement le matériau initialement écroui va subir des modifications structurales plus ou moins profondes selon la distance à la zone de liaison et le cycle thermique de soudage mais quoiqu'il en soit on trouvera toujours, en observant depuis le métal de base vers le métal fondu, une zone restaurée puis une zone recristallisée et enfin une zone où le grain a fortement grossi. De ce fait les évolutions représentées sur la figure 4.2 sont inévitables.

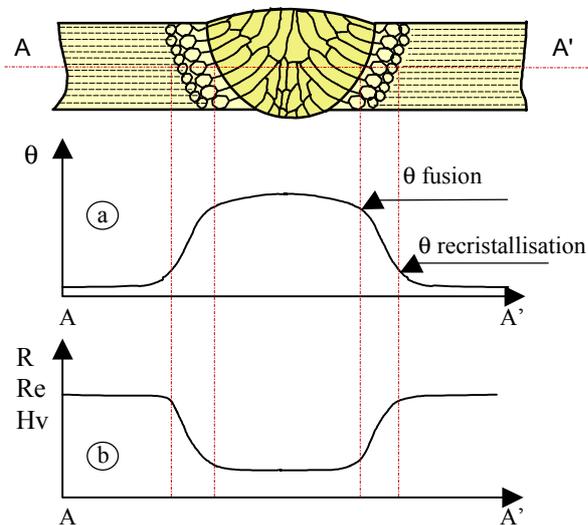


Figure 4.2. Températures maximales atteintes (a) et variations des propriétés mécaniques (b) dans la ZAT d'un matériau écroui

Il apparaît alors clairement que pour limiter la dimension de la zone adoucie (ZAT) ainsi que l'ampleur de l'adoucissement on aura toujours intérêt à utiliser la plus faible énergie de soudage qui soit compatible avec le joint à réaliser.

En ce qui concerne le métal fondu, l'utilisation d'un métal d'apport sur-allié peut souvent permettre d'obtenir une résistance supérieure à celle de la zone affectée thermiquement par effet de solution solide ; néanmoins elle sera généralement inférieure à celle du métal de base écroui.

⁶ Cette succession de phénomènes métallurgiques en fonction de la température est tout à fait générale. Seules les températures auxquelles se produisent les différents phénomènes dépendent de la nature du matériau. Pour les aciers inoxydables austénitiques par exemple, la température de début de recristallisation se situe au voisinage de 800 °C alors qu'elle n'est que d'environ 450 °C pour les alliages cuivreux et est inférieure à la température ambiante pour un aluminium ultra pur.

Chapitre 5

Les assemblages hétérogènes

Sous cette appellation sont rassemblés les assemblages de matériaux identiques au moyen de produits d'apport permettant d'obtenir un métal fondu de structure et donc de propriétés très différentes de celles du métal de base mais aussi, les assemblages de matériaux différents.

Ce très vaste sujet ne peut être traité ici dans son intégralité; nous nous limiterons donc à examiner la manière d'aborder le problème dans le cas des alliages ferreux.

5.1. Aspect généraux

Le diagramme de Shaeffler, déjà présenté dans le chapitre consacré aux aciers inoxydables (figure 3.2), permet de prédire la structure d'un dépôt à l'état brut de soudage à partir de son analyse chimique (mesurée ou estimée) en considérant d'une part:

- la somme des principaux éléments alphagènes en affectant à chacun d'entre eux un coefficient caractéristique de son action alphagène par rapport à celle du Chrome (Chrome équivalent, axe des abscisses) et d'autre part,
- la somme des principaux éléments gammagènes en affectant à chacun un coefficient caractéristique de son action gammagène par rapport à celle du Nickel (Nickel équivalent, axe des ordonnées).

Le grand intérêt de ce diagramme vient de ce que l'on peut attribuer des caractéristiques générales à chaque domaine et, de ce fait, prédire la nature des risques métallurgiques propre à chacun d'eux (figure 5.1):

- domaine austénitique: risque de fissuration à chaud,
- domaine martensitique: risque de fissuration à froid,
- domaine ferritique: Faible ductilité

A noter de plus, que le risque de fissuration à chaud associé à la structure austénitique résulte en fait du mode de solidification (totalement en phase γ) si bien que dans la partie supérieure du domaine martensitique, il va y avoir coexistence des risques de fissuration à chaud (lors de la solidification) et à froid (après que la transformation en martensite soit achevée).

De l'appartenance à l'un ou l'autre des domaines représentés sur la figure 5.1, on pourra en déduire les précautions à prendre (ou les remèdes à apporter) en se basant sur les recommandations énoncées dans le chapitre traitant des défauts d'origine métallurgique.

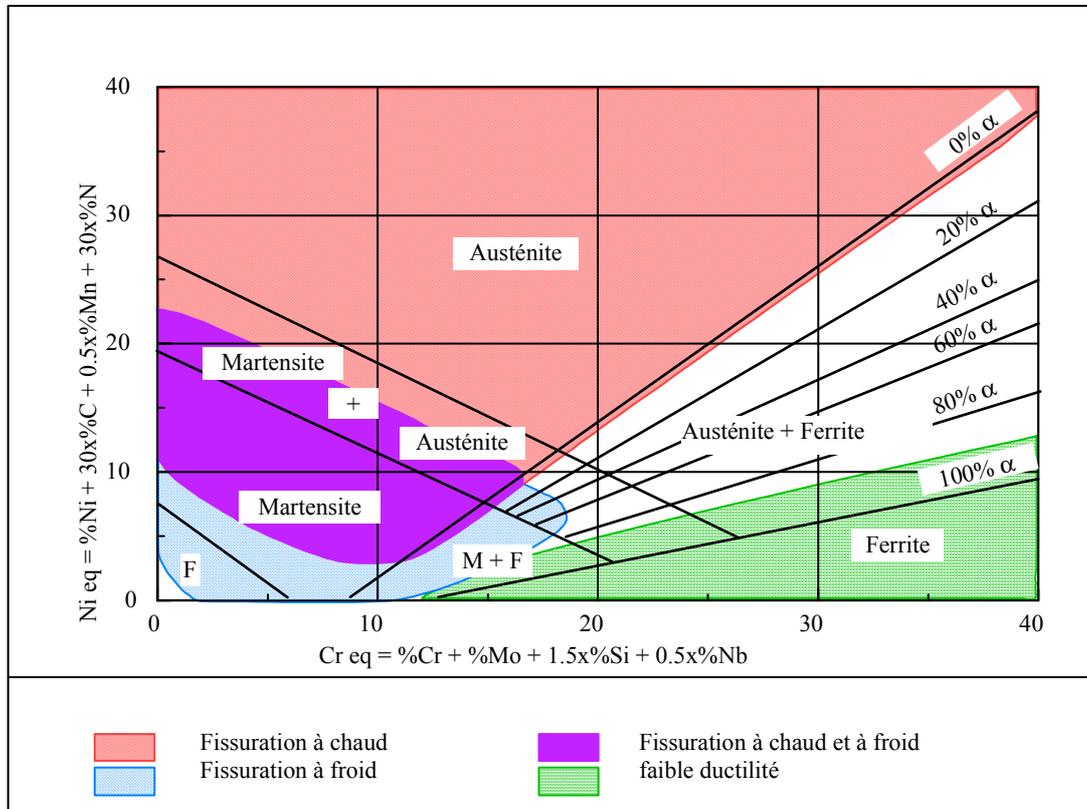


Figure 5.1. Domaines relatifs aux différents risques métallurgiques sur un diagramme de Shaeffler

Ce qui précède nous permet par ailleurs de conclure que pour réaliser un assemblage hétérogène, on aura toujours intérêt à choisir les produits d'apports de telle sorte que le point représentatif du métal fondu se situe dans le domaine correspondant aux risques métallurgiques les plus faibles c'est à dire le domaine Austénite + Ferrite du diagramme de Shaeffler.

Les paragraphes suivants vont nous permettre d'illustrer la méthodologie à adopter pour déterminer le produit de soudage à utiliser.

5.2. Soudage hétérogène des aciers inoxydables ferritiques

Nous avons évoqué dans le chapitre consacré aux aciers inoxydables, la possibilité d'utiliser un métal d'apport austénitique pour souder les aciers ferritiques afin d'améliorer la ductilité du métal fondu. Encore faut il que le mélange résultant de la dilution du métal de base avec le métal déposé ait un point représentatif sur le diagramme de Shaeffler dans le domaine Austénite + Ferrite.

Sur le diagramme de la figure 5.2, nous avons reporté les points représentatifs du métal de base et de 2 types de produits de soudage différents (316 L et 310).

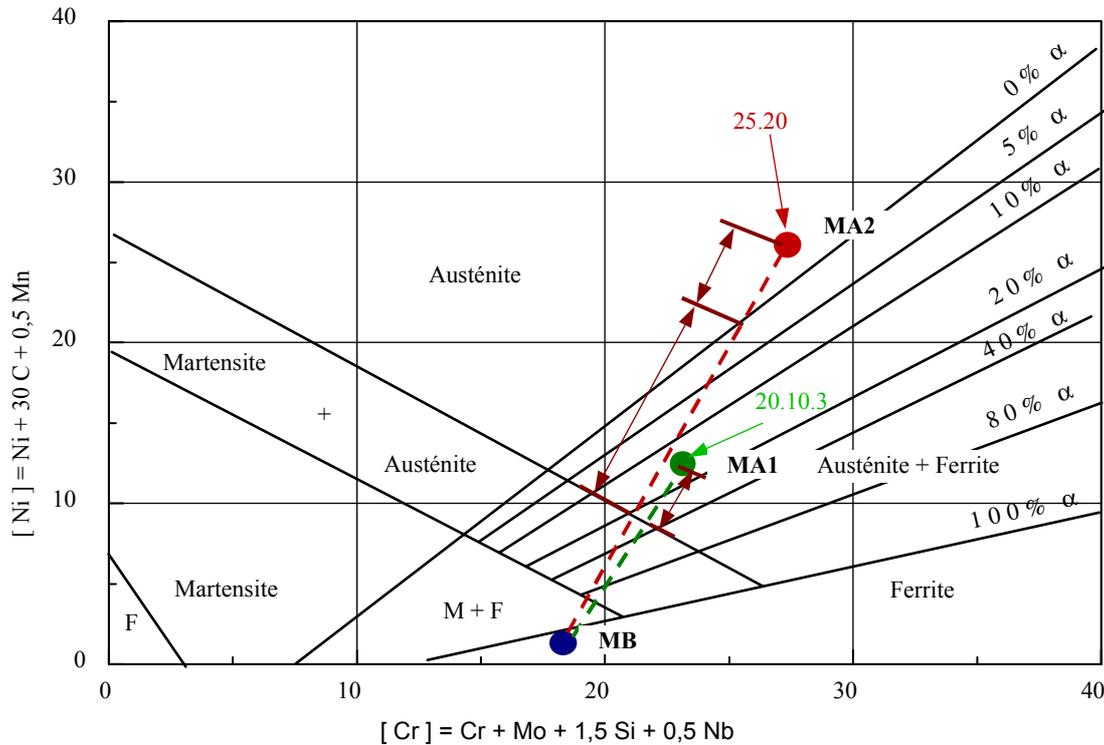


Figure 5.2. Estimation à partir du diagramme de Shaeffler des conséquences de l'utilisation d'un produit d'apport 20.10.3 (316L) ou 25.20 (310) lors du soudage d'un acier à 17% de Chrome.

Connaissant la position des points représentatifs du métal de base (soit MB) et du métal déposé hors dilution (soit MA), le point représentatif du métal fondu (MF) se trouve nécessairement sur le segment de droite joignant les 2 points précédents de telle sorte que l'on ait:

$$\frac{|MFMA|}{|MAMB|} = \text{Taux de dilution}$$

Dans l'exemple envisagé, on voit sur le diagramme de la figure 5.2, que si l'on utilise un produit de soudage du type 20 . 10 . 3 qui conduit hors dilution à une structure n'occasionnant aucun risque métallurgique (Austénite + 15 % Ferrite), le métal fondu n'aura une structure « idéale » que si le taux de dilution est compris entre 0 et environ 27% . Au contraire, si l'on utilise un produit du type 25 . 20 lequel présente, hors dilution, une structure totalement austénitique très sensible à la fissuration à chaud, on obtiendra une structure mixte Austénite + Ferrite donc « idéale » si le taux de dilution est compris entre 18 et 67% .

La seconde solution laisse une grande marge de manœuvre du point de vue opératoire et a toutes chances de réussir alors que la première n'est satisfaisante que dans le cas de très faible taux de dilution et est difficilement maîtrisable.

5.3. Liaison hétérogène Acier ferritique / Acier inoxydable austénitique

Bien que compliquée par la nature différente des aciers à assembler, la méthodologie à adopter pour choisir le produit d'apport est la même que dans le cas précédent. Il faudra simplement prendre en compte le fait que les 2 métaux de base peuvent contribuer en proportion différente à l'analyse finale du métal fondu selon la préparation du joint, les paramètres de soudage, l'orientation de l'arc ... ce qui procure un degré de liberté supplémentaire sur le diagramme de Shaeffler.

Dans ces conditions, on devra tout d'abord positionner sur le diagramme les points représentatifs de chacun des métaux de base puis évaluer leur participation respective au métal fondu :

- Si l'on a une parfaite symétrie, les 2 matériaux participent à part égale à la constitution du métal fondu et le point représentatif de leur « mélange » sera situé au milieu du segment joignant les points représentatifs de chacun d'eux (figure 5.3a),
- Si au contraire les conditions opératoires conduisent à diluer davantage l'un ou l'autre des matériaux le point représentatif de leur « mélange » va évoluer sur le segment (figure 5.3b et 5.3c).

Il reste ensuite à procéder de la même manière que dans l'exemple précédent ce qu'illustre la figure 5.6.

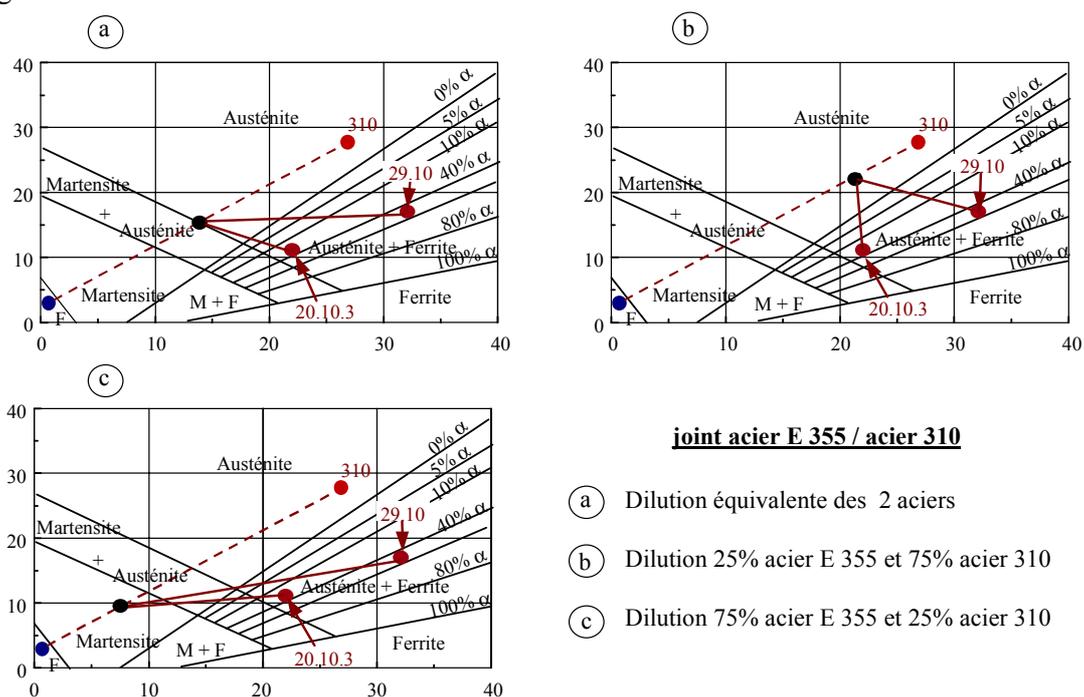


Figure 5.3. Liaison hétérogène acier ferritique / acier inoxydable austénitique – Utilisation du diagramme de Schaeffler pour choisir le produit d'apport.

La procédure qui vient d'être décrite est tout à fait générale et peut donc être appliquée à toute liaison hétérogène d'alliages ferreux. Pour faciliter le choix du type de produit d'apport à utiliser, il est intéressant de disposer d'un diagramme de Shaeffler sur lequel sont déjà positionnés les principaux produits existants car alors, le produit à retenir apparaîtra le plus souvent de manière évidente dès que l'on aura placé le ou les points représentatifs des métaux de base⁷ (figure 5.4).

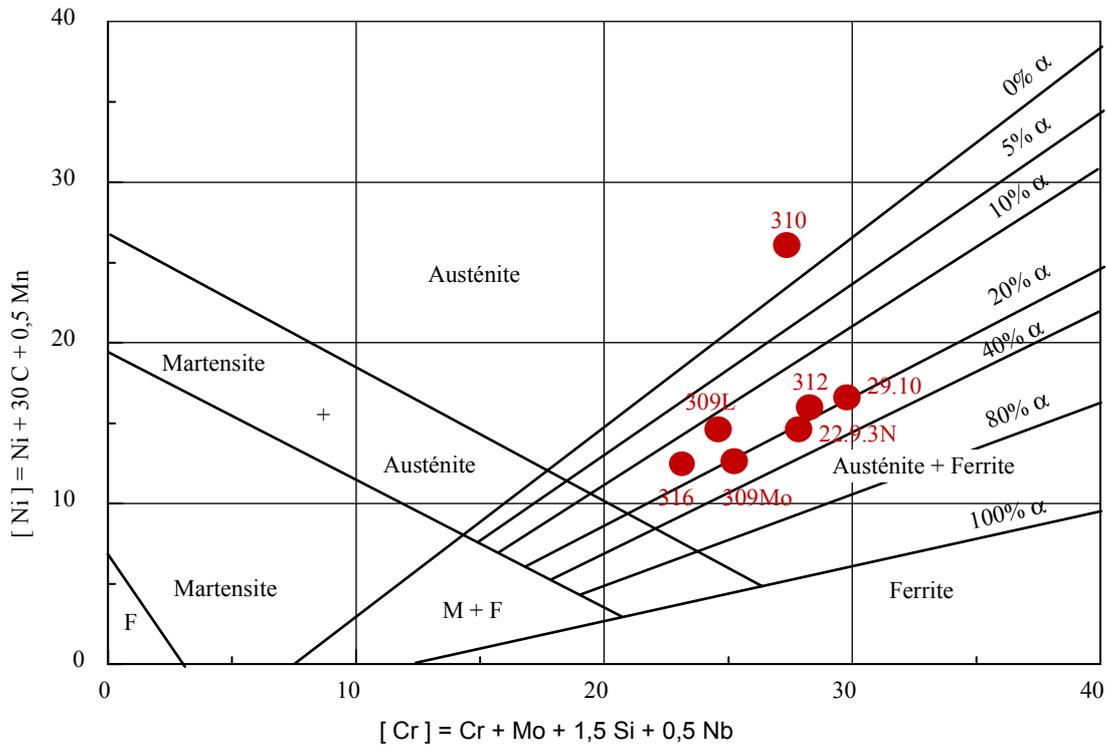


Figure 5.4. Positionnement de quelques produits d'apport sur le diagramme de Shaeffler

⁷ La méthodologie qui vient d'être décrite a pour objectif d'obtenir une soudure sans défaut. Nous n'avons jamais pris en compte le problème des caractéristiques du joint car celui-ci ne se pose généralement pas. En effet, lorsque l'on est amené à faire un joint entre 2 métaux dissemblables, c'est qu'à l'endroit où se trouve le joint les 2 métaux de base satisfont aux exigences; de ce fait il suffit que le joint ait les caractéristiques du plus faible des 2.

Chapitre 6

Les produits de soudage

6.1. Les électrodes enrobées

6.1.1. *Constitution des enrobages – Conséquences*

Les normes de classification des produits de soudage distinguent plusieurs types d'électrodes enrobées selon la nature de l'enrobage.

Un enrobage d'électrode est toujours composé de multiples constituants qui assurent diverses fonctions:

- des produits minéraux qui agissent sur les caractéristiques de fusion, contribuent à la protection des gouttes et du bain liquide vis à vis de l'atmosphère environnante en se décomposant avec un dégagement gazeux sous l'effet de la chaleur de l'arc et constituent le laitier dont les caractéristiques physico-chimiques ont une influence majeure sur les caractéristiques opératoires de l'électrode,
- des produits métalliques qui en s'alliant au métal résultant de la fusion de l'âme de l'électrode, permettent d'ajuster l'analyse de la soudure de manière à obtenir dans le joint soudé des propriétés au moins égales à celles de l'acier utilisé,
- des produits organiques ajoutés en faible quantité dans les enrobages basiques en tant qu'agent d'extrusion et qui seront détruits lors de la cuisson à haute température de ces électrodes. Ils sont présents en quantité beaucoup plus importante, dans les électrodes cuites à basse température (cellulosiques, rutils, ...) car la décomposition de ces produits dans l'arc provoque un dégagement d'hydrogène qui leur confèrent des caractéristiques opératoires intéressantes dans nombre d'applications,
- des liants qui permettent d'obtenir un enrobage solide et adhérent à l'âme métallique. Il s'agit en général de silicates simples ou complexes de sodium, potassium ou lithium qui en plus de leur fonction « collante » agissent sur les caractéristiques d'arc du fait du faible potentiel d'ionisation des éléments alcalins.

Dans l'industrie, les électrodes rutils et les électrodes basiques sont aujourd'hui les plus utilisées. Le tableau 6.1. permet d'en comparer d'une part, les constituants et les conditions de cuisson et d'autre part, les conséquences qui en découlent tant pour les propriétés opératoires que pour l'analyse chimique du métal déposé.

Tableau 6.1. *Constituants principaux et caractéristiques des électrodes rutiles et basiques*

Type d'électrode		Rutile	Basique
Constituants principaux	Non Métalliques	TiO ₂ , Al ₂ O ₃ , SiO ₂ , Carbonates, Cellulose, ... Silicates, Adjuvants d'extrusion	CaF ₂ , MgO, Carbonates, ... Silicates, Adjuvants d'extrusion
	Métalliques	Éléments d'alliage Désoxydants	Éléments d'alliage Désoxydants
Température de cuisson		Basse (<160°C)	Haute (350 / 480°C)
Conséquences	Opérateurs	Fusion douce, Arc stable, Transfert en fines gouttes, pas ou peu de court-circuit, Réamorçage facile, Laitier à haut point de fusion favorisant le mouillage	Fusion irrégulière, Arc « peu stable », agressif, Transfert en grosses gouttes avec court-circuit, Réamorçage difficile, Laitier à bas point de fusion, tendance au caniveau
	Analytiques	O : 600 à 1000 ppm Ti : 300 à 800 ppm Nb : 100 à 300 ppm V : 50 à 250 ppm H ₂ Diff : > 15 ml/100g MD	O : 200 à 500 ppm Ti, Nb, V : ajustables aux valeurs désirées H ₂ Diff : < 5 ml/100g MD

Il apparaît alors que les électrodes du type "Rutile" présentent les meilleures propriétés d'emploi : une très bonne stabilité d'arc, un transfert de métal en fines gouttes qui se traduit généralement par un faible taux de projection et une moindre émission de fumée que les électrodes basiques, un très bon mouillage du cordon et un réamorçage très facile à froid.

Mais de par sa nature, ce laitier a une influence sur la teneur en éléments résiduels dans le métal déposé, éléments qui ne sont en général pas souhaitables du point de vue de l'optimisation des propriétés mécaniques:

- la teneur en oxygène du métal déposé peut varier selon la nature et la quantité des éléments désoxydants présents dans l'enrobage néanmoins, elle ne peut pas être abaissée au niveau que l'on peut atteindre avec une électrode basique. Cela se traduit par un taux inclusionnaire plus important et par voie de conséquence, par une énergie de rupture ductile plus faible lors des essais de résilience,
- la teneur en titane du métal déposé ne peut pas être ajustée comme on pourrait le souhaiter afin d'optimiser les propriétés mécaniques. En effet, le laitier étant majoritairement composé de rutile (oxyde de titane TiO₂), du titane se trouve inévitablement transféré dans le métal déposé en quantité variable selon les réactions d'oxydoréduction et les échanges métal - laitier qui se produisent dans l'arc et à l'interface avec le bain liquide. Ces réactions dépendent de l'ensemble des éléments chimiques présents, lesquels doivent être équilibrés en fonction des diverses caractéristiques mécaniques que doit satisfaire la soudure (résistance à la traction, limite d'élasticité) donc du type d'acier que l'on a à souder,

- les teneurs en niobium et vanadium du métal déposé ne peuvent pas non plus être abaissées en dessous d'un certain niveau car ces éléments existent en tant qu'impuretés dans les rutilés naturels utilisés dans la fabrication des produits de soudage. L'emploi de rutilé synthétique donc très pur est possible mais pas habituel car son coût est significativement plus élevé que celui des rutilés naturels,
- la teneur en hydrogène diffusible des soudures effectuées avec des électrodes rutilés est toujours très élevée. Cela résulte de la présence de produits organiques ajoutés pour faciliter l'extrusion et pour améliorer les caractéristiques d'arc mais cela provient aussi de la faible température de cuisson qui ne permet d'extraire qu'une faible partie de l'eau apportée avec le silicate et ne décompose pas les agents d'extrusion.

Ainsi les électrodes rutilés sont utilisées et appréciées pour leur facilité d'emploi et le bel aspect de cordon qu'elle permettent d'obtenir, alors que les électrodes basiques s'imposent dès lors que les joints à réaliser doivent satisfaire à des critères de qualité métallurgique sévères.

Une électrode basique doit satisfaire aux exigences de propriétés mécaniques des aciers qu'elle est destinée à souder (traction, résilience, CTOD, fluage, ...). De multiples combinaisons analytiques permettent d'obtenir les caractéristiques de traction recherchées dans le métal déposé, mais les solutions permettant de satisfaire à la fois les objectifs de traction et de ténacité sont beaucoup plus réduites et cela d'autant plus que les propriétés de traction sont élevées. Par ailleurs, l'équilibrage chimique retenu pour une électrode doit être le plus robuste possible c'est à dire qu'il doit permettre de satisfaire aux diverses exigences malgré les variations inhérentes à toute fabrication industrielle et cela dans un large domaine de conditions de soudage (cycles thermiques). Enfin, une électrode basique doit être conçue de telle sorte que la teneur en hydrogène diffusible dans le métal déposé soit la plus faible possible afin d'éviter tout risque de fissuration à froid tout en permettant de minimiser, voire supprimer, le préchauffage et le postchauffage.

6.1.2. *Electrodes basiques et hydrogène diffusible*

La détermination de la teneur en hydrogène diffusible des produits de soudage est délicate car, de par sa petite taille, l'atome d'hydrogène diffuse aisément et s'échappe de l'acier même à la température ambiante si bien qu'il est impossible de connaître la quantité d'hydrogène véritablement introduite lors du soudage. Pour faire face à cette impossibilité mais aussi à la nécessité de classer les produits de soudage en regard du risque de fissuration à froid, la détermination de la teneur en hydrogène diffusible fait l'objet de normes qui décrivent très précisément la méthodologie à employer, méthodologie qu'il est indispensable de respecter très scrupuleusement sous peine d'enregistrer des variations dans les résultats pouvant aller au moins du simple au double (ISO 3690 ou AWS 4.3-1993).

La teneur en hydrogène diffusible s'exprime généralement en millilitres pour 100 grammes de métal déposé (ml/100g MD). Elle est naturellement fonction de l'humidité contenue dans le produit de soudage mais la figure 6.1 montre clairement qu'il n'y a pas de relation générale entre ces 2 mesures et l'on voit sur la figure 6.2 que même en se limitant à un enrobage d'électrode particulier, 2 relations différentes existent selon que la variation de l'humidité résulte d'une modification des conditions de cuisson ou d'une reprise en humidité.

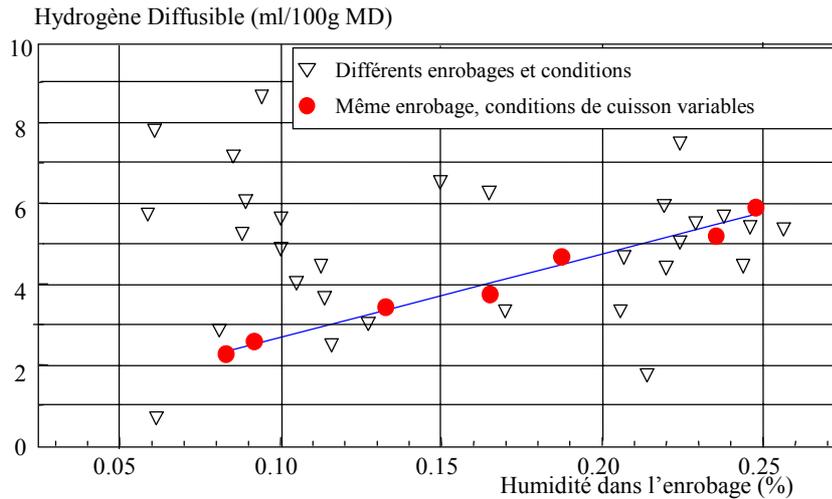


Figure 6.1. Relation Hydrogène diffusible / Humidité de l'enrobage pour des électrodes type AWS 7018.

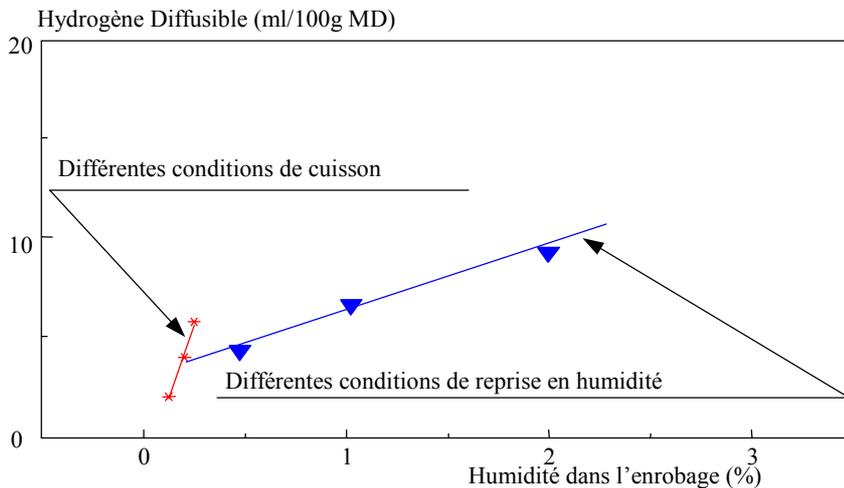


Figure 6.2. Relation Hydrogène diffusible / Humidité de l'enrobage pour une électrode type AWS 7018

En fait, la complexité des relations reliant hydrogène diffusible et humidité de l'enrobage vient de ce que l'eau existe sous diverses formes dans celui-ci: l'eau dite libre qui correspond au premier état de l'eau reprise au cours d'une exposition en atmosphère humide, et l'eau dite de cristallisation qui est liée chimiquement aux divers constituants de l'électrode. Si on élève la température de l'enrobage, l'eau libre s'échappe dès que celle-ci dépasse 100°C tandis que l'eau de cristallisation n'est libérée qu'à des températures beaucoup plus élevées qui dépendent du type de liaison donc des matières dont elle provient. On conçoit alors que pour une même quantité d'eau dans l'enrobage de l'électrode, plus élevée est la température d'extraction de cette eau, plus celle-ci sera libérée à proximité de l'arc en cours de soudage et plus le transfert en hydrogène dans le bain liquide sera important. Ainsi, lorsque l'on diminue la température de cuisson lors de la fabrication d'une électrode basique, on extrait une part décroissante de l'eau de cristallisation des matières de l'enrobage et cette faible variation d'eau résiduelle de cuisson se traduit par une augmentation de la teneur en hydrogène

diffusible beaucoup plus importante qu'une variation similaire de l'eau contenue dans l'enrobage lorsque celle-ci résulte d'une reprise en humidité (Fig.6.2). En corollaire, il est clair qu'imposer une teneur en humidité maximale dans les spécifications d'achat d'électrodes (ou de flux pour le soudage à l'arc submergé) pour se prémunir des risques de fissuration à froid n'a en pratique aucun sens puisqu'il n'existe pas une relation universelle reliant l'humidité à l'hydrogène diffusible. En revanche, utiliser la mesure d'humidité, beaucoup plus simple et plus rapide que la mesure d'hydrogène diffusible, pour contrôler en sortie du four de cuisson la constance des fabrications d'une électrode donnée, est une pratique courante et tout à fait acceptable car pour chaque formulation d'électrode il existe une relation unique entre l'humidité résiduelle de cuisson et l'hydrogène diffusible.

Aujourd'hui, la plupart des fabricants de produits de soudage disposent d'une gamme d'électrodes basiques à très bas hydrogène diffusible, les meilleurs allant jusqu'à garantir un niveau inférieur à 3ml/100g de métal déposé à l'ouverture du paquet. Un tel résultat ne peut être atteint que par une sélection rigoureuse des matières premières, une température de cuisson élevée et un emballage étanche à la vapeur d'eau de manière à éviter la reprise en humidité durant le stockage des produits [Leduey, 1992]. En général, ces électrodes se caractérisent aussi par une faible reprise en humidité lorsqu'elles sont exposées en atmosphère humide.

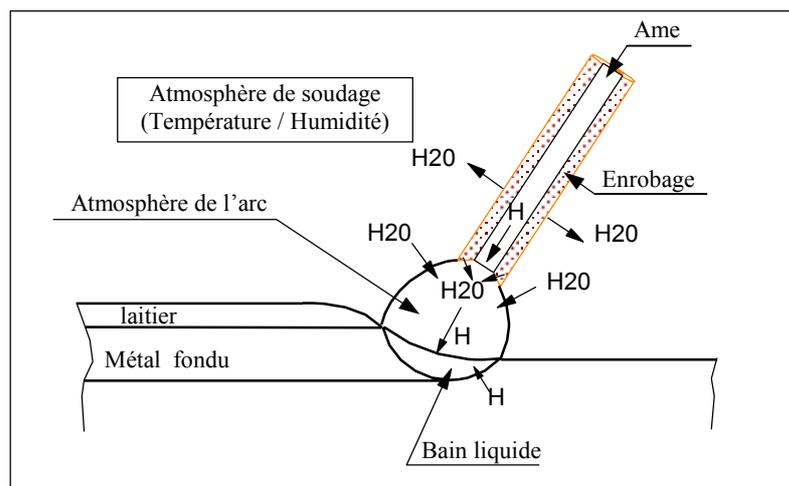


Figure 6.3. Origines de l'hydrogène diffusible du métal fondu

La teneur en hydrogène diffusible du métal déposé n'est toutefois pas uniquement fonction de l'hydrogène apporté sous une forme ou sous une autre par le produit de soudage. Dans le cas des électrodes enrobées, le débit gazeux résultant de la décomposition des constituants de l'enrobage n'est pas suffisant pour empêcher tout échange avec l'atmosphère environnante (Figure 6.3) si bien que la pression partielle d'hydrogène au niveau de l'arc et par voie de conséquence, l'hydrogène diffusible dans le métal déposé augmentent avec la teneur absolue en humidité de l'atmosphère environnante (Figure 6.4).

[Dickehut, 1988] a proposé un diagramme qui permet de connaître la teneur en hydrogène diffusible dans n'importe quelle condition de température et de pression pourvu que l'on connaisse le résultat dans une condition particulière. Cet abaque n'est pas universel car les

échanges avec l'atmosphère sont nécessairement tributaires de la protection assurée par l'électrode (profondeur du cratère, volume de gaz dégagé, ...); néanmoins l'expérience montre qu'en première approximation il rend compte du comportement de la plupart des électrodes type AWS 7018 bas hydrogène actuellement commercialisées.

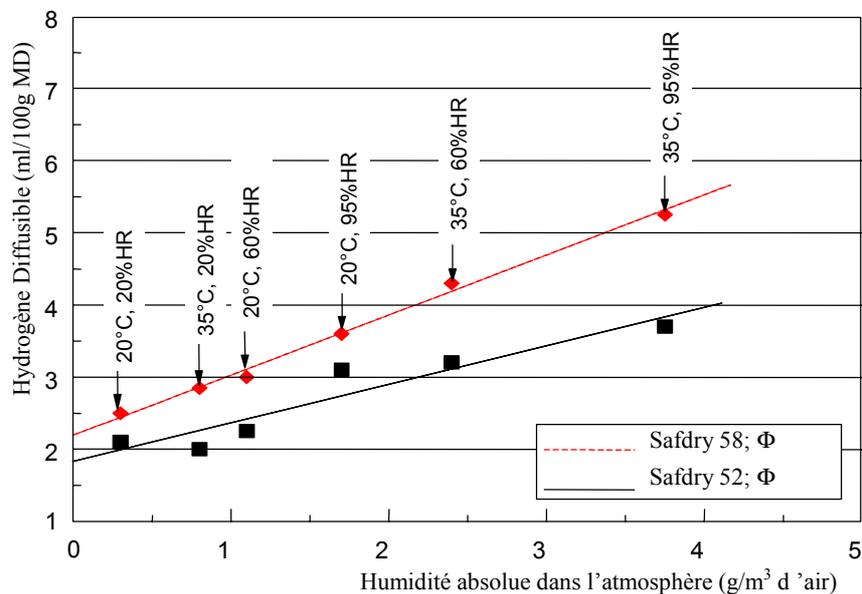


Figure 6.4. Influence de la teneur en eau de l'atmosphère sur l'hydrogène diffusible du métal déposé (Données SAF)

6.2. Les flux pour le soudage Arc Submergé

6.2.1. Flux fondus et flux granulés – Avantages et inconvénients

Les flux pour le soudage à l'arc submergé peuvent être élaborés par fusion ou par granulation.

Les flux fondus sont fabriqués en partant de matières premières grossières qui sont mélangées avant d'être introduites dans un four électrique. Elles sont alors portées à une température de l'ordre de 1600 °C qui permet d'obtenir un produit liquide chimiquement homogène. Ce produit est ensuite coulé en fine épaisseur sur une sole fortement refroidie afin de lui conférer une structure vitreuse après solidification et refroidissement jusqu'à la température ambiante et conserver ainsi une parfaite homogénéité chimique. Ce verre est ensuite broyé puis tamisé de manière à obtenir la répartition granulométrique désirée. Dans une variante du procédé de fabrication, le produit liquide est atomisé dans un jet d'eau au lieu d'être coulé sur une sole ce qui permet d'éviter l'opération de broyage.

La fabrication des flux granulés débute par le mélange à sec des matières premières qui dans ce cas ont une granulométrie très fine (en général inférieure à 300 microns). Après homogénéisation du mélange à sec, on procède au malaxage en ajoutant un silicate simple ou mixte de sodium, potassium ou lithium. La granulation, c'est à dire l'agglomération de petites particules des diverses matières premières, grâce au liant silicate peut alors avoir lieu. Elle est

suivie d'une étape de préséchage souvent au travers d'un lit fluidisé, puis d'une cuisson à une température de l'ordre de 500 °C si le flux fabriqué contient des carbonates ou à plus haute température (800°C environ) s'il n'en contient pas.

Flux fondus et flux granulés ont chacun leurs avantages et inconvénients :

- chaque grain d'un flux fondu est chimiquement identique aux autres au contraire de ceux d'un flux granulé dont les grains eux mêmes ne sont pas chimiquement homogènes. Ainsi, il est possible de fabriquer sans risque de ségrégation des formules de flux fondus dans lesquelles un élément particulier doit être présent en très faible quantité (le bore par exemple). Cela serait beaucoup plus critique dans le cas d'un flux granulé,
- la fabrication de flux fondus ne nécessite pas l'utilisation de liant. Cela induit 2 avantages et 1 inconvénient par rapport aux flux granulés,
 - la reprise en humidité des flux fondus est pratiquement négligeable puisque l'eau est seulement adsorbée à la surface des grains. Celle d'un flux granulé est au contraire beaucoup plus importante car le liant réagit avec l'humidité de l'atmosphère [Gaspard-Angeli, 1986],
 - les grains des flux fondus sont plus solides que ceux des flux granulés ce qui leur confère un meilleur comportement au recyclage,
 - mais les liants utilisés dans la fabrication des flux granulés font que ceux-ci permettent généralement une meilleure stabilité d'arc que les flux fondus,
- les flux fondus, contrairement aux flux granulés, ne peuvent contenir ni ferro-alliages ni désoxydants car ceux ci seraient oxydés lors de l'élaboration à l'état liquide. Cela rend possible le rebroyage du laitier après soudage et sa réutilisation mélangé à du flux neuf ce qui pour certaines industries grandes consommatrices de flux peut être économiquement intéressant (fabrication de tubes par exemple) [Gaspard-Angeli, 1986] ; en revanche, cela empêche de procéder à des ajustements analytiques et au contrôle de la teneur en oxygène du métal déposé comme on peut le faire avec un flux granulé par l'ajout d'éléments désoxydants.

Aujourd'hui, les flux granulés sont les plus utilisés en Europe comme aux Etats-Unis alors que les flux fondus sont toujours très appréciés au Japon et en Russie.

6.2.2. Rôles du flux – Aspects métallurgiques

Le soudage à l'arc submergé implique la mise en œuvre d'un fil massif ou fourré et d'un flux, l'arc jaillissant dans le flux depuis l'extrémité du fil jusqu'aux pièces à assembler. Le flux doit assurer deux fonctions fondamentales: il doit permettre une bonne stabilité d'arc et il doit protéger d'une contamination par l'azote et l'oxygène de l'air, le bain liquide et les gouttes de métal lors de leur transfert dans l'arc. Le flux a aussi un effet important sur la forme du cordon de soudure (mouillage et pénétration) car il conditionne la répartition de la puissance dans l'arc ainsi que les caractéristiques physiques du laitier qui résultent de sa fusion et des réactions d'oxydoréductions se produisant durant le soudage. C'est pourquoi selon sa formulation, un flux peut être plus ou moins bien adapté au soudage en angle, au soudage à grande vitesse ou encore au soudage multiélectrode. Mais d'un point de vue strictement métallurgique, les caractéristiques fondamentales d'un flux viennent de ce qu'il régit les teneurs en oxygène et en hydrogène diffusible du métal déposé avec un fil donné.

Tous les fabricants de produits de soudage utilisent encore aujourd'hui une formule empirique initialement proposée par Tuliani pour classer les flux de soudage à l'arc submergé [Tuliani, 1969]. Cette formule permet de calculer un « indice de basicité » en distinguant les constituants des flux selon leur caractère basique, acide, amphotère ou neutre :

$$BI = \frac{[CaO] + [MgO] + [BaO] + [SrO] + [Li_2O] + [Na_2O] + [K_2O] + [CaF_2] + \frac{1}{2}([FeO] + [MnO])}{[SiO_2] + \frac{1}{2}([Al_2O_3] + [TiO_2] + [ZrO_2])}$$

avec [AxBy] = pourcentage pondéral du composé AxBy dans le flux.

Tuliani et d'autres après lui, montrèrent que la teneur en oxygène du métal déposé décroît lorsque l'indice de basicité augmente jusqu'à 1,5 puis se stabilise autour de 280 – 300 ppm (Figure 6.5). Il en résulte qu'il est inutile de recourir à un flux d'indice de basicité très supérieur à cette valeur lorsque l'on cherche à optimiser les caractéristiques du métal déposé.

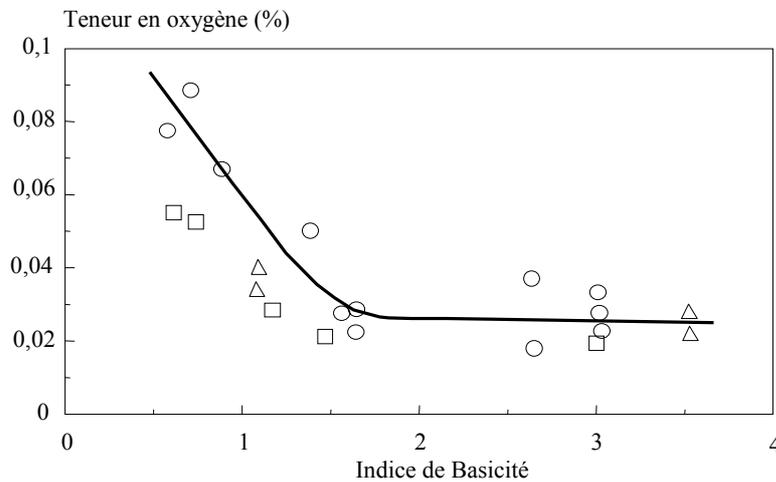


Figure 6.5. Relation entre la teneur en oxygène du métal déposé et la basicité du Flux [Eagar1978]

Si on représente par ailleurs, l'évolution de la température correspondant à une certaine valeur de l'énergie de rupture (70 J dans le cas de la Figure 2.6) mesurée lors d'essais de résilience d'un grand nombre de soudures en fonction de leurs teneurs en oxygène, il apparaît qu'au dessus de 400 - 450 ppm d'oxygène, cette température est toujours élevée alors qu'en dessous on observe une très grande dispersion des résultats. Cela confirme en fait que la teneur en oxygène, image imparfaite du taux inclusionnaire, régit l'énergie de rupture ductile qui pour les fortes teneurs devient très proche de la valeur retenue ici pour caractériser la transition ; en revanche, la très grande dispersion observée sur la figure 2.6. pour les teneurs en oxygène inférieures à 400 – 450 ppm montre que ce facteur n'est pas déterminant car c'est en fait la microstructure qui régit la transition ductile / fragile.

La seconde propriété d'un flux, capitale sur le plan métallurgique, réside dans la teneur en hydrogène du métal déposé qu'il permet d'obtenir. En ce qui concerne les flux granulés, ce qui a été dit précédemment pour les électrodes enrobées s'applique :

- il n'y a pas de relation universelle entre humidité du flux et hydrogène diffusible,

- pour un flux donné, il existe 2 relations différentes entre humidité et hydrogène selon que la variation d'humidité résulte d'une variation de l'eau résiduelle de cuisson ou d'une reprise en humidité,
- la recherche d'un bas hydrogène nécessite de sélectionner des matières premières contenant peu d'eau de cristallisation et libérant cette eau à la plus basse température possible,
- l'utilisation de liants mixtes sodium, potassium, lithium permet de minimiser la reprise en humidité,
- l'élévation de la température de cuisson du flux, permet d'abaisser la teneur en hydrogène diffusible du métal déposé.

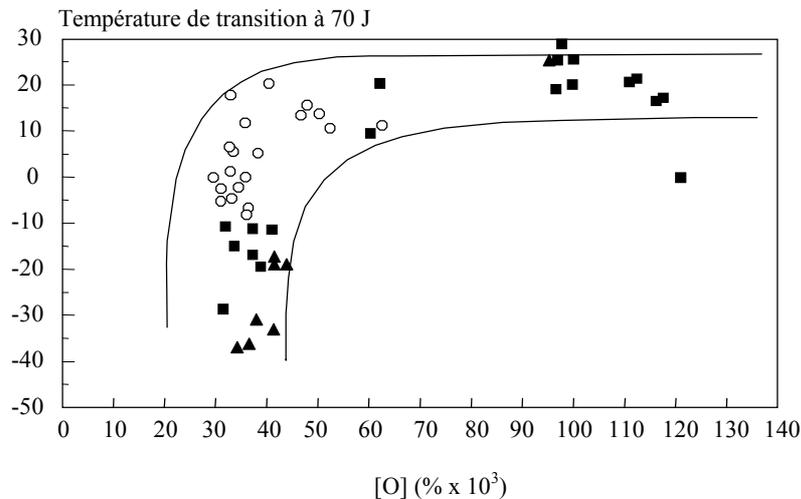


Figure 6.6. Relation entre la température de transition à 70 J et la teneur en oxygène de soudures à l'arc submergé [Taylor, 1975]

Il ne faut cependant pas perdre de vue qu'un flux doit satisfaire à des exigences de soudabilité opératoire qui s'avèrent souvent incompatibles avec la recherche d'un très bas hydrogène. Pour tourner cette difficulté, certains flux basiques ne sont pas cuits à très haute température, ils contiennent alors des carbonates qui en se décomposant au voisinage de l'arc permettent d'abaisser la pression partielle d'hydrogène dans la cavité gazeuse et réduisent ainsi le transfert en hydrogène dans le métal fondu.

Dans le cas des flux fondus, les facteurs ayant une influence sur la teneur en hydrogène diffusible sont moins nombreux qu'avec les flux granulés mais même pour une formule de flux donnée, il n'est pas possible de faire la moindre corrélation avec la teneur en humidité. Cela résulte du fait que les mesures d'humidité sont conventionnellement effectuées à 950 ou 1000°C alors que l'élaboration des flux fondus implique le passage par l'état liquide à des températures de l'ordre de 1500 ou 1600 °C. La mesure d'humidité, telle qu'elle est pratiquée, ne peut donc pas révéler l'eau de constitution encore présente dans le flux parce qu'elle n'est libérée qu'à une température supérieure à la température d'élaboration du flux fondu. En fait, pour chaque formule de flux, on observe une étroite corrélation entre sa température d'élaboration et la teneur en hydrogène diffusible du métal déposé (Figure 6.7).

Une faible teneur en hydrogène diffusible n'est donc pas nécessairement associée à un flux fondu ; en revanche celle ci n'est que très peu tributaire d'une exposition du flux en atmosphère humide ce qui minimise les précautions à prendre avant son utilisation (conditions de stockage, étuvage ...).

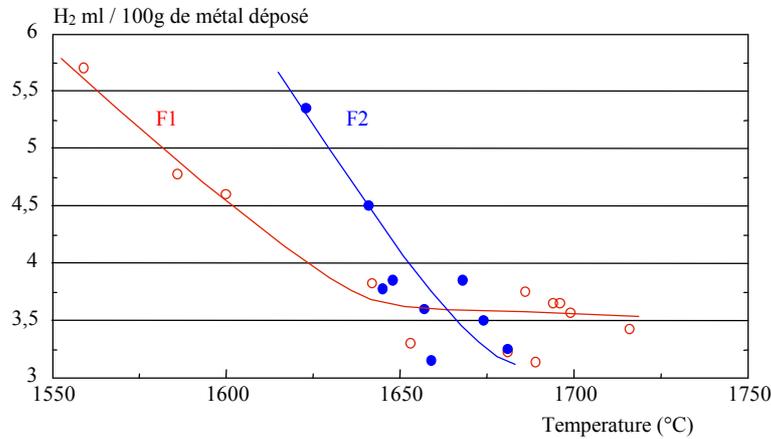


Figure 6.7. Influence de la température d'élaboration sur la teneur en hydrogène diffusible du métal déposé de 2 flux fondus type Calcium – Silicate.

Une dernière caractéristique à prendre en compte dans le cas des flux fondus comme des flux granulés est relative aux transferts des éléments d'alliage dans l'arc. En effet, le flux conditionne l'atmosphère de l'arc donc les échanges chimiques qui s'y produisent : l'analyse du métal déposé n'est jamais l'analyse du fil utilisé. Généralement, on observe un enrichissement en silicium tandis que la teneur en manganèse peut être augmentée ou diminuée par rapport à celle du fil selon le flux utilisé (Figure 6.8). Cela ne constitue pas un critère de qualité mais ces caractéristiques de transferts chimiques, données par le fournisseur, doivent être prise en compte pour choisir le fil à associer au flux en fonction des propriétés recherchées pour la soudure.

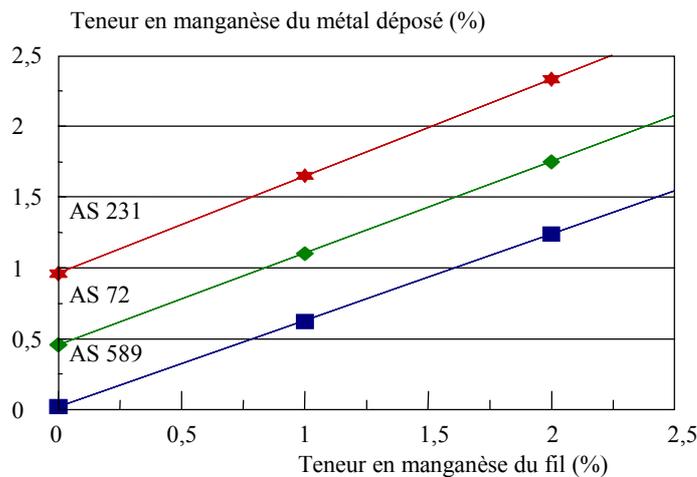


Figure 6.8. Transfert en manganèse des flux granulés AS 231 et AS 589 et du flux fondu AS 72 – Données SAF.

6.6. Les gaz de soudage

6.6.1. Procédés de soudage sous flux gazeux avec électrode infusible

Les procédés TIG (Tungsten Inert Gas) et plasma ont en commun d'utiliser une électrode en Tungstène en position de cathode. Le tungstène étant un matériau très oxydable et qui plus est, l'oxyde de tungstène se sublimant à basse température, le gaz de protection en soudage TIG et le gaz plasmagène en soudage plasma ne peuvent contenir ni oxygène ni CO_2 . C'est aussi pour ne pas trop altérer la durée de vie de l'électrode que la teneur en azote doit être maintenue en dessous de 2% même lorsqu'il s'avère métallurgiquement intéressant d'en avoir davantage (cas du soudage des aciers duplex par exemple).

Ainsi, en laissant de côté les gaz rares et fort coûteux que sont le néon, le xénon et le krypton, les seuls gaz utilisables dans les mélanges associés à ces procédés sont l'argon, l'hélium, l'hydrogène et l'azote dans la limite indiquée auparavant.

L'argon et l'hélium sont des gaz inertes et peuvent donc être utilisés quels que soient les matériaux à souder mais leurs caractéristiques physiques respectives leur confèrent des effets spécifiques en soudage :

- l'argon a un potentiel d'ionisation très inférieur à celui de l'hélium (respectivement 15,7 et 24,5 eV) et une conductivité électrique très supérieure (figure 6.9). Il en résulte qu'il est beaucoup plus facile d'amorcer un arc et de le stabiliser sous argon que sous hélium mais aussi, qu'un arc d'une longueur donnée est, pour une même intensité, plus énergétique sous hélium que sous argon (tension plus élevée),
- la conductivité thermique de l'hélium est bien plus grande que celle de l'argon. Ainsi, avec un même courant, un arc sous hélium est plus épanoui que sous argon et conduit au niveau des pièces à assembler à un gradient thermique plus faible favorable au mouillage du cordon.

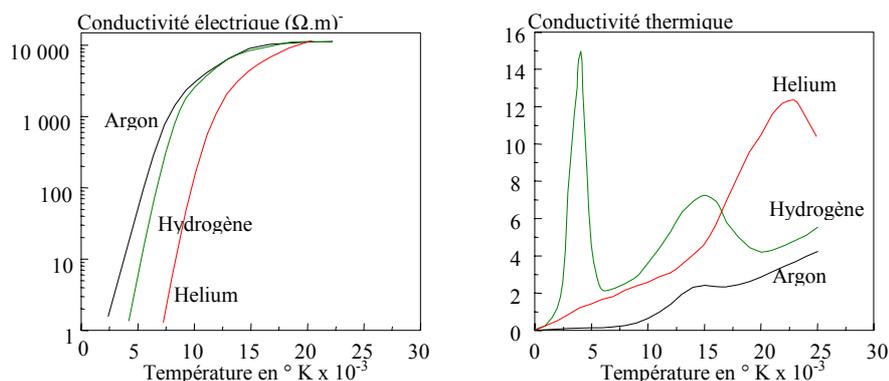


Figure 6.9. Conductibilités électrique et thermique de divers gaz en fonction de la température [Bourdine, 1983].

L'hydrogène est un gaz diatomique à la température ambiante. Lorsque la température s'élève, il passe d'abord à l'état atomique puis à l'état ionisé ce qui explique les 2 pics de conductivité thermique de la figure 6.9 alors que les autres gaz ne présentent que le pic

correspondant à l'ionisation. Cette particularité a des conséquences très importantes pour l'arc de soudage :

- la molécule d'hydrogène du gaz de protection en se cassant à la périphérie de la colonne d'arc absorbe de l'énergie ce qui abaisse localement la température et provoque une constriction de l'arc,
- l'hydrogène atomique présent dans l'arc va se recombinaison en libérant de l'énergie dans les zones « froides » c'est-à-dire, entre autres, au niveau du bain liquide.

La constriction de l'arc augmente la densité de puissance et par voie de conséquence la pénétration, comme la recombinaison des atomes d'hydrogène au niveau du bain liquide qui améliore le transfert d'énergie donc le rendement du procédé de soudage (figure 6.10). En corollaire, pour une puissance électrique et une épaisseur données, la combinaison de ces 2 effets permet d'augmenter notablement les vitesses de soudage TIG ou plasma en utilisant un mélange argon / hydrogène plutôt que de l'argon pur ou un mélange argon / hélium.

Ainsi, le gaz de base en soudage TIG ou Plasma est l'Argon, mais chaque fois que cela est possible, c'est-à-dire en l'absence de contre-indications métallurgiques, on aura intérêt à privilégier l'utilisation de mélanges Argon – Hydrogène car ils permettent d'augmenter la vitesse de soudage ou l'épaisseur soudée en une passe ce qui, dans les 2 cas, conduit à une amélioration significative de la productivité. L'utilisation de mélange ternaire Ar – He – H₂ peut encore apporter un gain complémentaire sur la vitesse de soudage, l'hélium favorisant le mouillage du cordon.

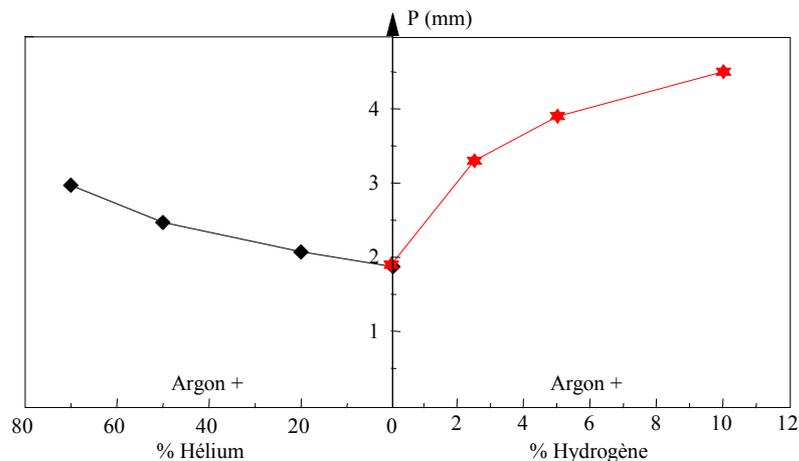


Figure 6.10. Influence du gaz de protection sur la pénétration en soudage TIG (Acier 316L ; $I = 200$ A ; Distance électrode - pièce = 2 mm ; Vitesse de soudage 20 cm/min

L'incompatibilité métallurgique peut résulter de la formation de porosités dans le cordon de soudure avec les alliages présentant une variation importante de la solubilité de l'hydrogène à la solidification comme les alliages d'aluminium par exemple. Elle peut aussi provenir du risque de fissuration à froid avec les aciers ferritiques lorsque ceux-ci sont suffisamment « trempants » pour développer une structure peu ductile dans la zone affectée thermiquement ou le métal fondu. Ce dernier risque doit cependant être estimé à sa juste mesure car la teneur en hydrogène diffusible rapportée au métal fondu, dépend bien entendu de la teneur en hydrogène du mélange gazeux utilisé, mais reste inférieure à 5 ml/100g pour

une teneur en hydrogène de 3% dans l'argon. En revanche on peut sans inconvénient, utiliser des mélanges contenant jusqu'à 5 % d'hydrogène pour souder les aciers inoxydables austénitiques ou les alliages de nickel.

Lorsqu'on utilise un fil d'apport en soudage TIG ou plasma, celui-ci est apporté en avant de l'arc juste au-dessus du bain liquide. Il est alors fondu à la périphérie de l'arc et les gouttes se déposent une à une dans le bain liquide sans être exposées aux très hautes températures régnant au centre de la colonne d'arc. De ce fait, il y a peu de différences analytiques entre le métal déposé et le fil d'apport, le seul écart notable concerne la perte en azote lors du soudage des aciers duplex et superduplex par exemple. L'utilisation d'un gaz de soudage contenant de l'azote permet d'en ajuster la teneur dans le métal déposé et d'améliorer ainsi la résistance à la corrosion du cordon de soudure (figure 6.11).

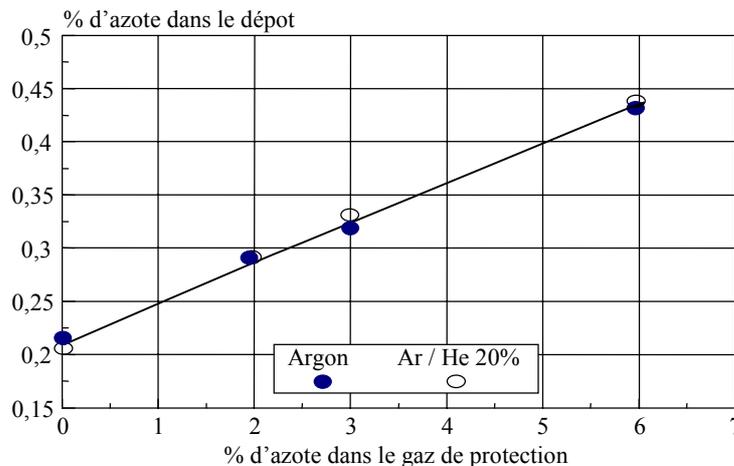


Figure 6.11. Teneur en azote du métal déposé en fonction de la teneur en azote du gaz de protection – Soudage TIG ; fil superduplex ; Azote du fil : 0,25%.

6.6.2. Procédés de soudage sous flux gazeux avec fil électrode fusible

Les mélanges gazeux utilisés en soudage avec fil fusible (MIG / MAG) ont une influence sur la stabilité d'arc, le mode de transfert de métal depuis le fil jusqu'au bain liquide et la morphologie des cordons. Ils conditionnent aussi les échanges chimiques dans l'arc et par la même, l'analyse du métal déposé avec un fil donné.

6.6.2.1. Aspects opératoires

La stabilité d'arc est tributaire de la plus ou moins grande facilité à extraire des électrons de la cathode afin d'entretenir l'arc or, en soudage MIG / MAG, ce sont les pièces à assembler qui sont en position de cathode. C'est la raison pour laquelle, chaque fois que c'est métallurgiquement acceptable, on utilise des mélanges gazeux oxydants de manière à former juste en avant de l'arc une fine couche d'oxydes qui favorise l'émission thermoélectronique [Jönsson, 1995].

Le transfert de métal peut prendre diverses formes selon les paramètres utilisés:

- aux faibles intensités de soudage c'est-à-dire pour les faibles vitesses de fil, le transfert du métal depuis le fil jusqu'au bain liquide se fait par « court-circuit » (régime short

arc). Les périodes d'arc sont entrecoupées de périodes pendant lesquelles la goutte qui s'est formée à l'extrémité du fil vient au contact du bain liquide. Durant cette phase, l'arc s'éteint et le courant augmente fortement ce qui provoque par l'intermédiaire des forces électromagnétiques, d'abord une striction du métal liquide à la partie supérieure de la goutte, puis son détachement. L'arc peut alors se rétablir et le processus recommencer,

- aux fortes intensités (grandes vitesses de fil), le transfert de métal a lieu par "pulvérisation axiale" (spray arc). L'extrémité du fil prend la forme d'un cône de la pointe duquel sont éjectées, dans l'axe du fil, de fines gouttelettes qui transfèrent ainsi vers le bain liquide. Plus forte est l'intensité, plus fines sont les gouttelettes et plus grande est leur vitesse,
- aux intensités intermédiaires, le transfert est dit "globulaire". Les gouttes qui se forment à l'extrémité du fil grossissent jusqu'à atteindre un diamètre notablement supérieur à celui du fil et se détachent de façon erratique avant que ne se produise le court-circuit. Ce régime, relativement instable, est à l'origine de nombreuses projections.

L'intensité de soudage est donc un facteur déterminant du mode de transfert. Néanmoins, pour une intensité compatible avec le transfert par court-circuit ou encore par pulvérisation axiale, on peut selon le réglage de la tension obtenir un transfert globulaire (tension trop forte aux faibles intensités ou trop faible aux fortes intensités).

D'une manière générale, les différents domaines de transfert peuvent être représentés dans un diagramme $U = f(I)$, comme sur la figure 6.12.

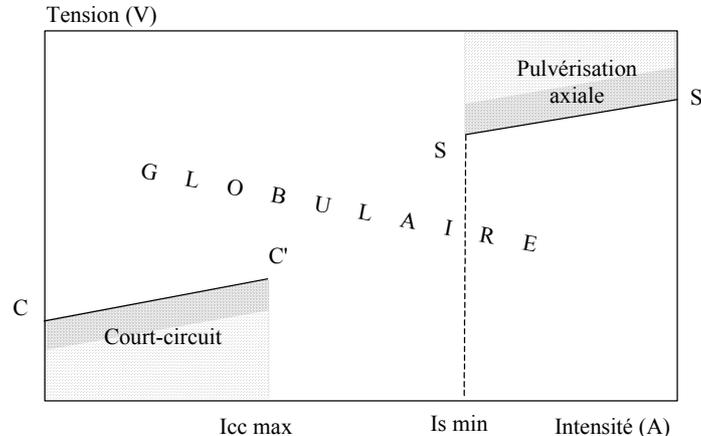


Figure 6.12. Modes de transfert de métal en fonction des paramètres en soudage MIG / MAG

Sur cette figure, les éléments remarquables sont les suivants:

- le courant $I_{cc \max}$ qui correspond à l'intensité maximale pour laquelle un transfert par court-circuit est possible,
- le segment de droite CC' qui délimite la valeur maximale de tension autorisant ce type de transfert; en pratique les soudeurs règlent la tension à une valeur légèrement inférieure à ce maximum (zone ombrée du diagramme),
- le courant $I_{s \min}$ qui correspond à l'intensité minimale pour laquelle le transfert peut se faire par pulvérisation axiale,

- le segment SS' qui indique la valeur minimale de tension pour laquelle on observe effectivement un transfert par pulvérisation axiale, les soudeurs travaillant généralement à une valeur un peu supérieure.

Les limites précises de ces domaines de transfert dans le diagramme $U = f(I)$ sont caractéristiques d'un couple fil / gaz donné. Elles évoluent avec la nature du gaz de protection: toute addition de CO_2 et/ou d'oxygène dans l'argon augmente la largeur du domaine globulaire en diminuant I_{cc} et en augmentant I_s (figure 6.13) si bien qu'il n'est plus possible d'obtenir un transfert de métal par pulvérisation axiale dès que la teneur en CO_2 dépasse 50 % dans l'argon.

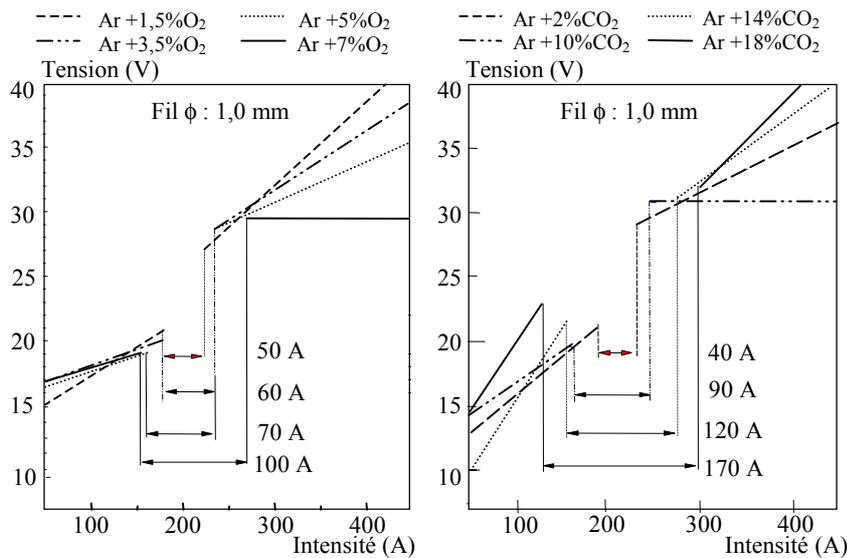


Figure 6.13. Influence de la teneur en O_2 et en CO_2 dans l'argon sur la largeur du domaine globulaire en soudage MAG (Fil ER 70S3 ; ϕ 1 mm ; distance tube contact / pièce 15 mm)

Elles évoluent aussi avec le diamètre du fil utilisé : une augmentation du diamètre du fil a pour effet d'augmenter l'intensité I_s , I_{cc} restant pratiquement inchangé (figure 6.14).

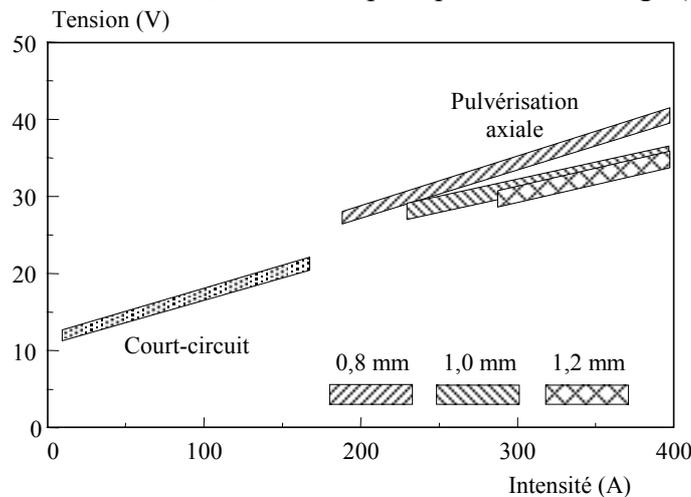


Figure 6.14. Influence du diamètre du fil sur les domaines de transfert en soudage MAG (fil ER 70S3 ; gaz : Ar + 3% CO_2 + 1% O_2 ; distance tube contact / pièce 15 mm)

En plus de ces 3 domaines de base, il existe aux très fortes intensités lorsque l'on soude avec une grande distance tube contact / pièce (> 25 mm), un régime où le transfert est rotatif (« Rotating jet transfer » ou « rotating spray ») [Lesnewich, 1958], [Uschio, 1993] : au delà d'une certaine valeur du courant de soudage, le cône qui se forme à l'extrémité du fil électrode devient suffisamment long et malléable pour se courber et entrer en rotation sous l'effet des forces électromagnétiques. La courbure est d'autant plus importante que l'intensité est élevée et peut même atteindre 90° si bien que les gouttes de métal liquide qui sont éjectées selon la direction de l'extrémité du cône donnent alors naissance à de nombreuses projections. C'est sans doute la raison pour laquelle ce type de transfert a longtemps été considéré comme indésirable néanmoins, tant que la courbure reste faible, il peut conduire à une amélioration du mouillage et de la compacité du cordon car celle-ci est fortement tributaire de la forme de la pénétration.

La forme de la pénétration est directement liée au mode de transfert de métal. En régime court-circuit ou globulaire, on observe une pénétration lenticulaire qui s'explique simplement à partir des lois de propagation de la chaleur depuis la surface. En revanche, lorsque le transfert s'effectue par pulvérisation axiale, la pénétration devient pointue car les gouttes qui sont propulsées à grande vitesse dans l'axe du fil provoquent une dépression du bain liquide à leur point d'impact et lui impriment un mouvement qui transfère la chaleur vers le fond du cordon. Dans cette partie du cordon en forme de « doigt de gant », la vitesse de solidification est beaucoup plus grande que dans le reste du cordon et lorsque celui-ci est très profond c'est à dire aux fortes intensités de soudage, on observe souvent des manques de compacité telles que soufflures et retassures (figure 6.15). Au contraire, le régime de transfert rotatif conduit généralement à des cordons sains malgré les très fortes intensités mises en œuvre car l'impact des gouttes dans le bain liquide change en permanence d'endroit si bien que l'on retrouve une pénétration de forme arrondie voire plate qui n'implique pas de grandes vitesses de solidification.

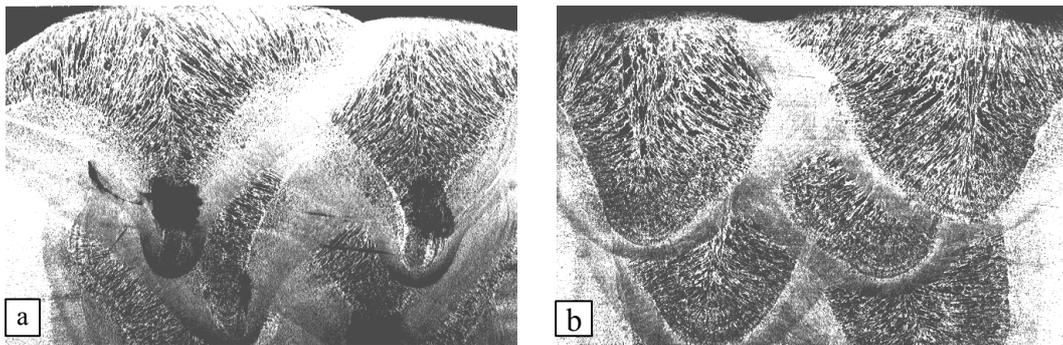


Figure 6.15. Morphologie et compacité des cordons à très forte intensité selon le régime de transfert de métal– a) transfert par pulvérisation axiale ; b) transfert rotatif.

Les divers domaines que nous venons de décrire correspondent à des évolutions naturelles des modes de transfert de métal en fonction de la densité de courant dans le fil électrode, de la longueur d'arc (tension) et de son atmosphère dès lors que l'on utilise pour souder un simple générateur de tension. Pour le soudeur, cela pose quelques problèmes car ces modes de transfert naturels sont intimement liés à l'énergie mise en œuvre qui, en pratique, ne peut pas être choisie indépendamment de la position de soudage et du type de joint à réaliser : on ne

peut pas utiliser une intensité correspondant au régime de pulvérisation axiale pour souder en verticale montante ou au plafond car le bain liquide serait trop volumineux et s'effondrerait. Cela conduit à souder dans le régime globulaire et à en accepter le transfert erratique et les nombreuses projections qui lui sont associées à moins de réduire considérablement la productivité en abaissant le courant pour souder dans le mode court-circuit. Pour pallier à ces inconvénients et dans une certaine mesure dissocier le mode de transfert de métal de l'intensité et de la tension de soudage, certains générateurs possèdent une électronique qui contrôle de façon rapide et précise le courant à chaque instant si bien que l'on peut régulariser et maîtriser complètement le transfert des gouttes pour des valeurs moyennes de l'intensité et de la tension de soudage qui naturellement conduiraient au régime globulaire : c'est le régime pulsé. Pour chaque valeur d'intensité moyenne donc de vitesse fil, ce régime est caractérisé par un courant et un temps de base, un courant et un temps de pic ainsi que des pentes de montée et descente. Le courant de pic doit être supérieur au courant minimum permettant le régime par pulvérisation axiale (I_s sur la figure 6.12), les autres paramètres étant programmés de manière à ce qu'une seule goutte de métal transfère du fil vers le bain liquide à chaque cycle. Cela conduit à un régime parfaitement stable, exempt de projection sous réserve bien entendu que la programmation des divers paramètres du pulsé soit bien adaptée au couple fil / gaz utilisé puisque chaque couple fil / gaz a des caractéristiques de transfert « naturel » qui lui sont propre.

Le plus souvent ces mêmes générateurs disposant d'une électronique de contrôle rapide, permettent aussi de conserver le mode de transfert par court-circuit pour des valeurs moyennes du courant supérieures à l'intensité I_{cc} de la figure 6.12. C'est particulièrement intéressant lorsque l'on veut souder à grande vitesse car cela permet de mettre en œuvre une énergie linéaire adaptée à la vitesse de déplacement tout en conservant un arc très court donc moins susceptible de décrochement que l'arc « naturel » ou pulsé correspondant à la même intensité moyenne.

6.6.2.2. *Aspects chimiques*

En soudage sous flux gazeux avec fil fusible, l'analyse du métal déposé n'est jamais identique à l'analyse du fil électrode car durant leur transfert dans l'arc, les gouttes de métal atteignent en surface la température d'ébullition. Ainsi, les éléments les plus volatiles sont vaporisés plus intensément que les autres ce qui explique qu'on les retrouve en plus grandes quantités dans les fumées de soudage mais aussi en plus faible teneur dans le métal déposé que dans le fil d'apport. C'est typiquement le cas du manganèse dans les aciers, du magnésium dans les alliages de la série 5000 ou encore du zinc dans les laitons.

En plus de cette « distillation fractionnée » indépendante de l'atmosphère de soudage, des réactions chimiques se produisent, surtout au niveau des gouttes, lorsque le gaz de protection a un certain pouvoir d'oxydation. Plus ce pouvoir d'oxydation est élevé, plus grands sont les écarts d'analyse entre le métal déposé et le fil (figure 6.16), les éléments les plus oxydables (Si, Mn, Al, Ti,...) se retrouvant sous forme de « crasses » à la surface des cordons. Dans le même temps, la teneur en oxygène du métal déposé et le taux inclusionnaire augmentent.

Conventionnellement, l'Institut International de la Soudure considère que le pouvoir d'oxydation d'un gaz de protection est égal à la somme de sa teneur en oxygène et de la moitié de sa teneur en CO_2 [Doc. IIS XII-543-77]. Les 2 graphiques de la figure 6.16 montrent

que cette approche est très grossière puisque les pertes en manganèse et silicium sont beaucoup plus importantes que ne le laisse supposer la relation IIS avec les mélanges argon / oxygène qu'avec les mélanges argon / CO₂. Par ailleurs, selon la teneur en carbone du fil et en CO₂ du gaz de protection, celui ci pourra en plus de son effet oxydant, avoir une action carburante ou au contraire décarburante. Ainsi, un mélange Argon + 18 % CO₂, sera carburant si la teneur en carbone du fil est inférieure à 0,07 % et décarburant au delà ; pour la même raison, il ne faut pas avoir plus de 1,5 de CO₂ dans le gaz de protection si l'on veut conserver la caractéristique bas carbone (<0,03%) d'une soudure d'aciers inoxydable austénitique (figure 6.17).

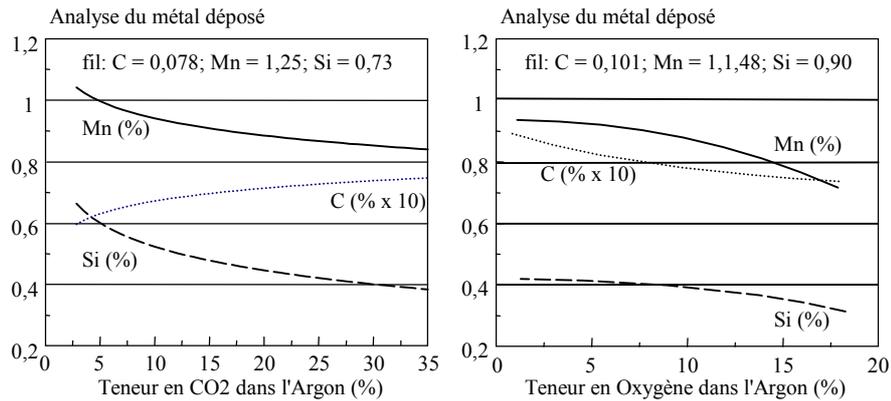


Figure 6.16. Transferts chimiques en fonction de la teneur en CO₂ et en oxygène du gaz de protection

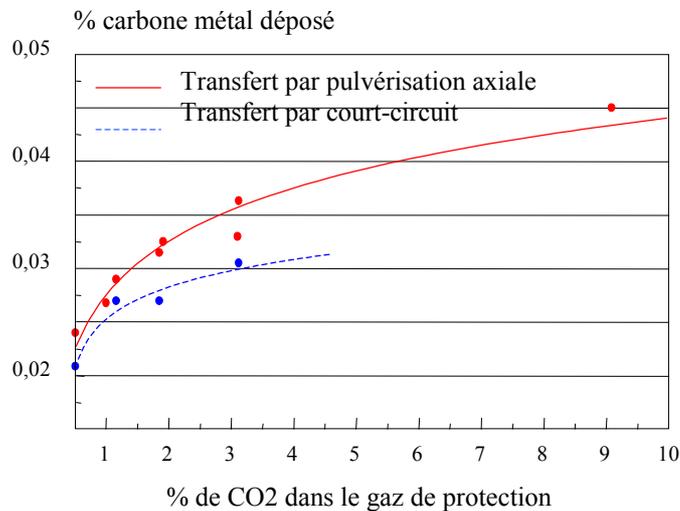


Figure 6.17. Influence de la teneur en CO₂ du gaz de protection sur la teneur en carbone du métal déposé selon le régime de transfert (fil type ER 308LSi avec C=0,018%).

Ainsi, il en est du soudage MIG / MAG comme du soudage sous flux solide : les caractéristiques chimiques des soudures ne sont pas liées au seul fil utilisé mais au couple fil / flux. Une différence cependant, alors que, selon le flux solide utilisé, le dépôt peut être plus ou moins riche en éléments d'alliage que le fil d'apport, il est très généralement moins riche en soudage sous flux gazeux sauf pour le carbone comme nous l'avons vu auparavant et

l'azote dont on peut transférer une certaine quantité dans le métal déposé lorsque le gaz de protection en contient (figure 6.18.).

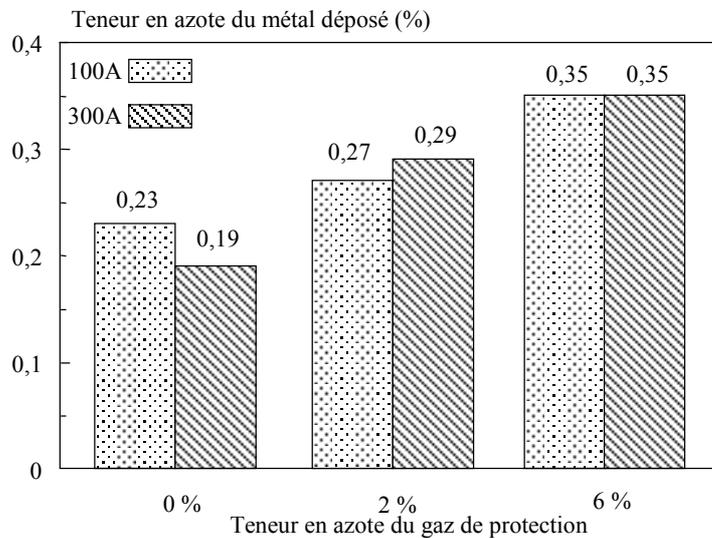


Figure 6.18. Influence de la teneur en azote du gaz de protection sur la teneur en azote du métal déposé – Soudage MIG ; Fil superduplex ($N = 0,24 \%$) ; 2 régimes de transfert.

6.4. Les fils fourrés

6.4.1. Les procédés de fabrication

Les fils fourrés aujourd'hui commercialisés sont principalement fabriqués selon l'un ou l'autre des 2 procédés présentés à la figure 6.19.

Pour fabriquer un fil selon la technologie Chemetron, on part d'un feuillard laminé à froid de petite dimension (de l'ordre de 13×1 mm) que l'on forme d'abord en « U ». On y introduit alors le mélange homogène des diverses matières premières constitutives de la formule puis on poursuit le formage pour aboutir à un « O » qui est ensuite tréfilé jusqu'au diamètre d'utilisation. Un recuit à basse température est finalement effectué de manière à détruire les savons de tréfilage encore présents sur le fil et à oxyder légèrement sa surface afin de lui conférer une résistance suffisante à la corrosion atmosphérique.

La technologie Oerlikon est plus complexe. Elle débute par la fabrication d'un tube d'environ 16 mm de diamètre à partir d'un feuillard laminé à chaud d'épaisseur légèrement supérieure à 2 mm soudé par Haute Fréquence puis laminé en ligne jusqu'à un diamètre de l'ordre de 13 mm. Un recuit d'adoucissement est alors effectué puis le tube est tréfilé jusqu'au diamètre de remplissage qui dépend de la formule à fabriquer. Le remplissage a alors lieu, la poudre montant par vibration dans des tronçons de tube d'environ 500 kg installés sur une table vibrante. Le tube rempli est ensuite tréfilé jusqu'à un diamètre intermédiaire auquel il doit recevoir un traitement thermique de recristallisation avant de poursuivre le tréfilage jusqu'au diamètre final et traverser le bain de cuivrage.

La technologie Oerlikon permet donc de produire des fils fourrés étanches et cuivrés qui ressemblent à des fils massifs et s'utilisent comme des fils massifs. Ces fils fourrés sont

totallement insensibles à la reprise en humidité et conduisent à des niveaux d'hydrogène diffusible typiques de l'ordre de 2 à 3 ml / 100g de métal déposé car durant le recuit de recristallisation, des réactions chimiques se produisent à l'intérieur du tube, libérant l'hydrogène qui s'échappe au travers de l'enveloppe tubulaire. Cependant, ce procédé implique une granulation préalable des poudres au moyen d'un silicate afin d'éviter des ségrégations lors de l'opération de remplissage par vibration. De plus, ces poudres granulées doivent pouvoir supporter sans évolution indésirable, les hautes températures liées au traitement de recristallisation du tube.

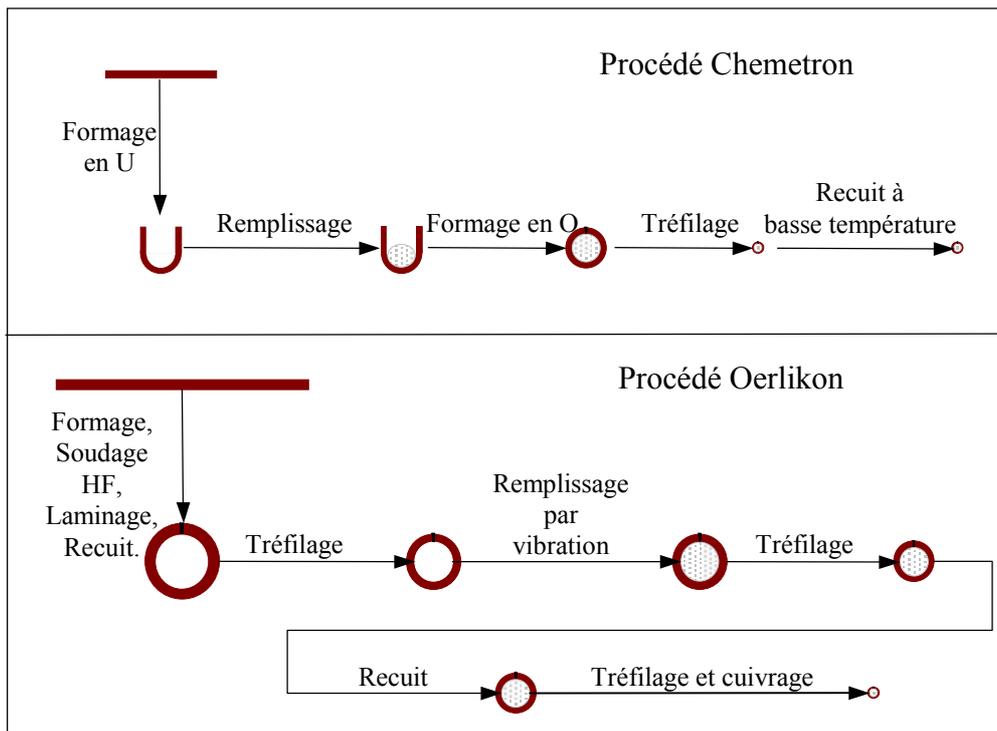


Figure 6.19. Procédés de fabrication des fils fourrés

De telles contraintes n'existent pas avec le procédé Chemetron : il n'est nullement nécessaire de granuler les poudres et pour ce faire, d'introduire un silicate dont les effets en soudage peuvent n'être pas souhaités, pas plus que de prendre en compte une éventuelle décomposition des constituants lors du traitement thermique qui dans ce cas est effectué à basse température. De plus, cette technologie permet de produire des fils avec un plus fort taux de remplissage (rapport du poids des poudres au poids du fil) et de ce fait d'obtenir un taux de dépôt plus grand pour une intensité de soudage donnée. En revanche, les fils Chemetron n'étant pas soudés ils sont plus ou moins sensibles à la reprise en humidité selon les formules et nécessitent plus de précautions lors du stockage et de l'utilisation.

6.4.2. Les types de fils fourrés

Les 2 technologies permettent de fabriquer tous les types de fils fourrés destinés à être utilisés avec une protection gazeuse, les fils fourrés sans gaz étant aujourd'hui uniquement produits au moyen de la technologie Chemetron.

Tableau 6.2. *Constituants principaux et caractéristiques des fils fourrés avec protection gazeuse*

Type de fils		Rutile	Basique	Métallique
Constituants principaux	Non Métalliques	TiO ₂ , Al ₂ O ₃ , SiO ₂ , Eléments ionisants	CaF ₂ , MgO, Carbonates, ... Eléments ionisants	< 1% Eléments ionisants
	Métalliques	Eléments d'alliage Désoxydants	Eléments d'alliage Désoxydants	Eléments d'alliage Désoxydants
Conséquences	Opératoires	Fusion douce, Arc stable, Grand domaine de transfert par pulvérisation axiale, Très bon mouillage, Soudage facile en position.	Arc crépitant, Transfert globulaire, Projections, Soudage difficile en position.	Arc stable, Transfert par pulvérisation axiale à forte intensité.
	Analytiques	O : 450 à 1000 ppm Ti : 300 à 800 ppm Nb : 100 à 300 ppm V : 50 à 250 ppm H ₂ Diff : 2 à 15 ml/100g MD	O : 300 à 500 ppm Ti, Nb, V : ajustables aux valeurs désirées, H ₂ Diff : < 5 ml/100g MD	O : 500 à 1000 ppm Ti, Nb, V : ajustables aux valeurs désirées H ₂ Diff : 2 à 8 ml/100g MD

Selon la nature des poudres de remplissage, on distingue 3 types de fils fourrés avec protection gazeuse : les fils fourrés rutiles, les fils fourrés basiques et les fils fourrés de poudres métalliques. Si l'on compare le tableau 6.2. dans lequel nous avons reporté les constituants principaux de ces divers types de fils fourrés ainsi que les conséquences opératoires et métallurgiques qui en découlent, au tableau 6.1. relatif aux électrodes enrobées, il apparaît de grandes similitudes entre fils fourrés et électrodes rutiles et basiques mais aussi quelques différences importantes du point de vue des constituants non métalliques et des conséquences opératoires et métallurgiques :

- dans les fils fabriqués en technologie Chemetron, on ajoute toujours des éléments ionisants afin de favoriser la stabilité d'arc ; ce n'est pas indispensable en technologie Oerlikon, ce rôle étant joué par le silicate utilisé pour la granulation des poudres de remplissage,
- contrairement aux électrodes enrobées, les fils fourrés avec protection gazeuse ne contiennent pas systématiquement des carbonates car dans ce cas c'est le gaz de soudage qui évite la contamination des gouttes et du bain liquide par l'azote et l'oxygène de l'air,
- les fils rutiles ne contiennent jamais d'éléments organiques tels que la cellulose ou les agents d'extrusion dans les électrodes si bien que pour les fils fourrés, les caractères rutile ou basique n'ont pas d'implication relative à l'hydrogène diffusible du métal déposé,
- on peut utiliser des désoxydants plus puissants ou en quantité plus importante dans les fils que dans les électrodes rutiles ce qui permet de disposer de formules qui associent de bonnes propriétés opératoires à des teneurs en oxygène du métal déposé de l'ordre de 450 ppm c'est à dire assez peu différent des produits basiques,
- la densité de courant beaucoup plus forte en soudage fil fourré qu'en électrode enrobée (120 à 300 A pour un fil de diamètre 1,2 mm contre 80 à 120 A pour une électrode de diamètre 3,2 mm) permet d'atteindre avec les fils rutiles et les fils fourrés de poudres

métalliques, le régime de transfert de métal par pulvérisation axiale. Ce régime conduit à un arc très stable et à une quasi absence de projection,

- la conjugaison du régime de transfert par pulvérisation axiale et des caractéristiques physiques de certains laitiers rutilés (point de fusion, viscosité et tension de surface) fait que ces fils permettent une productivité très supérieure à tous les autres fils, fourrés ou massifs, lors du soudage en position (+ 50% en position verticale montante par exemple) ; un tel écart n'existe pas entre électrodes rutilés et basiques.

Si on considère le potentiel métallurgique de ces divers types de fils, les fils basiques sont les meilleurs suivis des fils fourrés de poudres métalliques puis des fils rutilés ; en revanche on obtient rigoureusement le classement inverse sur la base de leurs qualités opératoires avec un très grand avantage pour les fils rutilés lorsqu'il s'agit du soudage en toutes positions. C'est la raison pour laquelle depuis une quinzaine d'années, les efforts de développement ont essentiellement porté sur l'amélioration des qualités métallurgiques des fils rutilés au travers d'un affinement de la microstructure du métal fondu par la mise en œuvre de l'effet « Titane / Bore ». Ces efforts ont été couronnés de succès si bien qu'aujourd'hui les fils basiques ne sont pratiquement utilisés que pour le soudage des aciers à très haute limite d'élasticité (≥ 690 MPa), le reste du marché se partageant entre les fils fourrés de poudres métalliques appréciés en soudage à plat car ils présentent un rendement supérieur aux autres fils (absence de laitier) et les fils rutilés dès lors que l'on doit souder en toutes positions.

6.4.3. L'effet Titane / Bore appliqué aux fils fourrés rutilés

Cet effet résulte de ce que la présence d'une très faible quantité de bore (typiquement 20 à 60 ppm) permet de retarder considérablement l'apparition de ferrite proeutectoïde aux joints des grains austénitiques lors du refroidissement du cordon de soudure. De ce fait, la transformation de l'austénite peut se produire essentiellement par germination intragranulaire de ferrite aciculaire sur les inclusions pourvu que celles ci possèdent les caractéristiques requises et présentent donc en surface des zones d'oxyde de titane. Lorsque l'ensemble de l'analyse chimique du métal fondu est bien équilibré en manganèse et éventuellement nickel de manière à ce que sa trempabilité soit optimale pour le cycle thermique subit par la soudure, le réseau de ferrite proeutectoïde se réduit à un fin liseré, le reste de l'austénite se transformant en ferrite aciculaire. S'il est de plus possible de recourir à une addition de molybdène, on obtient un effet synergique bore / molybdène qui permet de supprimer totalement le réseau de ferrite proeutectoïde et d'obtenir une structure uniquement composée de ferrite aciculaire qui présente alors des caractéristiques de ténacité remarquables.

Tableau 6.3 Caractéristiques de soudures effectuées avec un fil rutilé à effet Ti - B optimisé

C %	Mn %	Si %	S %	P %	Ni %	Nb %	V %	Ti %	B ppm	O ppm	N ppm
0,070	1,39	0,35	0,006	0,007	0,65	0,006	0,008	0,046	40	400	39
Etat			brut de soudage				Détensionné (580°C / 3h)				
Position de l'entaille			Zones brutes		Zones recuites		Zones brutes		Zones recuites		
Kv – 40°C (J) : moy. ; (min.)			145 (136)		139 (137)		118 (106)		115 (91)		
Kv – 60°C (J) : moy. ; (min.)			109 (85)		121 (118)		98 (88)		94 (82)		

6.5. Choix des produits de soudage

A partir des considérations précédentes, il est clair que le choix d'un couple fil / flux, qu'il soit solide ou gazeux, devra prendre en compte :

- les données des fournisseurs sur les caractéristiques chimiques et mécaniques du métal déposé hors dilution,
- la forme du joint, l'épaisseur et la nature chimique du métal de base.

Les catalogues des fournisseurs indiquent les caractéristiques chimiques et mécaniques de dépôts sensiblement hors dilution (moules) exécutés dans les conditions définies par les normes.

Ces normes (EN, AWS, ...) indiquent de manière plus ou moins précise les paramètres de soudage (U , I , V_s), les températures interpasses et éventuellement la température de préchauffage, la répartition des passes (généralement 2 passes par couche) ainsi que la position dans le moule des diverses éprouvettes nécessaires à la caractérisation.

Ce type d'information est tout à fait indispensable ne serait-ce que pour vérifier la conformité des produits mais, compte tenu de tout ce qui précède, il est clair que ces données ne sont pas nécessairement représentatives de ce que l'on obtiendra lors de l'exécution d'un joint réel pour lequel le cycle thermique de soudage et/ou le taux de dilution du métal de base peuvent être sans rapport avec les conditions normalisées.

C'est la raison pour laquelle les fournisseurs de produits de soudage émettent généralement des fiches techniques relatives à leurs produits lesquelles, en plus des caractéristiques obtenues dans les conditions normalisées donnent des résultats sur des joints réalisés dans diverses conditions (énergie de soudage, taux de dilution ...) avec divers aciers. Elles fournissent de plus des informations complémentaires spécifiques à chaque produit telles que :

- le domaine de paramètres utilisables,
- le taux de dépôt en fonction de l'intensité,
- les courbes de transfert chimique,
- le comportement vis à vis de la reprise en humidité,
- la répartition granulométrique (cas des flux arc submergé),
-

C'est à partir de ces fiches et en intégrant le raisonnement métallurgique que l'on pourra choisir les produits à utiliser pour atteindre les objectifs imposés par le cahier des charges de la construction.

Lorsque l'on soude de fortes épaisseurs, le taux de dilution est faible sauf dans la zone de racine mais celle-ci est fréquemment gougée avant d'effectuer la reprise envers. Dans ce cas, on peut se baser sur les données des catalogues pour choisir les produits adaptés aux propriétés mécaniques que l'on souhaite obtenir et sur les fiches techniques si les conditions de soudage envisagées sont très éloignées des conditions normalisées du point de vue des cycles thermiques de soudage. De plus, ce type de joint étant fréquemment soumis à un traitement de détensionnement après soudage, le choix des produits devra prendre en compte

cette éventualité car les caractéristiques du métal fondu peuvent être profondément modifiées au cours de ce traitement⁸.

Pour les soudures n'impliquant qu'un faible nombre de passes, les propriétés mécaniques indiquées dans les catalogues des fournisseurs ne sont d'aucune utilité puisque l'analyse du métal fondu peut être très éloignée de celle du métal déposé par les produits. Dans ce cas, le choix des produits de soudage ne peut résulter que d'un raisonnement métallurgique qui doit partir de l'évaluation du cycle thermique au moyen de l'abaque IRSID par exemple, du taux de dilution estimé et de l'analyse réelle du métal de base (et non pas de la norme qui est bien trop imprécise de ce point de vue). Sur la base du cycle thermique, on peut déduire l'analyse chimique du métal fondu à viser en fonction des propriétés à obtenir puis calculer l'analyse du métal à déposer et choisir ensuite le couple fil / flux qui permettra de s'en approcher.

6.6. Les produits de soudage et l'environnement du soudeur

Le soudage est à l'origine de nuisances (rayonnement UV, bruit, émission de fumées, projections, ...) qui imposent le recours à des équipements de protections individuels et collectifs afin de préserver la santé des opérateurs ou des membres du personnel travaillant à proximité. Il n'est cependant pas toujours aisé de garantir la parfaite efficacité de ces équipements quelle que soit la localisation de la soudure à réaliser si bien que toute diminution de ces nuisances à la source ne peut avoir qu'un impact positif sur les conditions de travail. Cet objectif est devenu une préoccupation majeure dans le développement des consommables et procédés de soudage et même s'il reste encore beaucoup à faire, il est aujourd'hui possible de réduire notablement certaines de ces nuisances.

6.6.1. Les électrodes enrobées

La quantité de fumées émises lors du soudage à l'électrode enrobée dépend de la nature de l'enrobage et de la puissance électrique mise en œuvre. C'est ce qu'illustre la figure 20 où sont reportés les résultats pour différents diamètres de 2 électrodes rutiles et 2 électrodes basiques de rendements différents. Ces résultats ont été obtenus en utilisant pour chaque électrode, l'intensité moyenne recommandée par le fabricant pour le diamètre considéré mais il faut savoir que l'émission de fumée peut varier du simple au double lorsque l'on fait varier

⁸ Un traitement de détensionnement a pour but d'atténuer les contraintes internes qui se sont développées du fait des chauffages multiples et non uniformes qu'implique le soudage. Son principe repose sur la diminution de la limite d'élasticité des matériaux lorsque l'on élève la température : dans une structure donnée, il ne peut y avoir de contraintes internes supérieures à la limite d'élasticité car si tel était le cas, elles engendreraient des déformations qui se poursuivraient jusqu'à ce que les contraintes aient été abaissées au niveau de la limite d'élasticité. Le traitement de détensionnement consiste donc en un chauffage jusqu'à la température pour laquelle la limite d'élasticité du matériau considéré est suffisamment faible (580 / 600 °C pour la plupart des aciers) de telle sorte que des déformations se produisent et relaxent les contraintes.

Cependant, en plus de ce phénomène de relaxation des contraintes, le traitement peut être à l'origine de réactions métallurgiques dont les effets peuvent être bénéfiques (revenu des structures hors d'équilibre, adoucissement des zones durcies, ...) mais aussi parfois très dommageables du point de vue des caractéristiques de résilience (précipitations durcissantes de carbures, nitrures ou carbonitrures ; fragilité de revenu se développant durant le refroidissement suivant le palier de détensionnement, ...). L'importance de ces phénomènes secondaires néfastes dépend très fortement de la nature des produits de soudage utilisés et il est donc impératif, lors du choix des produits pour réaliser une construction déterminée, de prendre en compte l'existence ou au contraire l'absence d'un tel traitement dans la gamme de fabrication.

l'intensité de soudage depuis le minimum jusqu'au maximum du domaine d'utilisation d'un diamètre particulier. Globalement, on peut considérer en première approche que les électrodes rutilés ont un taux d'émission de fumées compris entre 0,8 et 1% du taux de métal déposé tandis que pour les électrodes basiques ce rapport est compris entre 1,5 et 2%.

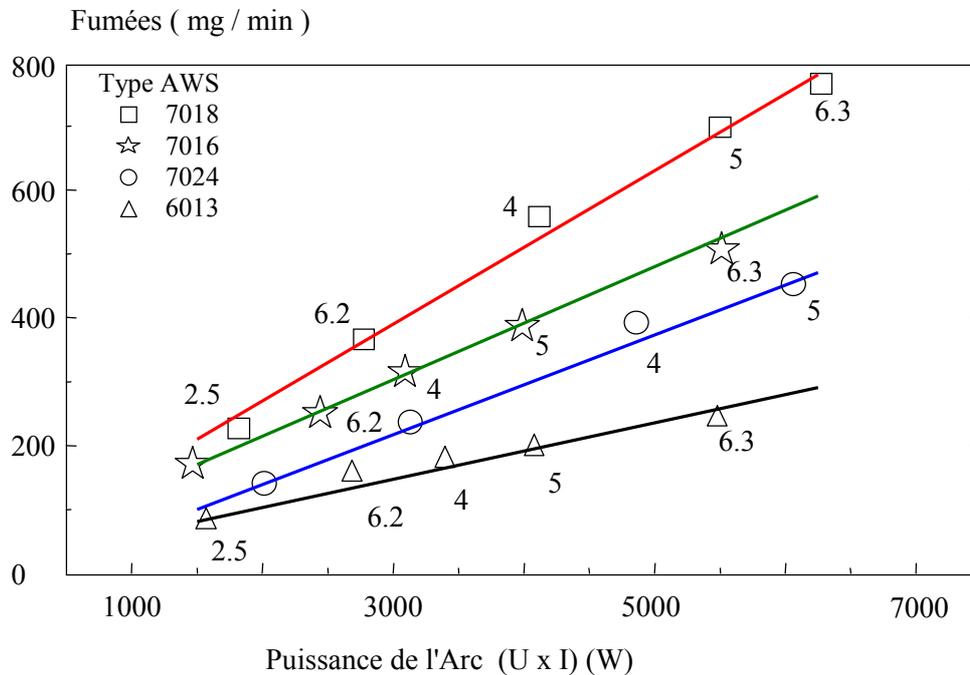


Figure 6.20. Taux d'émission de fumées de différents types et diamètres d'électrodes en fonction de la puissance de l'arc – Rutilés : 6013 et 7024 ; Basiques : 7016 et 7018

Dans le cas des électrodes cuites à basse température (électrodes rutilés), le taux d'émission de fumées augmente avec la teneur en hydrogène potentiel c'est-à-dire l'hydrogène provenant de l'eau résiduelle de cuisson mais aussi de l'ensemble des produits organiques de l'enrobage. En revanche, pour les électrodes cuites à haute température (basiques et inoxydables) le taux d'émission de fumées est une fonction croissante des teneurs en sodium et potassium de l'enrobage. Ainsi, en supprimant de l'enrobage toutes les matières contenant ces éléments et en les remplaçant par des composés de lithium, il est possible de diviser par 2 les quantités de fumées émises. Cette base de formulation appliquée aux électrodes inoxydables présente par ailleurs l'avantage de diminuer considérablement la toxicité des fumées. En effet, les fumées des électrodes inoxydables classiques contiennent environ 4% de chrome hexavalent lequel à un indice de toxicité 100 fois plus élevé que les « fumées standards » et 10 fois plus que le chrome à l'état trivalent (VME CrVI: 0,05 mg/m³; VME CrIII: 0,50 mg/m³; VME fumées Std: 5 mg/m³). Or il s'avère que le remplacement des composés de sodium et potassium par des composés de lithium permet d'abaisser la teneur en CrVI dans les fumées à moins de 1% si bien que les fumées de ces électrodes pour aciers inoxydables ne sont pas plus toxiques que celles des électrodes non alliées (figure 6.21).

Aujourd'hui, le surcoût engendré par ces évolutions de formulation est jugé prohibitif dans le cas des électrodes basiques classiques mais acceptable pour les aciers inoxydables du fait du prix beaucoup plus élevé des âmes de ces électrodes. Certains fabricants commencent à les proposer.

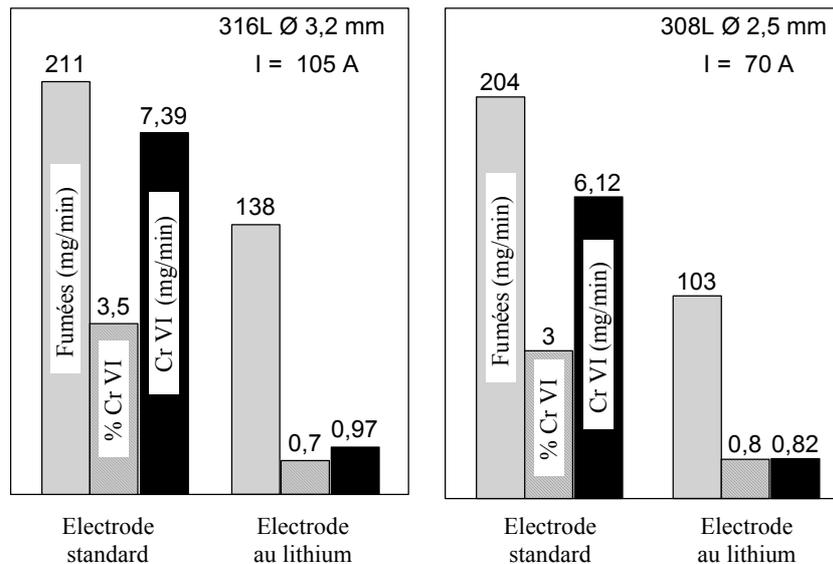


Figure 6.21. Comparaison des taux d'émission de fumées et de chrome hexavalent entre des électrodes inoxydables standards et des électrodes au lithium.

6.6.2. Les gaz pour soudage TIG

En soudage TIG, fumées et projections sont inexistantes mais se pose le problème de la formation d'ozone lors du soudage des aciers inoxydables et plus encore des alliages légers.

L'ozone résulte de l'action du rayonnement ultraviolet qui "casse" les molécules d'oxygène environnantes. Les singulets oxygène ainsi formés (O) vont pouvoir réagir avec d'autres molécules d'oxygène (O₂) et former des molécules d'ozone (O₃) dont la toxicité est reconnue. En fait, dans le rayonnement UV, ce sont les émissions dans la bande spectrale 130-180 nm qui sont particulièrement efficaces pour former ces singulets.

Le spectre du rayonnement émis par l'arc dépend de l'énergie mise en œuvre et des espèces chimiques présentes. C'est la raison pour laquelle la quantité d'ozone formée augmente avec la puissance de l'arc ($U \times I$) et, qu'à puissance et gaz de protection identiques, il se forme davantage d'ozone lorsque l'on soude des alliages légers que des aciers inoxydables.

Si l'on cherche à réduire la quantité d'ozone qui va diffuser dans l'atmosphère environnante du soudeur on dispose alors de plusieurs moyens:

- minimiser le rayonnement dans la bande spectrale 130-180 nm. Cela peut être obtenu en substituant autant que possible de l'hélium à l'argon dans le gaz de protection,
- minimiser l'énergie à mettre en œuvre pour la réalisation d'un joint donné. Cela peut être obtenu en jouant sur le procédé: TIG double flux ou plasma conduisent à une plus forte pénétration que le procédé TIG à énergie identique et permettent donc de réduire l'énergie de soudage pour réaliser un joint donné. Cela peut aussi être obtenu en utilisant un gaz de protection contenant de l'hélium et/ou de l'hydrogène lesquels, en modifiant la morphologie de l'arc et en augmentant la tension à longueur d'arc identique, améliorent très significativement le rendement du procédé TIG,

- introduire dans le gaz de protection des molécules gazeuses qui sont très réactives vis à vis de l'ozone et provoqueront sa destruction (hydrogène ou oxyde nitrique NO)

Les figures 6.22 et 6.23 illustrent les gains que l'on peut attendre de ces diverses actions. Elles montrent que chaque fois que cela est possible on aura intérêt à utiliser des mélanges ternaires Argon / Hélium / Hydrogène qui permettent de combiner les différents effets. Toutefois, le mélange doit être conçu en tenant compte d'une part, des aspects opératoires (une trop forte teneur en hélium et/ou en hydrogène peut poser des problèmes pour le soudage en position) et d'autre part, des impératifs métallurgiques qui conduisent par exemple à rejeter l'usage de l'hydrogène lors du soudage des alliages légers pour préserver la compacité des soudures. Notons enfin que certains générateurs de soudage ne permettent pas d'obtenir une bonne stabilité d'arc avec les très fortes teneurs en hélium. C'est ce qui explique la remontée de la teneur en ozone avec le mélange Argon + 70 % d'hélium à la figure 6.26.

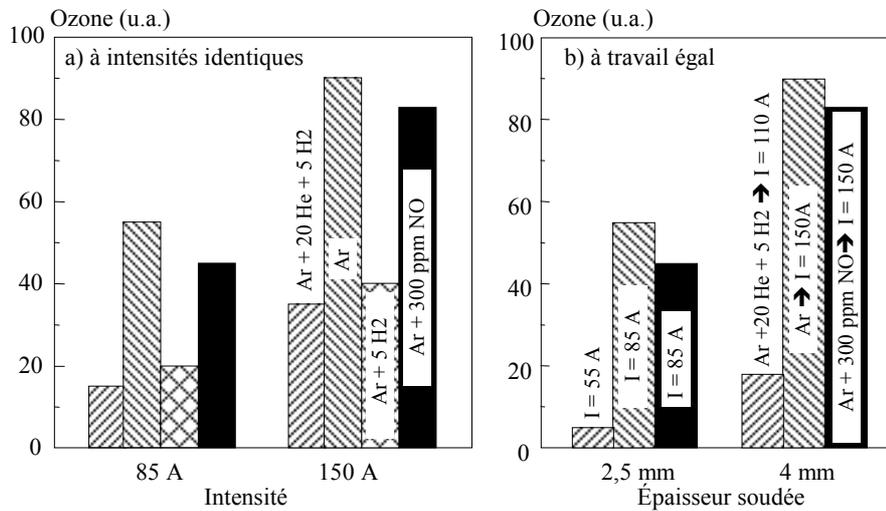


Figure 6.22 Influence de la nature du gaz de protection sur la quantité d'ozone formée en soudage TIG des aciers inoxydables austénitiques

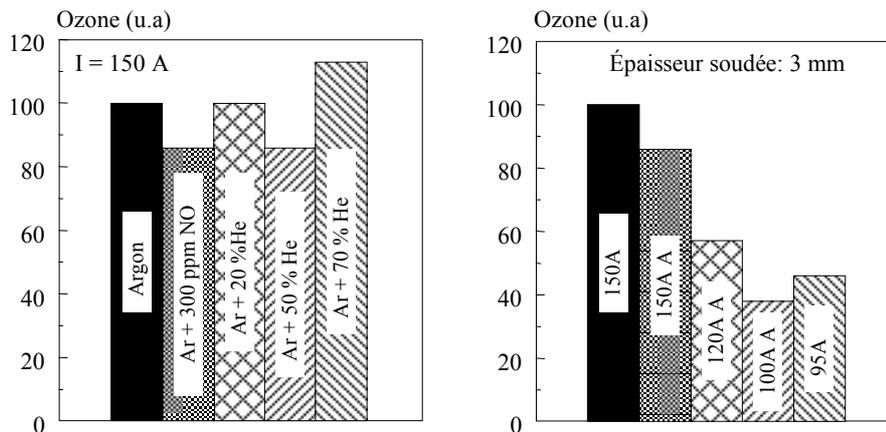


Figure 6.23 Influence de la nature du gaz de protection sur la quantité d'ozone formée en soudage TIG alternatif des alliages légers (Alliage 5086)

6.6.3. Les gaz pour soudage avec fil fusible

En dehors du rayonnement UV, l'émission de fumées est la principale nuisance associée au soudage MIG / MAG. En première approximation, celle-ci est une fonction croissante du pouvoir d'oxydation du gaz de protection (fig.6.24) mais les fumées et les projections sont aussi étroitement liées au mode de transfert de métal.

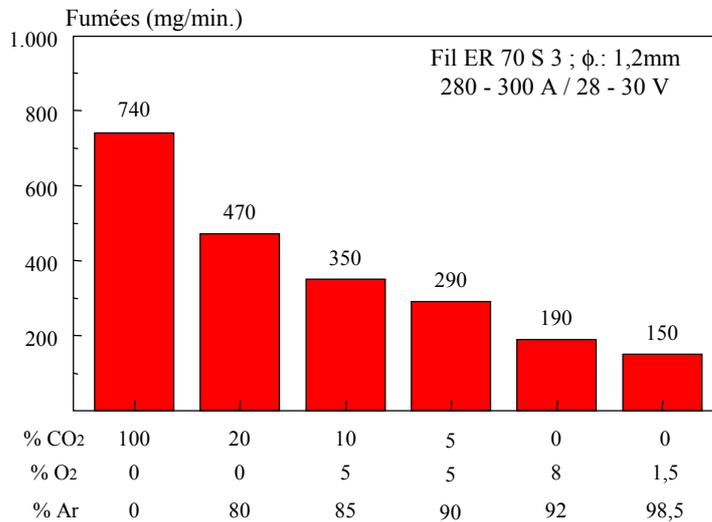


Figure 6.24. Influence du gaz de protection sur le taux d'émission de fumées en soudage MAG

Lorsque l'on soude avec une intensité qui autorise le transfert par pulvérisation axiale pour le couple fil/gaz utilisé, les taux d'émission de fumées et de projections diminuent lorsque l'on augmente la tension jusqu'à ce que l'on obtienne véritablement un transfert stable par pulvérisation axiale. Au delà de cette valeur, une augmentation de tension ne se traduit plus par une modification du transfert de métal mais provoque simplement un allongement de l'arc ce qui a pour effet d'augmenter la volatilisation des éléments métalliques et par conséquent le taux d'émission de fumées (figure 6.25).

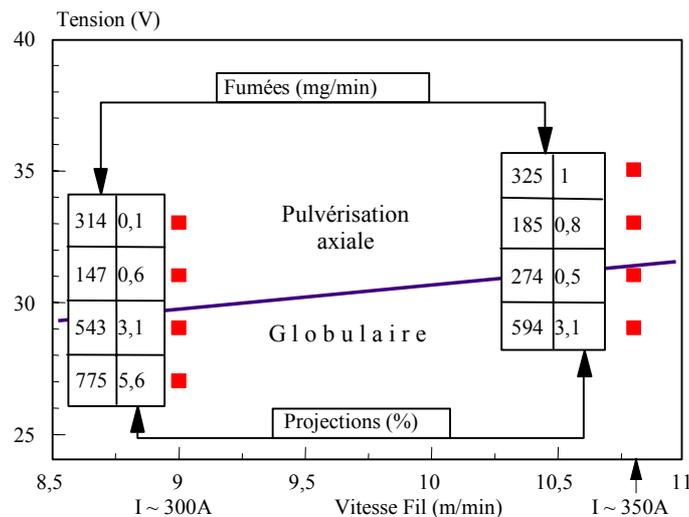


Figure 6.25. Relations entre taux d'émission de fumées, projections et courbe de transfert – Fil : ER70S6 1,2mm ; Gaz Ar + 3% CO₂ + 1 % O₂ ; Distance Tube contact / Pièce : 20mm.

Ce processus est tout à fait général comme le montre la figure 6.26 où sont comparés les taux d'émission de fumées relatifs à 3 mélanges gazeux dans différentes conditions de soudage. Sur cette même figure, il apparaît par ailleurs que les minima d'émission sont d'autant plus faibles que le pouvoir d'oxydation du gaz de protection est faible. On voit aussi que des comparaisons ponctuelles à paramètres électriques constants peuvent conduire à des inversions du classement des gaz de protection car des paramètres identiques ne correspondent pas à des positions similaires du point de fonctionnement par rapport aux courbes de transfert caractéristiques de chacun des gaz.

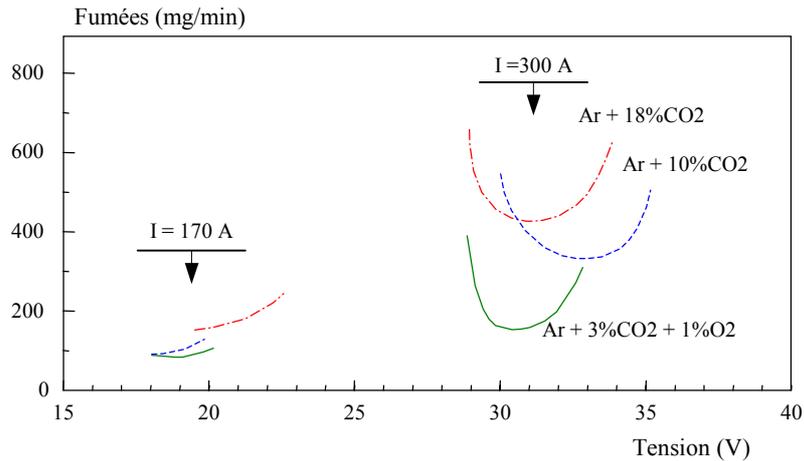


Figure 6.26. Comparaison du taux d'émission de fumées de 3 mélanges gazeux en fonction de la tension pour 2 intensités de soudage – Fil : ER70S6 ϕ 1,2mm..

En pratique, si l'on veut réduire le taux d'émission de fumées on aura donc toujours intérêt à employer le gaz de protection le moins oxydant compatible avec les exigences opératoires. De ce point de vue un mélange Ar + 3%CO₂ + 1%O₂ nous semble un excellent compromis pour le soudage des aciers ferritiques, d'autant plus que ce mélange est parfaitement adapté au soudage pulsé qui permet de régulariser le transfert de métal mais aussi de réduire considérablement les projections et le taux d'émission de fumées lorsque l'on est obligé d'utiliser des paramètres qui correspondent en courant lisse à un transfert globulaire (figure 6.27).

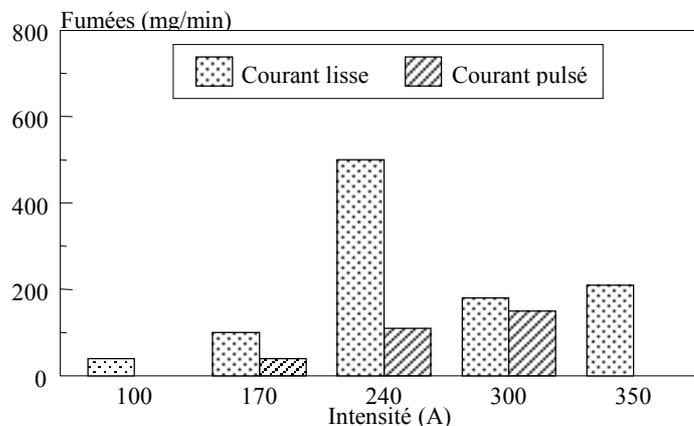


Figure 6.27. Comparaison du taux d'émission de fumées entre courant lisse et courant pulsé – Fil : ER70S3 ϕ 1,2mm; Gaz: Ar + 3% CO₂ + 1% O₂.

6.6.4. Les fils fourrés

L'utilisation des fils fourrés tend à s'amplifier en particulier au détriment des électrodes enrobées. Or, bien que ces produits n'engendrent pas une émission de fumées significativement plus importante que les électrodes lorsque l'on rapporte les résultats à la quantité de métal déposé, leur plus grande productivité conduit à un taux d'émission par unité de temps qui constitue parfois un frein à leur utilisation.

Les qualités opératoires d'un fil fourré sont liées pour une part au gaz de protection utilisé mais aussi à la nature des « ingrédients » constituant le fourrage. Par rapport aux fils pleins, il existe donc un degré de liberté supplémentaire qui permet d'envisager le développement de couples fils fourrés / Gaz dont l'utilisation n'engendrerait pas la formation de CO. La quantité de CO formée étant en relation directe avec la teneur en CO₂ du gaz de protection (figure 6.28), il faut pour atteindre cet objectif, adapter la formulation des fils afin qu'ils présentent les qualités opératoires requises avec un gaz ne contenant pas du tout de CO₂. Par ailleurs, pour minimiser le taux d'émission de fumées, le gaz doit être le moins oxydant possible.

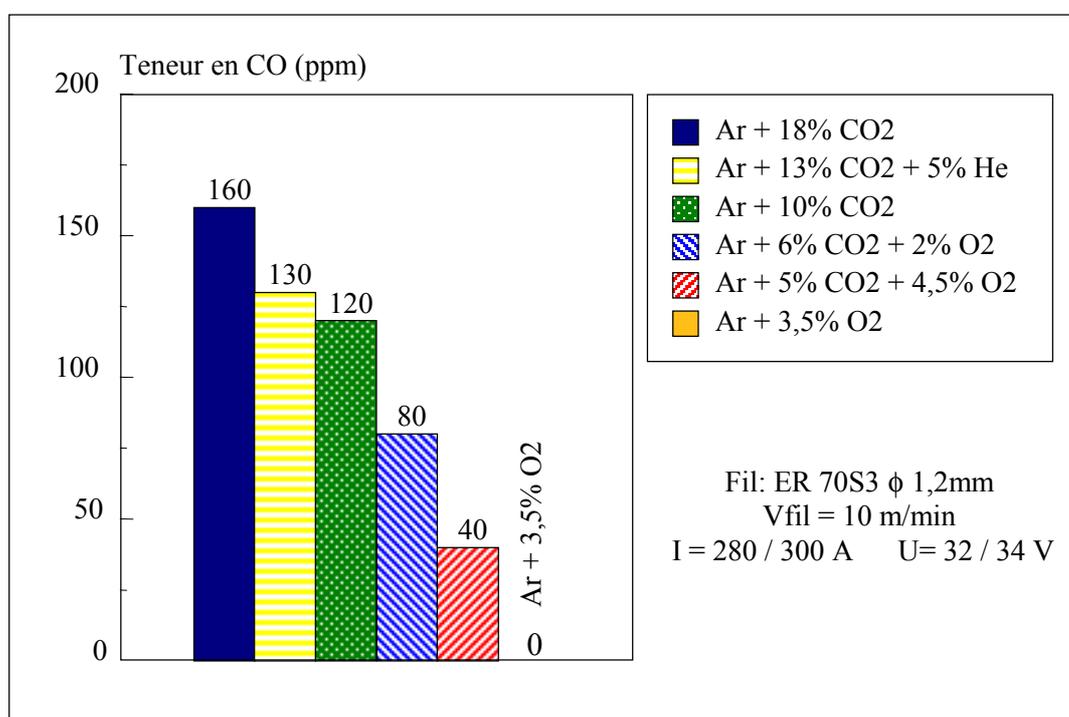


Figure 6.28. Influence de la quantité de CO₂ dans le gaz de protection sur l'émission de CO

Aujourd'hui, des fils fourrés de poudres métalliques mais aussi de type rutile conçus pour fonctionner avec un mélange Ar + 3,5% O₂ existent. En plus d'éviter toute émission de CO, ils permettent une réduction des fumées de l'ordre de 50% par rapport aux fils standards utilisés avec un mélange Ar + 18% CO₂ (figure 6.29).

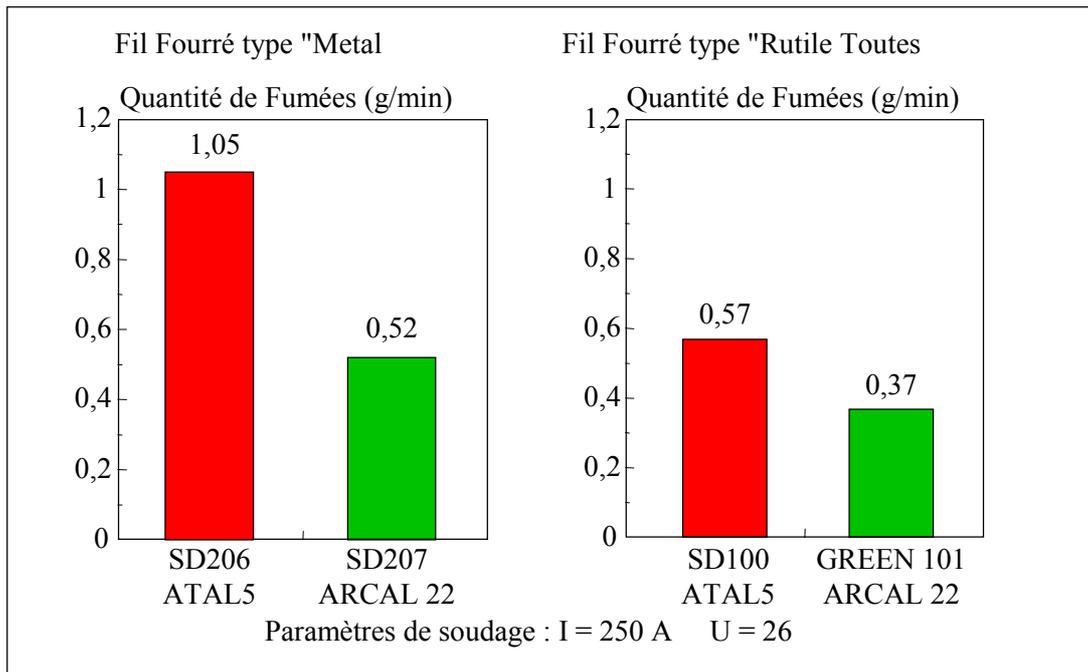


Figure 6.29. Comparaison du taux d'émission de fumées de fils fourrés standard et de fils fourrés de la gamme « Green » de la SAF

Bibliographie

- [Abson, 1978] Abson , Dolby R.E., Hart P.H.M., « The role of non metallic inclusions in ferrite nucleations in carbon steel weld metal », Proceedings of Trends in steels and consumables for welding, The Welding Institute, London, 14-16 nov 1978, paper N° 25.
- [Antunes, 1981] Antunes M., Bonnet C., « Application d'un essai de trempabilité à la recherche des facteurs ayant une influence sur la formation de la ferrite aciculaire », Journées d'information Métallurgie de la zone fondue, Société Française de Métallurgie / Société des Ingénieurs Soudeurs – Section sud-est, 14-15 mai 1981, Conférence N°9; Publication de la Soudure Autogène
- [Bailey, 1978] Bailey N., Jones S.B., « The solidification cracking of ferritic steel during submerged arc welding », Welding Journal, Aug. 1978 ; p 217s-231s
- [Bailey, 1994] Bailey N., Weldability of Ferritic Steels, Abington publishing, 1994.
- [Blais, 1999] Blais C., L'Espérance G., Evans G.M., « Characterisation of inclusions found in C–Mn steel welds containing titanium », Science and Technology of Welding and Joining, 1999, Vol. 4, No. 3, p. 143-150.
- [Bonnet, 1980] Bonnet C., « Relation Structure - Résilience dans les soudures d'aciers doux et faiblement alliés brutes de solidification », Soudage et Techniques connexes, Juillet - Août 1980, p 6.
- [Bonnet, 1986] Bonnet C., Gaspard-Angeli A., « Influence de la teneur en azote sur la résilience des soudures d'aciers C-Mn », Soudage et Techniques connexes, Mai-Juin 1986, p 6.
- [Bourdine,1983] Bourdin E., Fauchais P., Boulos M., « Transient Heat Conduction under Plasma Conduction », Int. J. Heat Mass Transfer, Vol. 26, N° 4, 1983, p. 567-582.
- [Burkhardt, 1988] Burkhardt J., Lau T., North T.H., L'Espérance C., « Effect of Aluminium on the Ti-O-B-N Balance in Submerged Arc Welding », Welding Journal, Aug. 1988, p. 25-30
- [Charpentier, 1983] Charpentier J.P., Bonnet C., « Effect of deoxidation residues in wire and of some particular oxides in CS fused fluxes on the microstructure of submerged-arc weld metal » ; Proceedings, The Effects of Residual, Impurity and Micro-alloying Elements on Weldability and Weld Properties, The Welding Institute, London, 15-17 Nov. 1983, Paper N° 8.
- [Cieslak 1993] Cieslak M.J., « Cracking Phenomena Associated With Welding », ASM Handbook, Vol. 6, 1993, p. 88-96.
- [Cochrane, 1978] Cochrane R.C., Kirkwood P.R., « The effect of oxygen on weld metal microstructure », Proceedings, Trends in steels and consumables for welding, The Welding Institute, London, 14-16 nov 1978 ; p. 106.
- [Debiez, 1992] Debiez S., Gaillard L., Maltrud F., « Etude de la soudabilité d'un acier de nuance E690 T+R de Sollac avec des produits d'apport à bas et très bas hydrogène », Rapport Institut de Soudure N° 28406, 1992
- [Devillers, 1983] Devillers L., Kaplan D., Marandet B., Ribes A., Riboud P.V., « The effect of low level of some elements on the toughness of submerged-arc welded CMn steel welds », Proceedings, The Effects of Residual, Impurity and Micro-Alloying Elements on Weldability and Weld Properties, The Welding Institute, London, 15-17 November 1983, Paper 1.
- [Dhooge, 1992] Dhooge A., Vinckier A., « La fissuration au réchauffage – revue des études récentes (1984 – 1990) », Le Soudage dans le Monde, Vol. 30, N° ¾, p. 45-71, 1992.

- [Dhooge, 1998] Dhooge A., « Survey on reheat cracking in austenitic stainless steels and Ni base alloys », *Welding in the World*, 1998, 41, p. 206-219.
- [Dickehut, 1988] Dickehut G., Ruge J., « Method for predicting the content of diffusible hydrogen in the weld metal under the influence of atmospheric moisture », *Schweissen un Schneiden* 40, N) 5, May 1988, p.238-241.
- [Eagar, 1978] Eagar T.W., « Sources of Weld Metal Oxygen Contamination During Submerged Arc Welding », *Welding Joutnal*, March 1978, p. 76s-80s.
- [Evans, 1997] Evans G.M., Bailey N., *Metallurgy of Basic Weld Metal*, Abington Publishing, 1997.
- [Garland, 1974] Garland J.G., Kirkwood P.R., « Towards Improved Submerged Arc Weld Metal Toughness », *Metal Construction*, May 1975, p.275-283, June 1975, p. 320-330.
- [Gaspard-Angéli, 1986] Gaspard-Angéli A., Bonnet C., « How to optimise the properties of the longitudinal welds of pipes using a fused flux », *Proceedings 3rd Intern. Conf., Welding and Performance of Pipelines*, London 18-21 Nov. 1986, Paper 42.
- [Hemsworth, 1969] Hemsworth B., Bonizewski T., Eaton N.F., « Classification and definition of high temperature welding cracks in alloys », *Metal Construction and British Welding Journal*, Feb. 1969, p. 5-16.
- [IRSID, 1974], *Courbes de transformation des aciers de fabrication française*, Edité par le CPS, 1974.
- [IRSID, 1977], *Courbes Dureté / Paramètre de refroidissement en conditions de soudage*, Recueil établi à l'IRSID, 1977.
- [Jönsson, 1995] Jönsson P.G., Murphy A.B., Szekely J., « The Influence of Oxygen Additions on Argon-Shielded Gas Metal Arc Welding Processes », *Welding Journal*, February 1995, p. 48s-58s.
- [Kennedy, 1968] Kennedy J.R., Cristoffel R.J., Marlin D.H., « *Introductory Welding Metallurgy* », Published by American Welding Society, 1968.
- [Kotecki, 1992] Kotecki D.J. et Sievert T.A., « WRC-1992 Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metals : A Modification of the WRC-1988 Diagram », *Welding Journal*, May 1992, p. 171s-178s.
- [Kotecki, 1993] Kotecki D.J., « *Welding of Stainless Steel* », *ASM Handbook*, Vol. 6, 1993, p. 677-707.
- [Kou, 1987] Kou S., *Welding Metallurgy*, John Wiley & Sons Inc., 1987
- [Lancaster, 1999] Lancaster J.F., *Metallurgy of Welding*, Sixth Edition, Abington publishing, 1999.
- [Leduey, 1992] Leduey B., Bonnet C., Damagnez P., « Principes d'évolution des électrodes enrobées pour réduire l'hydrogène diffusible », *Soudage et techniques connexes*, Juillet-Aout 1992, p.15-19.
- [Lesnewich, 1958] Lesnewich A., « Effect of shielding gas composition on metal transfer phenomena in high current GMA Welding. Part II – Control of metal transfer », *Welding Journal*, Sept. 1958, p. 418s-425s.
- [Limu, 1996] Limu H., Hannerz N.E., « Influence of vanadium and niobium on weld solid state cracking », *Int. J. for the joining of materials*, 8 (4) 1996, p. 134-144.
- [Mota, 1982], Mota J.M.F., Apps R.L., « Chevron cracking – a new form of hydrogen cracking in steel weld metals », *Welding Journal*, July 1982, p 222s.
- [Pilarczyk, 1986] Pilarczyk J., Debski E., « Reheat cracking in low alloy steel weldments and welded structures », *Proceedings, 3rd International conference Joining of Metals (JOM-3)*, Helsinky, Denmark, Dec. 1986.
- [Schaeffler, 1949] Schaeffler A.L., « Constitution diagram for stainless steel weld metal » *Metal Progress*, 56, 1949, S 680
- [St Laurent, 1993] St Laurent S., *Etude de l'influence du Bore, de Titane et de l'Azote sur les propriétés de la zone fondue de dépôts soudés d'aciers microalliés*, Thèse PhD, Université de Montréal, Ecole Polytechnique, Juillet 1996.
- [Suutala, 1983] Suutala N., « Effect of solidification conditions on the solidification mode in austenitic stainless steels » *Metall. Trans.* 14A, 1983, p. 191-197.
- [Tamaki, 1995] Tamaki K., Suzuki J., Imai I., Horii Y., Kumagai T., « Effects of impurities and alloying elements on reheat cracking sensitivity of 720 N/mm² class high-strength steel », *Welding International*, 1995, 9, (12), p.960-966.
- [Taylor, 1975] Taylor L.G., Farrar R.A., « Metallurgical Aspects of the Mechanical Properties of Submerged-Arc Weld Metal », *Welding and Metal Fabrication*, May 1975, p. 305-310.

[Tuliani, 1969] Tuliani S., Boniszewski T., Eaton N.F., « Notch Toughness of Commercial Submerged-Arc Weld Metal », *Welding and Metal Fabrication*, August 1969, p.327-339.

[Ushio, 1993] Ushio M., Ikeuchi K., Tanaka M., Seto T., « Effect of shielding gas composition on metal transfer phenomena in high current GMA Welding », *Trans JWRI*, Vol 22, 1993, N°1, p. 7.

[Vuik, 1994] Vuik J., van Wortel J.C., van Sevenhoven C., « Application of very low yield strength consumables in the root pass of weldments to avoid preheating », *Welding in the World*, Vol. 33, N° 5, 1994, p. 362-369.

Index

A

abaque IRSID, 7, 34, 82
aciers inoxydables austénitiques, 42
aciers inoxydables, 20, 28, 33, 34, 38, 39, 40, 41, 42, 43, 44, 45, 46, 48, 49, 52, 54, 71, 83, 84, 85
aciers inoxydables duplex, 43
aciers inoxydables ferritiques, 41
aciers inoxydables martensitiques, 40
aciers inoxydables semi-ferritiques, 42
aciers martensitiques, 42
aciers stabilisés, 48
aluminium, 15, 20, 38
Arc Submergé, 14, 16
argon, 69, 70, 71, 73, 76, 84
assemblage hétérogène, 54
austénite, 10, 15, 17, 18, 20, 22, 27, 28
azote, 10, 21, 22, 36, 37, 65, 69, 71, 77, 79, 90

B

basique, 60, 61, 62, 66, 79
bore, 15, 22, 23, 27, 30
brute de solidification, 14, 18, 21, 22

C

carbonates, 65, 67, 79
carbone, 6, 14, 27, 33, 38
carbonitrures, 21, 22, 82
carbures, 82
carbures de chrome, 47, 48
chrome hexavalent, 83, 84
CO₂, 69, 73, 75, 76, 86, 87, 88
contraintes résiduelles, 34, 35
corrosion intergranulaire, 48
court-circuit, 60, 71, 72, 74, 75
cycle thermique, 6, 7, 12, 13, 14, 17, 19, 22, 30, 44, 52, 80, 81, 82
cycles thermiques, 6, 9, 11, 30, 35, 40, 45, 49, 61, 81

D

des zones recuites, 14
désoxydants, 60, 65, 79
détensionnement, 22, 81, 82
diagramme de Schaeffler, 46, 56
diagramme de Shaeffler, 50, 53, 54, 55, 56, 57
diagramme WRC 92, 28, 46, 50
dilution, 9, 22, 28, 29
dureté, 6, 11, 12, 13, 17, 18, 21, 32, 34, 43, 45, 46, 47

E

électrodes basiques, 59, 60, 61, 63, 82, 83
électrodes enrobées, 10, 16, 22, 59, 63, 66, 79, 82, 88, 91
électrodes rutilés, 59, 60, 61, 79, 80, 82, 83
éléments alphagènes, 28, 46, 49, 53
éléments d'alliage, 18
éléments gammagènes, 28, 40, 50, 53
énergie de soudage, 7, 8, 13, 17, 41, 44, 45, 50, 52, 81, 84
enrobage d'électrode, 59, 61

F

ferrite, 5, 6, 17, 18, 19, 20, 21, 22, 27, 28, 29, 90
ferrite aciculaire, 17, 18, 19, 20, 21, 22, 80, 90
ferrite proeutectoïde, 18, 22, 80
fils fourrés, 22, 77, 78, 79, 80, 88
fissuration, 16, 25, 26, 27, 28, 30, 31, 32, 33, 34, 35, 61, 63, 70, 90
fissuration à chaud, 46, 47, 53, 55
fissuration à froid, 13, 32, 33, 44, 53
fissures, 25, 26, 27, 29, 30, 31
fissures à chaud, 25
fissures à froid, 25
fissures au réchauffage, 25
Flux fondus, 64, 65
flux granulés, 64, 65, 66, 67, 68
fragilité de revenu, 82
fumées, 75, 82, 83, 84, 86, 87, 88

G

gaz de protection, 69, 70, 71, 73, 75, 76, 77, 84, 85, 86, 87, 88
globulaire, 72, 73, 74, 75, 79, 87
grossissement des grains, 42, 49, 52

H

hélium, 69, 70, 84, 85
hors dilution, 81
humidité, 61, 62, 63, 65, 66, 67, 78, 81
hydrogène, 31, 32, 33, 34, 37, 38, 59, 61, 62, 63, 64, 65, 66, 67, 68, 69, 70, 78, 79, 83, 84, 85, 90, 91
hypertrempe, 48

I

impuretés, 26, 28, 35
inclusions, 10, 17, 18, 19, 22, 80, 90
indice de basicité, 66

L

laitier, 59, 60, 65, 80
liant, 64, 65
liants, 59, 65, 67
lithium, 59, 64, 67, 83, 84

M

magnésium, 75
manganèse, 10, 22, 68, 75, 76, 80
métal d'apport, 10, 38
métal déposé, 9, 10, 11, 17, 22, 28, 29, 32, 33, 59, 60, 61, 63, 64, 65, 66, 67, 68, 71, 75, 76, 77, 78, 79, 81, 82, 83, 88
métal fondu, 9, 10, 14, 16, 17, 18, 19, 20, 22, 26, 27, 28, 29, 30, 31, 33, 34, 35, 38, 44, 45, 46, 50, 52, 53, 54, 55, 56, 63, 67, 70, 80, 82
microstructure, 15, 16, 18, 30, 31, 90
Microstructure, 14
MIG / MAG, 71, 72, 76, 86
mode de solidification, 28, 46, 53
mode opératoire, 9
molybdène, 5, 22, 27, 80

N

nickel, 71, 80
niobium, 15, 21, 22, 61, 91
nitrures, 21, 22, 37, 82
nuisances, 82

O

oxyde nitrique, 85
oxygène, 10, 17, 20, 21, 37, 38, 65, 66, 69, 73, 76, 79, 84
ozone, 84, 85

P

paramètre de refroidissement, 11
phase σ , 46, 47, 49
phosphore, 27, 28
plasma, 69, 70, 71, 84
porosités, 25, 35, 36, 37, 38
postchauffage, 33, 61
potassium, 59, 64, 67, 83
pouvoir d'oxydation, 75
pouvoir d'oxydation, 86, 87
préchauffage, 17, 33, 34, 61, 81
projections, 72, 74, 75, 82, 84, 86, 87
pulvérisation axiale, 72, 73, 74, 75, 79, 80, 86

R

recristallisation, 30, 49, 51, 52, 77, 78
régime pulsé, 75
relaxation des contraintes, 35, 82
résilience, 9, 11, 12, 13, 14, 15, 16, 17, 18, 19, 21, 22, 23, 41, 47, 49, 50, 60, 61, 66, 82, 90
restauration, 49, 52
rutile, 60, 61, 79, 80, 88

S

silicate, 61, 64, 78, 79
sodium, 59, 64, 67, 83
solution solide, 5, 6, 18, 21, 43, 52
soudures multipasses, 15, 21
soufre, 27, 28, 31
stabilité d'arc, 65, 71, 79, 85

T

taux de dilution, 9, 29, 81, 82
taux d'écrouissage, 51
taux inclusionnaire, 60, 66, 75
témoins de production, 9
température de préchauffage, 7, 33
température de transition, 11, 12, 18, 19, 20, 21, 41, 67
température entre passes, 7, 13, 50
teneur en oxygène, 60, 65, 66, 67, 75
TIG, 10, 15, 38, 69, 70, 71, 84, 85
titane, 15, 17, 22, 38, 60, 80
Titane / Bore, 80
traitement thermique, 5, 6, 34, 35, 47, 77, 78
transfert de métal, 60, 71, 72, 73, 74, 80, 86, 87
transfert rotatif, 74
trempabilité, 5, 11, 12, 17, 18, 22, 33, 34, 39, 40, 42, 44, 80, 90

V

vanadium, 15, 21, 27, 61, 91
vitesse de refroidissement, 6, 13, 14, 17, 18, 19, 20

Z

ZAT à gros grains, 13, 35
zinc, 75

zone à gros grains, 11, 12, 13, 32

zone affectée thermiquement, 6, 11, 14, 29, 30, 33, 34,
41, 44, 46, 48, 52, 70

zone fondue, 6, 14, 26, 45, 46, 47, 49, 90, 91

zones réausténisées, 21, 22