

Soudage et soudabilité métallurgique des métaux

par **Guy MURRY**

Ingénieur diplômé de l'École Nationale Supérieure d'Electrochimie
et d'Électrométallurgie de Grenoble

Docteur-Ingénieur

Ancien Directeur de l'Office Technique pour l'Utilisation de l'Acier (OTUA)
Enseignant à l'École Supérieure du Soudage et de ses Applications (ESSA)

1. Conditions d'installation de la liaison métallique.....	M 715 - 2
2. Procédés industriels.....	— 3
2.1 Procédés faisant intervenir la fusion locale des pièces à assembler	— 3
2.2 Procédés ne faisant pas intervenir la fusion locale des pièces à assembler	— 5
3. Phénomènes métallurgiques et leurs conséquences.....	— 6
3.1 Phénomènes dus à l'élévation de température	— 6
3.2 Phénomènes dus à l'environnement	— 19
3.3 Phénomènes dus aux inclusions du métal de base.....	— 20
4. Soudabilité métallurgique. Essais.....	— 20
5. Actions postérieures au soudage.....	— 20
5.1 Modifications de l'état structural.....	— 21
5.2 Traitement de revenu	— 21
5.3 Relaxation des contraintes résiduelles	— 21
5.4 Amélioration de la géométrie des raccordements	— 22
5.5 Création de contraintes résiduelles favorables.....	— 22
6. Soudabilité métallurgique de différents métaux.....	— 22
6.1 Alliages d'aluminium	— 22
6.2 Alliages de cuivre	— 24
6.3 Alliages de fer	— 24
6.4 Alliages de magnésium.....	— 33
6.5 Alliages de nickel	— 34
6.6 Alliages de titane	— 34
Pour en savoir plus.....	Doc. M 715

A titre d'introduction, et pour éviter tout malentendu, il est utile de rappeler les définitions des termes qui apparaissent dans le titre de ce texte. Pour ce faire, on peut se référer au document intitulé « Termes et définitions utilisés en soudage et techniques connexes » édité par les Publications de la Soudure Autogène et le Conseil International de la Langue Française [1].

Soudage : opération consistant à réunir deux ou plusieurs parties constitutives d'un assemblage, de manière à assurer la continuité entre les parties à assembler (continuité de la nature des matériaux assemblés : matériau métallique, matière plastique, etc.), soit par chauffage, soit par intervention de pression, soit par l'un et l'autre, avec ou sans emploi d'un produit d'apport dont la température de fusion est du même ordre de grandeur que celle du matériau de base.

■ **Soudabilité** : on considère qu'un matériau métallique est soudable à un degré donné par un procédé et pour un type d'application donnés, lorsqu'il se prête, moyennant les précautions correspondant à ce degré, à la réalisation d'une construction entre les éléments de laquelle il est possible d'assurer la continuité métallique par la constitution de joints soudés qui, par leurs caractéristiques locales et les conséquences globales de leur présence, satisfont aux propriétés requises et choisies comme base de jugement.

On voit apparaître la notion fondamentale de « **continuité de la nature des matériaux assemblés** » et plus particulièrement de « **continuité métallique** ». Cette exigence implique la mise en jeu, entre les éléments à assembler, de forces de liaison interatomiques de type métallique (pour les métaux). L'intervention de ces dernières exige l'absence de tout corps étranger susceptible de constituer une barrière à leur action.

Ces considérations permettent déjà de noter que :

- l'identité chimique des métaux assemblés n'est pas fondamentalement nécessaire ;
- les techniques d'assemblage mécaniques (rivetage, boulonnage, agrafe...) ou par adhésion (collage) ne répondent pas à la définition du soudage.

Dans le cadre de ce texte nous nous intéresserons successivement :

- aux conditions d'installation de la liaison métallique ;
- aux procédés qui permettent de réaliser cette liaison ;
- aux phénomènes métallurgiques mis en jeu et à leurs conséquences ;
- aux définitions de la soudabilité ;
- aux essais permettant d'apprecier la soudabilité métallurgique ;
- aux possibilités d'actions postérieures au soudage permettant d'améliorer les performances de l'assemblage,

pour finir par des considérations sur la soudabilité métallurgique des différents métaux.

1. Conditions d'installation de la liaison métallique

Installer la liaison métallique consisterait, théoriquement, à rapprocher les surfaces à unir de telle sorte que les atomes superficiels parviennent à des distances de l'ordre de grandeur des distances internœuds de leur système cristallin propre. Cette opération, qui supposerait au départ que les surfaces soient chimiquement propres et dans un état de poli spéculaire, n'est pas réalisable pratiquement.

Pour pallier les insuffisances engendrées par les nécessités de l'industrialisation, il faudra donc activer les surfaces à unir tout en éliminant les corps et éléments susceptibles de perturber la liaison.

Le procédé d'activation des surfaces le plus efficace est la fusion qui, simultanément, peut assurer leur nettoyage. La liaison métallique est créée par la solidification. Différents processus peuvent être mis en œuvre :

— les deux pièces à assembler subissent une fusion superficielle et participent donc à la formation d'un bain de métal fondu (avec, éventuellement, l'addition d'un métal d'apport) qui se solidifie sans action extérieure :

- si les pièces à assembler et le métal fondu sont constitués d'un même métal, on parle de **soudure homogène**,

- si les pièces à assembler et/ou le métal fondu sont constitués de métaux différents, la **soudure** est dite hétérogène ;

— les deux pièces à assembler subissent une fusion superficielle mais une action mécanique extérieure chasse le métal fondu et crée l'assemblage en mettant en contact les surfaces à la température du solidus ;

— les deux pièces à assembler subissent une fusion localisée et participent à la formation d'un noyau captif de métal fondu qui, au cours de sa solidification, est compacté sous l'action d'un effort extérieur de compression.

L'activation des surfaces peut être obtenue par échauffement sans fusion. En général, elle est alors complétée par une action mécanique qui permet, en outre, le nettoyage et l'amélioration du contact des surfaces à assembler. On peut distinguer trois cas.

■ Le cas où l'échauffement et le nettoyage des surfaces à assembler sont simultanément réalisés par frottement mécanique (ce qui suppose l'assemblage de pièces axisymétriques) et sont suivis, après arrêt de ce dernier, d'un érasement (forgeage) par pression axiale.

■ Le cas où l'échauffement est réalisé par chauffage extérieur et où le contact intime est assuré par un effort perpendiculaire au plan de joint.

■ Un cas particulier, qui ne sera pas traité ici car il n'est pas classé parmi les cas où l'on parle de soudage, celui où, toujours sans fusion des surfaces à assembler, la liaison est assurée par la solidification d'un métal ayant une température de fusion inférieure à celle du ou des métaux à assembler et qui, après fusion, mouille les surfaces de ces derniers (il se met généralement en place par capillarité), le nettoyage étant généralement assuré par un flux fusible :

— il peut y avoir diffusion du métal d'apport à travers les surfaces à assembler ; on parle alors de **soudo-brasage** et de **brasage dur** ;

— s'il n'y a pas diffusion, la liaison est due à l'adhésion (avec adsorption du métal fondu à la surface des pièces à assembler puis rigidification par solidification) ; on est alors dans le domaine du **brasage tendre**.

Enfin l'activation peut résulter d'une action mécanique sans échauffement global notable des pièces à assembler. Cette action mécanique doit provoquer une plastification de l'extrême couche de chaque surface et engendrer un échauffement très localisé qui, *in fine*, permet l'établissement de la liaison métallique. Ce processus exige simultanément un déplacement relatif des surfaces à assembler parallèlement au plan de joint couplé avec un effort de compression perpendiculaire à ce même plan. Il est nécessaire de réaliser une préparation soignée des surfaces et/ou de faire en sorte que les déplacements relatifs de ces dernières provoquent le rejet des produits qui les polluent.

2. Procédés industriels

La présentation des moyens industriels permettant de réaliser la liaison métallique est faite dans d'autres rubriques de cette collection, rubriques auxquelles nous renvoyons le lecteur. Dans ce paragraphe nous nous bornerons à évoquer les données qui intéressent le métallurgiste, en suivant le classement des procédés de soudage qui résulte de l'analyse des conditions d'installation de la liaison métallique (et sans pondérer le volume du texte en fonction du poids économique de chacun des procédés !).

Nota : cette présentation pourrait suivre la nomenclature des procédés de soudage publiée par l'IIS sous la référence IIS/IIW-137-64 (ce document se substitue au document référencé IIS/IIW-80-61) mais celle-ci a été établie en fonction des sources d'énergie utilisées, ce qui ne permet pas de prendre logiquement en compte les phénomènes métallurgiques. Il faut noter qu'une nouvelle classification avait été préparée par l'IIS (elle devait faire référence aux porteurs d'énergie) mais, bien que référencée IIS/IIW-VI-582-86, celle-ci n'a pas été publiée et donc officialisée.

Aussi distingua-t-on deux types fondamentaux de procédés :
— ceux qui font intervenir la fusion locale des pièces à assembler ;
— ceux qui ne provoquent pas la fusion locale des pièces à assembler.

2.1 Procédés faisant intervenir la fusion locale des pièces à assembler

Il est habituel de distinguer les procédés de soudage faisant intervenir la fusion locale des pièces à assembler en fonction du mode de chauffage utilisé. C'est ainsi que l'on répertorie :

- le soudage aux gaz ;
- le soudage plasma ;
- le soudage à l'arc ;
- le soudage par faisceau d'électrons ;
- le soudage par faisceau laser ;
- le soudage par résistance ;
- le soudage aluminothermique.

Il faut noter que, dans tous ces procédés, le bain de métal liquide est contenu dans un *creuset* formé par les volumes des pièces à assembler adjacents au plan de joint (quelquefois la fermeture complète du creuset est assurée par un outillage spécifique : latte, patin...). De ce fait, une partie non fondues des pièces, au voisinage du métal liquide, est portée à des températures comprises, suivant la distance à ce dernier, entre la température du solidus du métal et la température initiale des pièces ; la fraction de ce volume (la plus proche du métal fondu) dont la structure et, donc, les propriétés évoluent du fait de cet échauffement est appelée « **zone affectée par la chaleur** » (ZAC) ou « **zone thermiquement affectée** » (ZTA).

Par ailleurs, il est indispensable d'éviter toute réaction chimique entre le métal liquide et l'atmosphère ; il sera donc nécessaire de prévoir sa protection.

2.1.1 Soudage aux gaz

La fusion des métaux de base et du métal d'apport est obtenue par chauffage avec un chalumeau qui permet, par combustion d'un gaz (acétylène le plus souvent, hydrogène, propane...) avec un comburant (qui est généralement de l'oxygène), de disposer d'une flamme efficace (densité de flux thermique de l'ordre de 100 à 300 W/cm² sur un *tache de chauffe* (surface d'impact de la flamme) [2] dont le diamètre est de l'ordre de quelques centimètres).

Cette flamme comporte deux zones ayant chacune un rôle spécifique :

- un **dard** à la sortie immédiate de la buse du chalumeau dont la surface constitue le front de la combustion primaire (celle-ci, si on utilise de l'acétylène, libère de l'hydrogène et du monoxyde de carbone) ; à l'extrémité du dard, la température est très élevée (si on utilise de l'acétylène elle dépasse 3 000 °C) et l'atmosphère est réductrice) ;
- un **panache** où la combustion s'achève.

Ainsi le chalumeau, par les températures atteintes, permet la fusion des métaux et, par son atmosphère, assure la protection du métal liquide contre toute réaction chimique avec les gaz de l'air.

2.1.2 Soudage plasma

Nota : le lecteur se reportera à l'article *Soudage à l'arc* [B 7 730] dans le traité Génie mécanique.

La fusion est réalisée par chauffage à l'aide d'un jet de plasma qui engendre une très forte élévation de température (laquelle peut dépasser 10 000 °C).

En soudage, pour améliorer encore l'efficacité thermique, on peut faire jaillir l'arc entre l'électrode réfractaire et les pièces à assembler. On parle alors d'*arc transféré*.

La protection du métal liquide est assurée par un gaz neutre (généralement un mélange d'argon et d'hydrogène) distribué à la périphérie de la buse.

2.1.3 Soudage à l'arc

Nota : le lecteur se reportera à l'article *Soudage à l'arc* [B 7 730] dans le traité Génie mécanique.

L'apport de la chaleur utilisée pour former le bain de métal fondu est assuré ici par un arc électrique. Il est nécessaire de faciliter son amorçage et indispensable de le stabiliser. Pour ce faire on a recours :

- soit à des gaz ou des mélanges de gaz facilement ionisables ;
- soit à des composés fusibles et volatils (flux) placés, solides, au voisinage de l'arc.

Le choix de ces produits (gaz ou composés fusibles) est réalisé de telle sorte qu'ils puissent assurer aussi la protection du métal fondu ; c'est ainsi que les composés fusibles devront former un laitier surnageant au-dessus de celui-ci (et éventuellement susceptible de réagir chimiquement avec lui pour l'affiner) tandis que les gaz seront souvent des gaz inertes (argon, hélium ou des mélanges additionnés parfois d'hydrogène) et parfois du dioxyde de carbone (dont la décomposition dans l'arc donnera du monoxyde de carbone protecteur et de l'oxygène qui sera fixé par des éléments introduits par les produits d'apport).

Dans ce cadre, de nombreux procédés ont été développés que l'on peut classer en fonction des conditions dans lesquelles jaillit l'arc (entre les deux pièces à assembler ou entre ces dernières et une électrode) et que l'on peut distinguer en fonction des conditions dans lesquelles les produits de soudage sont apportés.

2.1.3.1 Procédé où l'arc jaillit entre les deux pièces à assembler

On peut citer :

— le **soudage par pression à l'arc mû par un champ magnétique** : l'arc jaillit et se déplace entre les surfaces à assembler sous l'effet d'un champ magnétique piloté ; après fusion superficielle, les pièces à assembler sont pressées l'une contre l'autre (il y a donc formation d'un bourrelet) ;

— le **soudage à l'arc des goujons** : l'arc jaillit entre l'extrémité du goujon et la zone de la pièce support où il doit être implanté. Après création d'un bain de métal fondu à la surface de la pièce et fusion de l'extrémité du goujon, celle-ci est plongée dans le métal fondu et maintenue en position jusqu'à achèvement de la solidification ; la protection du métal fondu peut être assurée par un gaz ou par mise en place d'une bague réfractaire de confinement.

2.1.3.2 Procédé où l'arc jaillit entre une électrode et les pièces à assembler

Ici, il faut distinguer les procédés qui font intervenir une électrode fusible de ceux qui font intervenir une électrode réfractaire (non fusible).

2.1.3.2.1 Procédés mettant en œuvre une électrode fusible

■ **Le soudage à l'arc avec électrode enrobée** (article *Soudage à l'arc* [B 7 730] dans le traité Génie mécanique) ; l'électrode est constituée par :

- une âme métallique qui assure la conduction du courant et sert de métal d'apport ;
- un revêtement adhérant appelé enrobage qui est constitué de composés qui vont concourir à la formation du laitier protecteur, d'autres produits qui vont se volatiliser dans le plasma d'arc et, éventuellement, de corps métalliques qui participeront à la formation du bain de métal fondu ; cet enrobage peut être :

- **cellulosique** : il donne peu de laitier mais sa combustion libère du dioxyde de carbone et concourt à l'enrichissement du métal fondu en hydrogène dissous,

- **rutile** : le constituant de base est de l'oxyde de titane ; les liants utilisés dégagent de l'hydrogène,

- **basique** : le constituant de base est le carbonate de calcium ; il libère peu d'hydrogène mais il est hygroscopique et exige de ce fait que les électrodes soient correctement étuvées (vers 300 °C environ) puis protégées (par conservation à 100 °C par exemple) avant emploi.

■ **Le soudage à l'arc avec fil fourré** : l'électrode est un *fil électrode fourré* constitué par une enveloppe métallique tubulaire remplie d'une poudre – flux – dont la composition et le rôle sont comparables à ceux de l'enrobage d'une électrode enrobée. Les flux sont hygroscopiques et, suivant les procédés de fabrication, les enveloppes métalliques sont plus ou moins étanches, faits qui obligent à prendre les mêmes précautions d'emploi que pour les électrodes enrobées.

■ **Le soudage à l'arc sous flux en poudre** (article *Soudage à l'arc* [B 7 730] dans le traité Génie mécanique)

L'électrode est un fil plein. En aval de la torche (par rapport à la direction d'exécution de la soudure), une buse distribue le flux en poudre à l'intérieur duquel jaillira l'arc et dont la partie fondue constituera le laitier protecteur, l'ensemble restant recouvert d'une couche de flux non fondu. Il existe deux types de flux en poudre :

- les **flux dits fondus** fabriqués par fusion et coulée de produits minéraux ultérieurement broyés qui présentent une structure vitreuse et/ou cristallisée et qui peuvent être poreux ;

- les **flux dits agglomérés** fabriqués à partir de produits minéraux agglomérés ou frittés (avec un liant).

Ces flux peuvent adsorber ou absorber de l'eau et il est donc nécessaire de prendre des précautions pour éviter tout apport d'hydrogène.

■ **Le soudage à l'arc sous protection gazeuse avec fil électrode fusible** (article *Soudage à l'arc* [B 7 730] dans le traité Génie mécanique) ; l'électrode est un fil plein. Une arrivée annulaire du gaz assure la protection du métal fondu. Ce gaz peut être de deux types :

- **neutre** (argon avec, généralement, une petite proportion d'oxygène et mélangé parfois avec de l'hélium), le procédé est alors désigné à l'aide de la locution « **soudage MIG** » ;

- **actif** (dioxyde de carbone pratiquement pur ou mélangé à des gaz neutres) ; le métal du fil contient alors des éléments d'addition susceptibles de fixer l'oxygène libéré par la dissociation du dioxyde de carbone. Le procédé est alors désigné à l'aide de la locution « **soudage MAG** ».

Suivant les conditions de soudage et la composition du gaz, le transfert du métal dans l'arc peut se faire suivant plusieurs procédures (pulvérisation axiale, grosses gouttes, courts-circuits... voire utilisation d'un courant pulsé pour détacher les gouttes à volonté) qui ouvrent des possibilités diverses (positions...) et conduisent à des résultats (pénétration, rendement, projections...) différents.

Dans certain cas, en soudage MAG, il est possible de substituer un fil fourré au fil plein en bénéficiant alors de l'action métallurgique du flux sur le métal fondu et d'une double protection de ce dernier (par le gaz et par le flux).

2.1.3.2.2 Procédé mettant en œuvre une électrode réfractaire

Nota : le lecteur se reportera à l'article *Soudage à l'arc* [B 7 730] dans le traité Génie mécanique.

L'électrode non consommable est constituée par une pointe de tungstène portée par une torche dotée d'une arrivée annulaire du gaz qui va assurer la protection du métal fondu. Ce gaz est neutre (argon). Le procédé est désigné à l'aide de la locution « **soudage TIG** ».

L'introduction éventuelle d'un métal d'apport peut être réalisée directement dans le bain de métal fondu soit sous forme de baguettes, soit sous forme de fil.

2.1.4 Soudage par faisceau d'électrons

Nota : le lecteur se reportera à l'article *Soudage à l'arc* [B 7 730] dans le traité Génie mécanique.

La chaleur nécessaire pour fondre localement les pièces à assembler est dégagée par l'impact d'un faisceau d'électrons dans la zone de contact de ces dernières. Le faisceau crée un trou sur toute la hauteur des pièces en rejetant le métal fondu en arrière (par rapport au déplacement du faisceau) pour constituer le joint.

L'énergie des électrons pouvant être absorbée par des chocs avec des molécules gazeuses, le soudage par faisceau d'électrons est réalisé sous vide ; deux techniques peuvent être utilisées :

- soudage sous vide élevé dans une enceinte qui contient à la fois le canon à électrons et les pièces à souder ;

- soudage sous vide partiel dans une chambre connectée avec une enceinte à vide plus poussé qui contient le canon à électrons ; la chambre de soudage peut être réalisée à l'aide de ventouses lors du soudage de pièces de grandes dimensions.

La protection du métal fondu est ici acquise grâce au vide mais il est nécessaire de faire en sorte que le métal, en fondant, ne libère pas des produits volatils susceptibles de créer des porosités dans le métal fondu et de polluer la chambre de soudage.

2.1.5 Soudage par faisceau laser

Nota : le lecteur se reportera à l'article *Soudage par faisceaux à haute énergie : faisceaux d'électrons et laser* [B 7 740] dans le traité Génie mécanique.

L'énergie nécessaire à la fusion locale des pièces à assembler est fournie par un faisceau de lumière monochromatique et cohérente émise par un laser. La focalisation du faisceau permet d'obtenir une

grande densité d'énergie sur une très petite surface. Le faisceau crée un trou (sauf pour les pièces très minces) sur toute la hauteur des pièces et le métal fondu se solidifie après son passage pour constituer le joint.

Un apport de gaz neutre (argon) assure la protection du métal fondu mais le faible volume de ce dernier limite les exigences en ce domaine.

2.1.6 Soudage par résistance

L'apport de la chaleur utilisée pour former le bain de métal fondu est assuré ici par l'effet thermique d'un courant électrique (effet Joule).

Dans ce cadre, plusieurs procédés ont été développés que l'on peut classer en fonction des conditions dans lesquelles circule le courant électrique.

2.1.6.1 Procédés dans lesquels le courant électrique traverse l'assemblage

Le métal fondu apparaît à l'interface entre les deux pièces à assembler, par fusion locale de ces dernières, au droit du passage des lignes de courant. Ici, suivant l'évolution du métal fondu, il faut distinguer les procédés qui confinent celui-ci entre les deux pièces à assembler et les procédés qui, au contraire, l'expulsent.

2.1.6.1.1 Soudage par résistance avec confinement du métal fondu

Nota : le lecteur se reportera à l'article *Soudage par résistance* [B 7 720] dans le traité Génie mécanique.

Ce sont les procédés qui associent à l'effet Joule une pression mécanique appliquée de l'extérieur de l'assemblage, perpendiculairement à celui-ci et au droit de la zone où doit apparaître le métal fondu. Cet effort permet notamment d'écraser celui-ci après sa solidification afin d'améliorer sa compacité. Le confinement du métal fondu au sein du joint évite tout contact avec l'air ; le problème de sa protection ne se pose donc pas.

On peut distinguer :

■ **le soudage par résistance par points** : le volume de métal fondu a une forme ovoïde et prend le nom de point de soudure. La soudure est discontinue ;

■ **le soudage à la molette** : le courant électrique, en général, est envoyé périodiquement et la soudure est, de ce fait, constituée de points successifs ; elle pourra être :

- continue si les différents points se chevauchent, c'est-à-dire si la formation de chaque point entraîne la refusion partielle du point précédent,
- discontinue si les points successifs ne se chevauchent pas.

■ **le soudage par bossages** : le passage du courant est localisé par des reliefs appelés *bossages* ménagés sur une seule ou sur les deux faces de l'assemblage. Lors de l'échauffement, les bossages fondent et, en s'effondrant, autorisent la mise en contact des pièces à assembler.

2.1.6.1.2 Soudage par résistance avec expulsion du métal fondu

Ces procédés associent à l'effet Joule une pression mécanique appliquée, de l'extérieur de l'assemblage, perpendiculairement à celui-ci et sur toute sa surface, après la fusion. Cet effort a pour objet d'éjecter le métal fondu et de permettre la création de la liaison par mise en contact intime des surfaces portées à la température du solide ; un bourrelet se forme aux extrémités de l'assemblage, il doit être ensuite éliminé. Le métal fondu étant éjecté, le problème de sa protection ne se pose pas.

On distingue :

■ **le soudage en bout par résistance** : l'effort est appliqué en deux temps :

- tout d'abord pour l'accostage à froid des pièces afin de permettre le passage du courant à travers les surfaces à assembler ;
- ensuite, après passage du courant, pour chasser le métal fondu, s'il s'en est formé, et assurer la liaison.

■ **le soudage par étincelage** : les pièces ne sont rapprochées qu'après mise sous tension de telle sorte que le courant ne passe tout d'abord que par les points de contact créés par les aspérités des surfaces ; en ces points la densité de courant est alors très élevée et, dès le début de fusion, la fraction liquide est expulsée sous forme de petites particules incandescentes, c'est l'étincelage. De proche en proche l'étincelage intéressera toute la surface ; une fois ce résultat acquis, la pression de contact est augmentée pour chasser le métal fondu et le courant est coupé.

2.1.6.2 Procédés dans lesquels le courant électrique circule entre une électrode et l'assemblage

L'effet Joule se développe en partie dans l'électrode mais surtout dans un bain de sels fondus qui surnage au-dessus du métal liquide (sur 40 à 60 mm) et assure aussi la protection du métal fondu. Les deux liquides sont contenus entre, d'une part, les deux surfaces des pièces à assembler placées verticalement et, d'autre part, des patins en cuivre refroidis par circulation d'eau. Le soudage progresse verticalement de bas en haut, ce procédé est connu sous l'appellation *soudage vertical sous laitier*.

Le fil électrode est fusible et constitue le métal d'apport ; selon l'épaisseur des pièces à assembler plusieurs fils peuvent être utilisés simultanément. Pour réaliser des soudures de grande hauteur on peut utiliser un guide-fil fusible plongeant dans le laitier et fondant en même temps que le ou les fils électrodes ; ce guide-fil fusible apporte sa contribution à l'élaboration du métal fondu ; on parle alors de **soudage vertical sous laitier avec guide-fil fusible**.

2.1.7 Soudage aluminothermique

Dans ce procédé, la soudure est réalisée par coulée d'un métal en fusion (le métal d'apport) dans un moule constitué entre les deux faces des pièces à assembler placées bout à bout et, éventuellement, préchauffées. Le métal liquide est élaboré sur place par aluminothermie, c'est-à-dire par réaction exothermique entre des oxydes (du métal qui doit constituer le métal d'apport) et de l'aluminium en poudre. Lors de la coulée du métal d'apport, la surface des pièces à assembler est fondue avant que la solidification ne constitue l'assemblage. La protection du métal fondu est assurée par le laitier qui se forme au cours de la réaction aluminothermique.

2.2 Procédés ne faisant pas intervenir la fusion locale des pièces à assembler

Les procédés ne provoquant pas la fusion locale des pièces à assembler associent généralement un effet thermique et un effet mécanique. Ils diffèrent par l'importance relative de chacune de ces actions. C'est ainsi que l'on peut distinguer les cas suivants :

— **échauffement et action mécanique statique** : c'est le soudage par diffusion ;

— **échauffement et action mécanique dynamique** : c'est le soudage par friction et le soudage à la forge ;

— **action mécanique dynamique seule** : c'est le soudage par ultrasons et le soudage par explosion.

2.2.1 Soudage par diffusion

Procédé de soudage en phase solide dans lequel les pièces à assembler, maintenues en contact sous une pression adaptée, sont portées et maintenues à une température suffisamment élevée pour que la diffusion des atomes à travers le plan de joint, aidée par les déformations plastiques locales, puisse assurer la continuité métallique. Les surfaces à assembler doivent avoir subi une préparation soigneuse par polissage fin (pour assurer le contact le plus intime) et nettoyage (pour éliminer toute pollution susceptible de gêner la diffusion). Des précautions doivent être prises pour éviter toute réaction à chaud de ces surfaces avec l'atmosphère (soudage sous vide ou en atmosphère neutre).

2.2.2 Soudage par friction

Note : le lecteur se reportera à l'article *Soudage par friction* [B 7 745] dans le traité Génie mécanique.

Procédé de soudage en bout par pression qui implique une rotation relative des pièces l'une par rapport à l'autre afin de provoquer, par frottement, un échauffement à l'interface. Lorsque la température nécessaire est atteinte, la rotation est arrêtée et l'effort axial est augmenté pour réaliser le soudage par forgeage. Un bourrelet se forme à la périphérie du joint ; il doit être éliminé.

Le nettoyage des surfaces à assembler est assuré par le frottement ; ce procédé n'exige donc ni préparation soignée des surfaces ni protection de celles-ci en cours d'opération.

2.2.3 Soudage à la forge

Procédé de soudage au cours duquel les pièces à assembler sont chauffées à température suffisante puis martelées pour provoquer la liaison par déformation plastique au niveau de l'interface. Entre les deux faces à assembler il est nécessaire d'interposer un produit de nettoyage (équivalent à un flux) qui assurera l'élimination des oxydes par éjection au cours du martelage.

2.2.4 Soudage par ultrasons

Procédé de soudage sous pression de contact au cours duquel des vibrations ultrasonores (15 à 60 kHz) sont appliquées brièvement de telle sorte que les deux faces à assembler soient mises en mouvement l'une par rapport à l'autre ; un volume infime de métal, de part et d'autre du plan de joint, est ainsi porté à la température de recristallisation et assure de ce fait la liaison.

2.2.5 Soudage par explosion

Procédé de soudage utilisable pour réaliser des assemblages par recouvrement ou des placages ; le métal de recouvrement ou le métal de placage est violemment projeté de proche en proche contre le métal de base par la détonation progressive d'une couche d'explosif répartie sur sa face extérieure. L'onde de choc, en se propageant, provoque l'éjection, en avant de la zone de contact, d'un jet de métal qui nettoie parfaitement les faces à assembler et permet l'établissement de la liaison. Il est néanmoins nécessaire que ces faces aient été préalablement décapées.

3. Phénomènes métallurgiques et leurs conséquences

Le bref rappel des principes des différents procédés de soudage montre qu'un certain nombre de phénomènes métallurgiques pourront être mis en jeu ; leur liste, tous procédés confondus, s'établit comme suit :

- phénomènes dus aux variations de température :
 - fusion et élaboration du bain liquide,
 - solidification,
 - transformations allotropiques,
 - dilatation ;
- phénomènes dus à l'environnement :
 - action de l'atmosphère,
 - actions des polluants ;
- phénomènes dus aux inclusions.

Dans cette partie nous allons revenir en détail sur ces différents phénomènes.

3.1 Phénomènes dus à l'élévation de température

L'ensemble de ces phénomènes est dépendant de l'évolution thermique de l'assemblage aussi, avant de les analyser, nous intéresserons-nous à celle-ci en la considérant dans son ampleur maximale, c'est-à-dire lorsque intervient la fusion locale des pièces à assembler.

3.1.1 Cycles thermiques

L'apport localisé et, souvent, brutal de chaleur qui est mis en œuvre pour réaliser une soudure crée un champ thermique dont on peut apprécier simplement les effets en enregistrant les évolutions de la température en fonction du temps. En mettant en place des couples thermoélectriques lors de la préparation des pièces à assembler, on peut, s'ils ont été judicieusement disposés (figure 1), enregistrer à partir de chacun d'eux la courbe température = $f(\text{temps})$, c'est-à-dire la courbe que l'on appelle le « **cycle thermique de soudage** » qui correspond au volume de métal voisin de la soudure chaude. Les résultats obtenus prennent les formes schématisées sur la figure 1. On voit déjà que le métal est soumis à :

- un chauffage très rapide jusqu'à une température maximale (T_m) variant, suivant la distance entre le point considéré et la zone fondue, depuis la température initiale du métal (au plus loin du métal fondu) jusqu'à la température de début de fusion de celui-ci (au plus près du métal fondu) ;
- un refroidissement généralement rapide qui succède immédiatement à l'arrêt du chauffage.

Une description spatiale de l'état thermique à un instant donné au cours de l'exécution d'une soudure est apportée par le *solide thermique* tel que l'ont initialement décrit Portevin et Seferian [4]. C'est une représentation de l'état des différentes isothermes dans le métal de base et dans le métal fondu à l'instant où la source de chaleur passe au droit de l'origine des coordonnées ; la figure 2 en donne des coupes simplifiées. Au cours du soudage en régime établi, ce solide thermique reste identique à lui-même et l'évolution thermique de l'ensemble des métaux de base et du métal fondu est décrite par sa translation, à la vitesse de soudage, selon la direction de soudage.

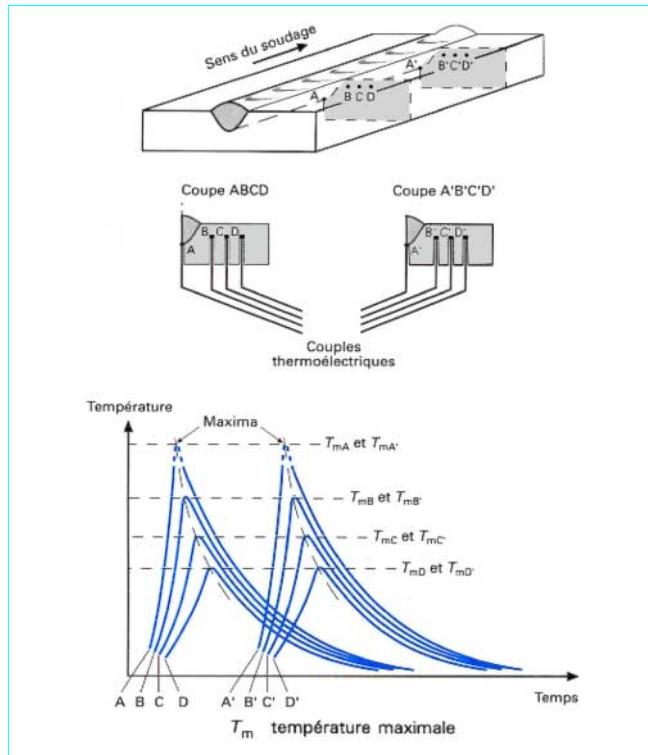
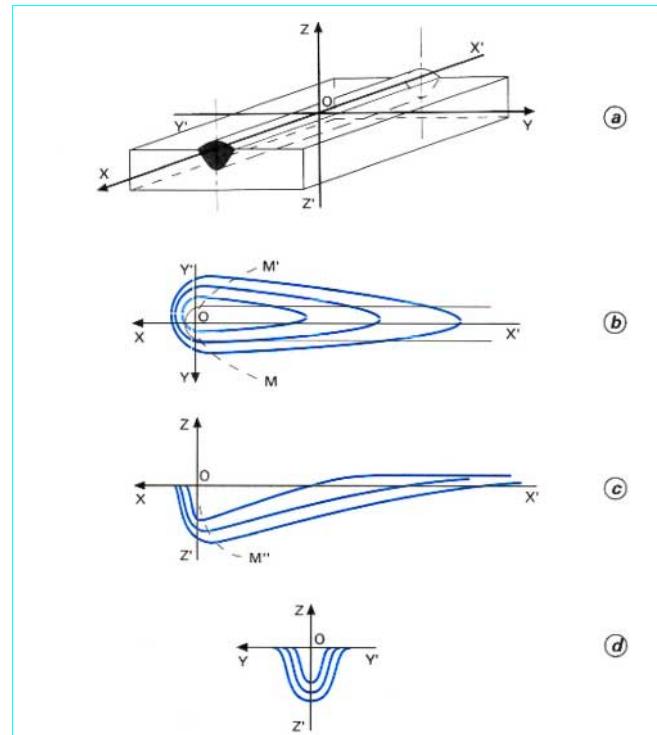


Figure 1 – Schéma des enregistrements des cycles thermiques de soudage

Il faut remarquer que ce solide thermique, dissymétrique par rapport au plan YOZ (figure 2), résulte de la déformation, par la translation de la source de chaleur, du solide thermique, symétrique selon ZOZ', correspondant à un chauffage ponctuel avec une source de chaleur immobile, tel que l'ont décrit le MPI [5] et Amestoy, Guisti et Radenkovic [6]. En effet, en chaque point, le flux de chaleur a deux composantes :

- une composante radiale F_0 par rapport à la source de chaleur ;
- une composante F_v , résultant du mouvement de la source, parallèle à la direction de soudage et de même sens.

L'introduction de la composante parallèle à la direction de soudage explique en partie, comme l'illustre la figure 3, la déformation des isothermes axisymétriques. En effet, la composante liée au déplacement change en chaque point l'orientation mais aussi l'intensité du flux, ce qui modifie donc le gradient local de température et, par voie de conséquence, la répartition des isothermes. La figure 3 montre aussi que l'introduction de cette composante est, à un instant donné, équivalente à un déplacement fictif de la source de chaleur selon un vecteur de même direction mais de sens opposé au mouvement de la source de chaleur. En admettant que toute la chaleur reste dans le métal et, donc, que le flux de chaleur est, en tout point, inversement proportionnel au carré de la distance entre ce point et la position fictive de la source de chaleur, on constate que le module du vecteur définissant ce déplacement fictif est proportionnel au cube du rayon de l'isotherme axisymétrique initiale considérée (plus la température correspondant à l'isotherme initiale est élevée, plus son rayon est faible et, donc, plus son décalage est petit). Ainsi s'explique, en partie aussi, le *tassement* des isothermes en aval de la source de chaleur et, au contraire, leur *écartement* en amont (figure 2).



MOM', OM'' lieux des points d'expansion maximale des isothermes

Figure 2 – Schémas de différentes coupes du solide thermique

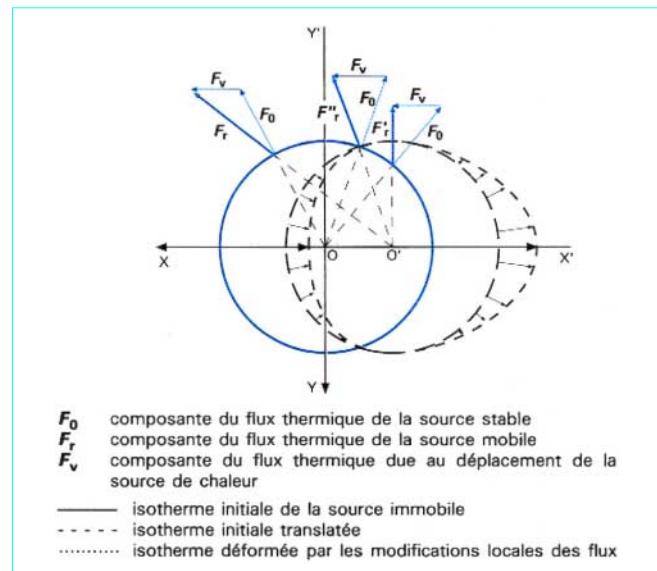


Figure 3 – Schéma expliquant la déformation des isothermes par le déplacement de la source de chaleur

Si l'on coupe le solide thermique par différents plans, on peut obtenir des courbes intéressantes :

- une coupe selon un plan parallèle au plan XOY (figure 2b) définit les isothermes, à l'instant considéré, à la profondeur du plan de coupe ;

- une coupe selon un plan parallèle au plan XOZ (figure 2c) définit la courbe température = $f(\text{temps})$ des points appartenant au plan de coupe ;

- une coupe selon un plan parallèle au plan YOZ (figure 2d) définit les isothermes, à l'instant considéré, dans le plan de coupe.

Ces coupes délimitent l'extension maximale des isothermes et permettent de définir les différentes zones généralement considérées dans un joint soudé, à savoir (figure 4) :

- le métal fondu (et solidifié) contenu à l'intérieur de l'isotherme correspondant au solidus de ce métal (dans les conditions de solidification réalisées) ;

- la zone affectée par la chaleur (ZAC ou ZTA) comprise entre l'isotherme limitant le métal fondu et l'isotherme correspondant à la disparition de tout effet du chauffage sur la structure métallurgique du métal de base.

Toutes ces considérations expliquent la configuration des courbes température = $f(\text{temps})$ telles que l'on peut les enregistrer (figure 1) et notamment :

- la diminution de la température maximale atteinte au cours d'un cycle en fonction de la distance du point correspondant à la source de chaleur ;

- la croissance des durées nécessaires pour atteindre la température maximale lorsque celle-ci diminue ; plus la température maximale est basse plus le décalage vers l'arrière de l'isotherme correspondante est grand.

Il est intéressant de noter que les enregistrements des cycles thermiques de différents points d'une même soudure ont révélé (figure 5) que les lois de refroidissement de points ayant atteint des températures maximales différentes avaient tendance à être identiques au-dessous d'une limite de température voisine de 700 °C [7] [8].

Toutes ces évolutions thermiques vont être responsables, notamment, de la fusion, de la solidification, des transformations allotropiques et des dilatations ; leur connaissance approfondie a donc beaucoup d'importance pour l'étude de la métallurgie du soudage et il est indispensable de bien identifier les paramètres dont elles vont dépendre.

■ L'énergie apportée par la source de chaleur (qui varie avec l'énergie consommée par le générateur et avec le rendement du procédé de soudage) ; quand elle augmente, le volume de métal chauffé croît, le temps de séjour dans le domaine des hautes températures est plus long et le refroidissement est plus lent.

■ La température initiale des pièces à assembler ; quand elle s'élève, le volume de métal chauffé croît, le temps de séjour dans le domaine des hautes températures est plus long et le refroidissement est plus lent.

■ La masse des pièces à assembler ; les conditions de refroidissement de la soudure dépendent de l'environnement métallique de celle-ci, c'est-à-dire de la masse du métal adjacent à la soudure qui est apte à absorber la chaleur. La figure 6 illustre, mieux qu'un long texte, cette dépendance que l'on peut quantifier en prenant en compte la forme du joint et l'épaisseur des pièces à assembler. On constate que l'influence de l'épaisseur ne se fait plus sentir lorsque, en fin de soudage, l'isotherme $20^\circ\text{C} + \epsilon$ (ou plus exactement l'isotherme : température initiale des pièces + ϵ) n'atteint pas la face opposée des pièces, c'est-à-dire quand l'épaisseur dépasse une certaine limite ; cette épaisseur limite sépare le domaine des pièces dites *minces* (dont l'épaisseur est inférieure à cette limite et pour lesquelles, toutes choses égales par ailleurs, le refroidissement des soudures est d'autant plus rapide que l'épaisseur est grande) de celui des pièces dites *épaisses* (dont l'épaisseur est supérieure à cette limite et pour lesquelles, toutes choses égales par ailleurs, le

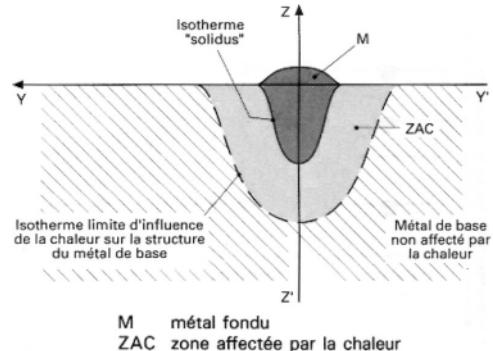


Figure 4 – Définition des différentes zones d'un joint soudé

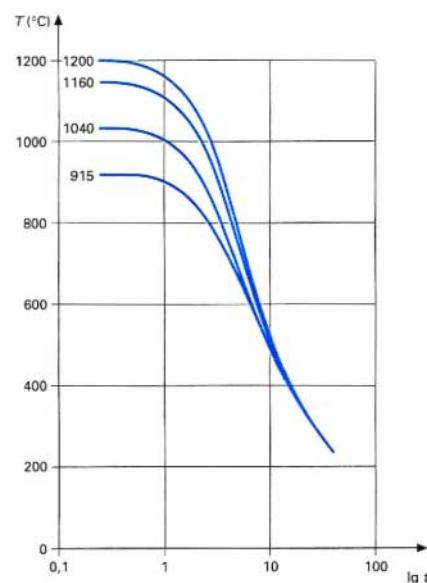


Figure 5 – Lois de refroidissement de différents points d'une même soudure

refroidissement des soudures ne dépend plus de l'épaisseur). Cette épaisseur limite varie avec l'énergie thermique apportée par la source de soudage ; elle croît quand cette dernière augmente.

■ Les caractéristiques physico-thermiques du métal, c'est-à-dire sa capacité thermique massique, sa conductivité thermique, sa diffusivité thermique et, s'il y a fusion, son enthalpie de fusion.

La figure 7, empruntée à Berthet [9], illustre ce que peuvent être des cycles thermiques de soudage dans différents cas.

La description quantitative des cycles thermiques de soudage a fait l'objet de nombreux travaux [11] à [18]. Les équations de Rosenthal [10] leur ont généralement servi de base.

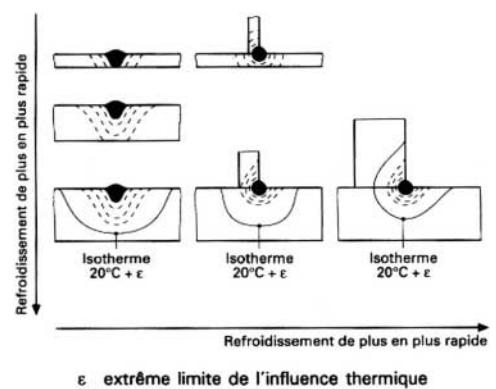


Figure 6 – Schématisation de l'évolution des conditions de refroidissement d'une soudure en fonction du type de l'assemblage et de l'épaisseur des pièces

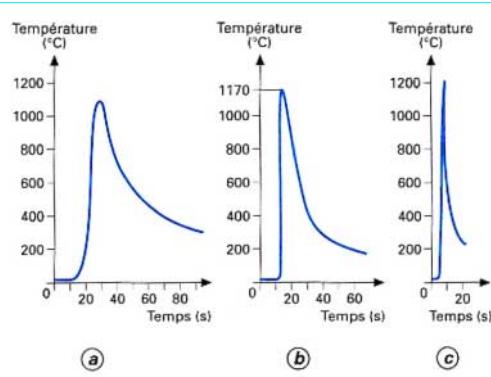


Figure 7 – Exemples de cycles thermiques de soudage (d'après [9])

Berhet [9] a rappelé les grandes lignes du calcul qui, si l'on admet plusieurs hypothèses simplificatrices, conduit aux résultats suivants :

■ avec un produit infiniment épais :

$$T - T_0 = (Q/2\pi\lambda r) \exp[-v(x+r)/2a]$$

■ avec un produit de faible épaisseur :

$$T - T_0 = (Q/2\pi\lambda e) K_0(vr/2a) \exp(-vx/2a)$$

avec T température au point considéré à l'instant t ,
 T_0 température initiale au point considéré,
 Q énergie thermique fournie par la source de chaleur,
 λ conductivité thermique (figure 24),
 r distance du point considéré à la source de chaleur,
 v vitesse de déplacement de la source de chaleur,

- a diffusivité thermique = λ/pc (figure 24),
- c capacité thermique massique (figure 24),
- x distance selon XX' (axe de déplacement de la source de chaleur) entre la source et le plan YOZ (perpendiculaire à XX') passant par le point considéré,
- e épaisseur du produit mince,
- K_0 fonction de Bessel de seconde espèce d'ordre zéro, les hypothèses admises étant les suivantes :
 - le soudage a atteint son régime stationnaire ;
 - la source de chaleur est ponctuelle ;
 - les pertes de chaleur sont négligeables ;
 - à grande distance de la source de chaleur la température resté inchangée ;
 - les caractéristiques thermiques du matériau ne varient pas avec la température ;
 - le métal ne subit pas de transformation (donc ni fusion ni solidification) ;
 - le produit soudé est homogène et isotrope ;
 - pour les produits minces, il n'apparaît pas de gradient de température dans l'épaisseur.

On parvient ainsi aux formules que l'on retrouve dans tous les manuels :

■ avec un produit infiniment épais :

$$v_T = 2\pi\lambda(T - T_0)^2/E$$

■ avec un produit de faible épaisseur :

$$v_T = 2\pi\lambda c(T - T_0)^3/E^2$$

avec v_T vitesse de refroidissement à la température T ,
 E énergie thermique linéaire mise en jeu tenant compte du rendement thermique de la source de chaleur.

Avec Bernard et Prudhomme [18], nous admettons que « La recherche d'expressions quantitatives exactes ne se justifie pas du fait des approximations imposées par le traitement de Rosenthal » et nous préférons considérer les résultats obtenus par ces auteurs lorsqu'ils ont eu recours à l'analyse dimensionnelle dans le traitement des résultats expérimentaux d'autant que celle-ci permet la prise en compte de conditions géométriques de soudage non considérées par les précédents travaux. Ces auteurs concluent que la température du centre du cordon est déterminée, quelle que soit l'épaisseur du produit soudé, par une fonction unique F de deux variables :

$$A = Q/[vce^2(T - T_0)] \quad B = ta/e^2$$

$$F[A, B] = 0$$

les notations restant celles déjà utilisées avec, en plus,

t temps écoulé depuis le passage de l'arc au droit du point considéré.

Il faut noter que le terme Q/v représente l'énergie linéaire de soudage E (accord avec Jhaveri [12]) et donc, *in fine* :

$$F[E/ce^2(T - T_0), ta/e^2] = 0$$

Bernard et Prudhomme [18] ont montré que cette formulation rejoignait les résultats de Rosenthal ; nous verrons plus loin tout l'intérêt de celle-ci lorsque nous examinerons les phénomènes se déroulant au cours des refroidissements.

3.1.2 Fusion et élaboration du bain liquide

Lors d'une opération de soudage provoquant la formation d'un bain de métal liquide, les constituants de celui-ci sont fournis :

— toujours par le ou les métaux de base constituant les pièces à assembler (ce qui concerne le brasage a été exclu de ce texte) ;

- très souvent par le métal constituant l'électrode ;
- souvent par des produits minéraux associés à l'électrode (enrobage, flux, fourrage...);
- parfois par un métal d'apport.

Nous allons examiner successivement les conditions dans lesquelles se font ces différentes contributions.

3.1.2.1 Fusion du métal de base

Comme le montre les enregistrements des cycles thermiques imposés au métal de base par l'opération de soudage (figure 7), la fusion de celui-ci est extrêmement rapide (quelques secondes) mais elle s'achève après le passage de la source de chaleur du fait, d'une part, du déplacement de cette dernière et, d'autre part, de la surchauffe imposée par l'arc électrique (la température en zone anodique est supérieure à 3 000 °C et voisine de 2 500 °C en zone cathodique). Dans ces conditions on pourra trouver, dans le métal de base au voisinage de la ligne de fusion, les séquelles d'une fusion hors équilibre. Si le métal de base est un alliage constitué d'une seule phase (les éléments d'alliage sont dissous), son diagramme d'équilibre a, dans le domaine considéré, la forme d'un simple fuseau et, au cours de sa fusion, il se formera une phase liquide plus riche en solutés que lui-même ; l'enrichissement de cette dernière sera obtenu par appauvrissement du solide subsistant, mais ici, la diffusion étant très réduite, cet appauvrissement sera limité à la partie du métal de base voisine du bain fondu (figure 8). C'est ainsi que pourra apparaître, lors du soudage des aciers, une zone décarburée au voisinage de la ligne de fusion. Si le métal de base est un alliage dont le diagramme d'équilibre fait apparaître une réaction eutectique, le processus de fusion rapide va intéresser tout d'abord les agrégats eutectiques et, de ce fait, le front de fusion sera irrégulier, laissant subsister *en relief* des résidus de la phase pro-eutectique (figure 9). Si l'eutectique est préférentiellement distribué aux joints des grains de la phase proeutectique, ce processus peut conduire à un cheminement de la phase liquide dans les joints des grains. En présence d'une réaction péri-eutectique, les perturbations seront probablement plus grandes encore avec possibilité de voir subsister en bordure de la zone fondue des résidus de la phase stable à basse température.

3.1.2.2 Fusion de l'électrode

Le métal qui fond à l'extrémité de l'électrode est ensuite transféré dans l'arc (la fusion et la surchauffe qui l'accompagnent peuvent engendrer des dégagements gazeux qui projettent le métal fondu). Ce transfert peut se faire selon des modes différents en fonction de la polarité électrique de l'électrode et de la densité de courant.

Lorsque l'électrode est anode et donc positive :

— si la **densité de courant est élevée**, le métal de l'électrode se vaporise partiellement dès sa fusion et projette de fines gouttelettes qui sont entraînées par le jet de plasma vers le bain fondu ; on parle alors de « **transfert par pulvérisation** » (dite parfois **axiale**) ;

— à **plus faible densité de courant**, la volatilisation partielle ne se produit plus, une goutte de métal fondu se forme à l'extrémité de l'électrode, goutte qui grossit puis se détache par effet de pincement ; elle est ensuite entraînée par le jet de plasma vers le bain fondu, il s'agit alors du « **transfert globulaire** » ou « **transfert en grosses gouttes** » ou « **vol globulaire** » ; ce processus a été amélioré en recourant à un courant pulsé qui permet de détacher périodiquement la goutte et donc de supprimer le caractère aléatoire de son libre détachement ;

— à **encore plus faible densité de courant**, une goutte de métal fondu se forme à l'extrémité de l'électrode, goutte qui grossit puis, compte tenu des paramètres électriques, vient au contact du bain de métal liquide en provoquant un court-circuit ; l'effet de pincement et l'action de la tension superficielle provoquent la séparation de la goutte de l'électrode et son incorporation au bain (ce qui permet le réallumage de l'arc) : on parle alors de « **transfert par court-circuit** ».

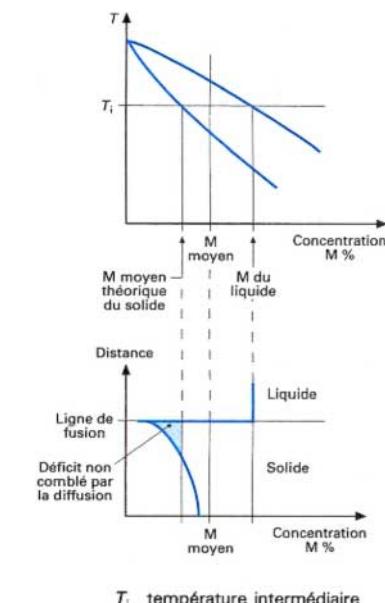


Figure 8 – Crédit d'une zone appauvrie dans le métal de base, au voisinage de la ligne de fusion

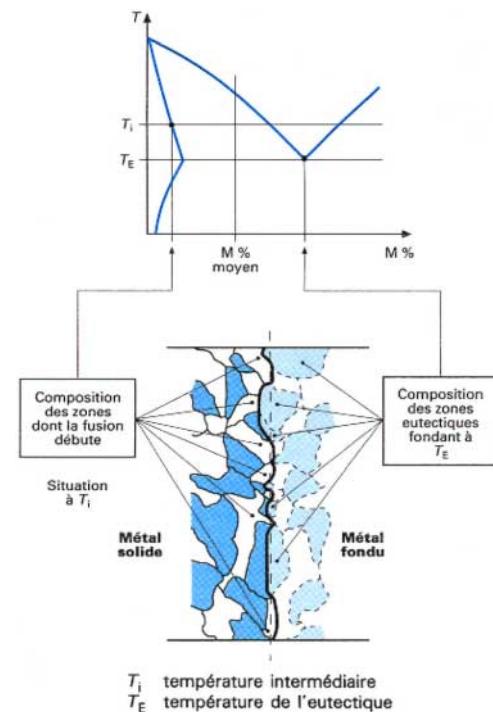


Figure 9 – Irrégularités de fusion d'une structure comportant un eutectique

■ **Lorsque l'électrode est cathode et donc négative**, le jet de plasma émanant de la tache cathodique repousse le métal qui fond à l'extrémité de l'électrode :

— si la **densité de courant est élevée**, il se forme un chapelet de petites gouttelettes qui tournent autour de la colonne d'arc et finissent par *tomber* dans le bain fondu ;

— si la **densité de courant est plus faible**, c'est une grosse goutte qui se forme à l'extrémité de l'électrode et finit par *tomber* dans le bain fondu sous l'action de la pesanteur et des forces électromagnétiques.

On voit que la polarité positive (l'électrode est anode) est la plus intéressante et ce d'autant plus qu'elle met en jeu des modes de transfert qui rendent secondaire l'effet de la pesanteur et permettent donc le soudage en position.

Mais il faut aussi noter que tous les modes de transfert sont discontinus, ce qui explique la périodicité de certaines propriétés du métal fondu et notamment sa géométrie.

3.1.2.3 Fusion des produits associés à l'électrode

La fusion des produits minéraux (enrobage, flux, fourrage...) associés à l'électrode met au contact du métal fondu un laitier (assurant sa protection contre l'agression de l'atmosphère ambiante) qui, à l'état liquide, peut réagir avec lui. Les réactions qui n'atteindront jamais l'équilibre peuvent provoquer :

— des échanges d'éléments que l'on souhaite introduire dans le métal fondu en les prélevant dans le laitier (apport de manganèse par réduction des oxydes de manganèse contenus dans un laitier basique, par exemple) ;

— des échanges d'éléments indésirables dans le métal fondu et que l'on souhaite transférer dans le laitier (désulfuration, déphosphoration...).

Dans tous les cas les proportions des éléments actifs devront excéder sensiblement celles correspondant à l'équilibre pour tenir compte de la brièveté de la réaction.

Des éléments métalliques (fer, chrome, nickel,...) sont parfois incorporés, sous forme de poudre, dans les enrobages et les fourrages ; ces éléments, qui vont fondre et s'incorporer au métal liquide, peuvent provoquer ainsi, d'une part, un accroissement du volume de ce dernier (augmentation du rendement par ajout de poudre de fer) et, d'autre part, un enrichissement en éléments d'alliage en vue d'améliorer les qualités du métal fondu (cas de Cr, Ni, Mo...).

Il faut noter que la décomposition par la chaleur de produits organiques constituants certains enrobages (cellulosiques notamment) va générer peu de laitier mais va dégager une forte quantité de gaz qui assureront la protection du métal liquide ; cependant ces gaz seront riches en hydrogène et nous verrons plus loin les risques que présente une telle situation.

3.1.2.4 Volatilisation dans l'arc électrique

Les hautes températures atteintes dans le plasma d'arc sont susceptibles de provoquer la volatilisation des éléments dont les pressions de vapeur sont élevées ; la figure 10 illustre comment varient ces dernières en fonction de la température et permet d'apprécier quels sont les risques de perte en fonction de la pression ambiante. Le confinement du métal fondu peut limiter ces pertes (cas, par exemple, du soudage par résistance). Si nécessaire, ces pertes seront compensées par un ajout supplémentaire intervenant dans la composition du métal d'apport.

Cette volatilisation est la source des fumées de soudage.

3.1.2.5 Dilution

La participation d'un métal d'apport (électrode fusible ou ajout extérieur) à la formation du bain de métal liquide provoque, au sein de celui-ci, un mélange avec le métal fondu issu du ou des métaux de base. On appelle *dilution* la proportion relative de ces derniers dans l'ensemble du métal fondu (figure 11). La composition

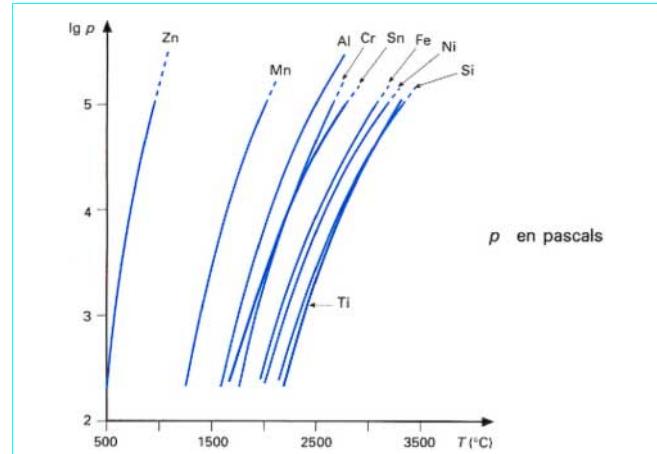


Figure 10 – Variation de la pression de vapeur de différents métaux avec la température

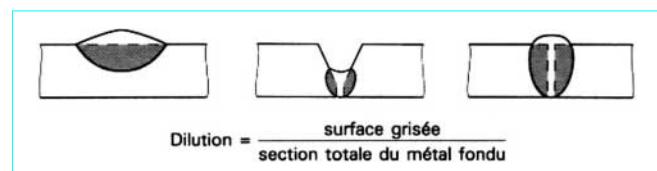


Figure 11 – Définition schématique de la dilution

chimique de celui-ci (qui sera déterminante en ce qui concerne ses performances mécaniques) obéit à la loi des mélanges en proportion de cette dilution.

Le niveau de la dilution est généralement déterminé à l'aide d'un examen macrographique. Il dépend de plusieurs facteurs :

- le procédé (la dilution est de 100 % en soudage par résistance et généralement en soudage par faisceau d'électrons) ;
- la préparation des pièces à assembler (figure 11) ;
- l'énergie de soudage.

Lorsqu'il s'agit d'un soudage hétérogène (assemblage de deux pièces de compositions différentes), cette notion de dilution doit être affinée afin de prendre en compte la participation propre de chacun des deux métaux de base et permettre ensuite le calcul de la composition du métal fondu.

3.1.2.6 Estimation du volume du métal fondu

Compte tenu du rôle du métal fondu, il est intéressant de tenter d'estimer ce que sera sa section en fonction des conditions de soudage.

La figure 12 [13] illustre les résultats obtenus.

Pour les aciers, on peut écrire [18] :

— si le produit UIv est petit ($\ll 800 \text{ J} \cdot \text{cm} \cdot \text{s}^{-2}$) :

$$sv^2 = \pi (UIv)^2 / [8(\pi\lambda T_f)^2]$$

— si le produit UIv est grand ($> 2000 \text{ J} \cdot \text{cm} \cdot \text{s}^{-2}$) :

$$sv^2 = [UIv/(2,72 c T_f)] - 2\pi a^2$$

avec s section de métal fondu qui subsisterait après arasage du cordon,

v vitesse de déplacement de la source de chaleur,

λ conductivité thermique (figure 24),

T_f température de fusion (figure 24),

- U* tension de soudage,
I intensité de soudage,
c capacité thermique massique (figure 24),
a diffusivité thermique (figure 24).

Pratiquement pour UIv grand [18] :

$$sv^2 = 4,81 \times 10^{-5} UIv - 0,114$$

$$Sv^2 = 5,15 \times 10^{-5} UIv - 0,114$$

avec s (cm^2) section de métal fondu qui subsisterait après arasage du cordon,

S (cm^2) section totale du métal fondu,

v ($\text{cm} \cdot \text{s}^{-1}$) vitesse de déplacement de la source de chaleur,

T_f = 1 500 °C,

U (V) tension de soudage,

I (A) intensité de soudage,

et des coefficients de corrélation linéaire respectifs de 0,99 et 0,98. Ces formules sont également en accord avec les résultats expérimentaux de Bradstreet [19].

Ces données permettent, connaissant les conditions opératoires d'une opération de soudage d'aciers (notamment la préparation), d'estimer ce que sera la dilution et donc d'approcher la composition chimique du métal fondu.

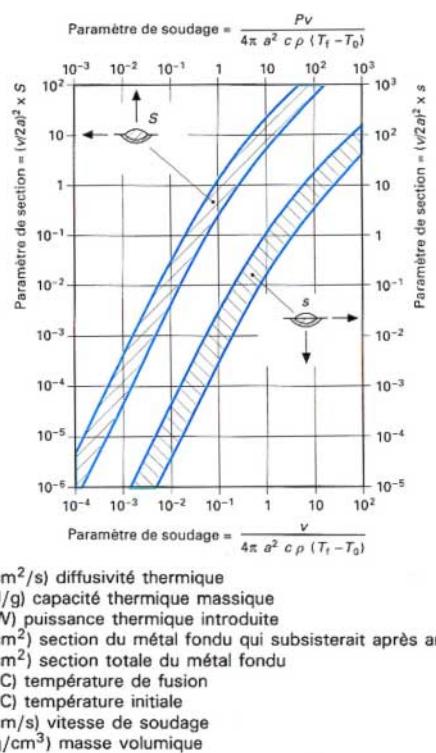


Figure 12 – Aire de la section fondu en fonction des paramètres de soudage

3.1.3 Solidification

La translation de la source de chaleur au cours du soudage permet, à son aval, la solidification du métal liquide retenu au contact du métal de base surchauffé mais non fondu. En régime stable, le déplacement régulier du *solide thermique* (§ 3.1.1) engendre celui, non moins régulier, du front de solidification et, de ce fait, la vitesse de soudage est un facteur déterminant de la progression de la solidification.

Pour analyser ce processus il nous faut distinguer ses deux phases, d'une part, la germination des grains et, d'autre part, leur croissance.

3.1.3.1 Germination des grains

La germination des grains ne peut commencer ici que dans la zone la plus froide du bain liquide (par ailleurs surchauffé dans sa masse), c'est-à-dire au contact du métal de base qui constitue le *moule* le contenant. Or celui-ci est chimiquement constitué du même métal solvant que le métal fondu ; les cristaux baignés par le liquide peuvent donc servir de germes de cristallisation si leurs dimensions sont supérieures à la taille critique des germes. Or la surchauffe imposée à ces cristaux a provoqué leur grossissement de telle sorte qu'ils satisfont très largement à cette exigence (article *Solidification. Crystallisation et microstructure* [M 58] dans ce traité). Par ailleurs, près de la ligne de fusion peut subsister, selon certains auteurs [20], une couche liquide mince de métal de base non dilué par le métal d'apport qui favorise encore ce mode de germination.

Ainsi se produit une germination en épitaxie qui voit se développer chaque germe avec une orientation cristalline identique à celle du cristal solide et dans sa continuité. Ce phénomène a plusieurs conséquences :

— les cristaux, en se développant, traversent le plan de joint, lequel ne constitue plus une discontinuité sur le plan des propriétés mécaniques ;

— chaque germe intéresse une surface déterminée par les dimensions du *grain support* de telle sorte que le nombre et la taille des germes dépendent de la grosseur des grains du métal solide dans la zone surchauffée ; plus ces grains seront gros, plus la germination sera grossière ;

— la facilité avec laquelle un germe pourra se développer dépendra de l'orientation du grain support ; plus la direction préférentielle de croissance du cristal support sera proche de la normale à la surface de contact solide/liquide, plus la croissance sera facile.

Cette germination débute dès que la fusion du métal de base cesse, à quelque distance en arrière du point d'impact de la source de chaleur (figure 2), là où le solide thermique atteint sa section maximale. Les isothermes sont alors parallèles à la ligne de fusion ; ainsi les germes commencent à se développer perpendiculairement à cette dernière.

3.1.3.2 Croissance des grains

La croissance des cristaux obéit aux règles de solidification des alliages, c'est-à-dire que, se faisant ici toujours hors équilibre, elle engendre notamment des hétérogénéités chimiques. Celles-ci seront différentes selon la forme du fuseau qui, dans le diagramme d'équilibre, décrit la solidification ou tout au moins sa première phase.

Si ce fuseau (figure 13a) s'étend à des températures supérieures à la température de solidification du métal solvant pur (fuseau ascendant), les cristaux seront plus riches en solutés au voisinage de la surface de fusion (s_D au début de la solidification et s_D' à la fin) et de moins en moins riches au fur et à mesure de leur développement (jusqu'à s_F). Les traces ultimes de liquide seront pauvres en solutés (l_F) mais pourront néanmoins contenir des proportions importantes d'impuretés si les solubilités de ces dernières dans le métal solide sont faibles.

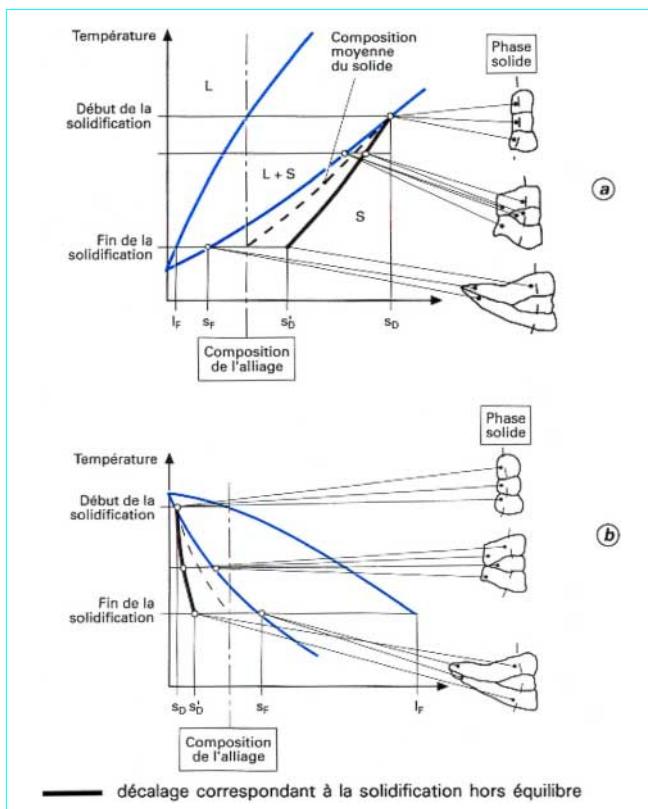


Figure 13 – Création d'un gradient de composition chimique au cours de la croissance des cristaux

■ Si ce fuseau (figure 13b) s'étend à des températures inférieures à la température de solidification du métal solvant pur (*fuseau descendant*), les cristaux seront plus pauvres en solutés au voisinage de la surface de fusion (s_D au début de la solidification et s'_D à la fin) et de plus en plus riches au fur et à mesure de leur développement (jusqu'à s_F). Les traces ultimes de liquide seront riches en solutés (I_F) et pourront, par ailleurs, contenir des proportions importantes d'impuretés si les solubilités de ces dernières dans le métal solide sont faibles.

Ainsi apparaissent des hétérogénéités de composition chimique qui sont relativement réduites du fait de la rapidité de la solidification, mais qui peuvent prendre une certaine importance lorsque l'enrichissement (surtout en impuretés) des dernières traces de liquide abaisse son solidis ; il subsiste alors un film liquide dans la zone où les grains vont achever leur croissance en venant au contact les uns des autres. Nous reviendrons à la fin de ce paragraphe sur les conséquences que peut avoir un tel état de fait en parlant des retraits.

En ce qui concerne les hétérogénéités de composition chimique, il faut noter qu'elles peuvent être aggravées par le processus discontinu de transfert dans l'arc du métal de l'électrode lorsque ce dernier a une composition différente de celle du métal de base ; cela conduit, dans le sens longitudinal de la soudure, à une sorte de périodicité des évolutions des teneurs en éléments autres que le fer (alliages ou impuretés).

À partir des germes, la croissance des cristaux se développe perpendiculairement aux isothermes correspondant au liquidus et au solidus. Pour détailler ce processus il est donc nécessaire de considérer les formes que ces derniers peuvent prendre. Aux plus faibles vitesses de soudage ces isothermes sont voisines d'hémisphères peu déformés alors qu'aux plus grandes vitesses elles

s'étirent vers l'aval en demi-pseudoellipsoïdes (§ 3.1.1). Pour englober toutes les situations nous allons décrire les deux cas extrêmes (qui sont pratiquement hors du domaine industriel), à savoir celui où les isothermes resteraient hémisphériques et celui où elles prendraient la forme de demi-cones.

● Si les isothermes correspondant au liquidus et au solidus restent hémisphériques (ce cas est celui d'un soudage à une vitesse infiniment réduite), nous nous trouvons dans la situation représentée par la figure 14. On voit que la croissance des cristaux va se faire selon les demi-plans diamétraux contenant l'axe XX' ; dans ces demi-plans les cristaux, initialement perpendiculaires à la surface limite du volume liquide, s'incurvent pour croître toujours selon la normale aux isothermes correspondant au liquidus et au solidus. La vitesse de croissance des cristaux a, dans chacun de ces demi-plans, deux composantes ; une, radiale, dans le plan YOZ perpendiculaire à la direction de soudage et qui diminue et tend vers zéro au cours du développement du cristal, l'autre, parallèle à la direction de soudage (axe $X'X$) et qui, partant quasiement de zéro au début de la solidification, tend à égaler la vitesse de soudage lorsque celle-ci s'achève. La vitesse de croissance résultante part d'une valeur théoriquement nulle, augmente rapidement pour plafonner ensuite à des niveaux peu différents de celui de la vitesse de soudage. La croissance s'achève lorsque tous les cristaux nés dans le même plan YOZ convergent sur l'axe $X'X$. Ce processus a plusieurs conséquences :

— la croissance d'un cristal deviendra de moins en moins facile si la direction dans laquelle elle se fait s'éloigne de la direction préférentielle de croissance dudit cristal ; à l'inverse, si elle s'en rapproche, elle deviendra d'autant plus aisée. Dans ces conditions les grains les plus mal orientés à un instant donné cesseront de croître pour laisser la place aux grains les mieux orientés, lesquels n'étant que très provisoirement dans cette situation cesseront à leur tour de croître pour laisser la place à d'autres grains. Cette croissance sélective fait que l'on trouvera plusieurs grains, tous allongés, le long d'une même trajectoire de solidification ;

— l'examen d'une coupe métallographique perpendiculaire à l'axe de la soudure fera apparaître des sections des grains allongés prises sous des angles différents ; près de la ligne de fusion, la grande dimension des grains est parallèle à la coupe et leur observation conduira à les qualifier fort justement de colonnaires ou basaltiques ; par contre, plus l'examen sera réalisé près de l'axe de la soudure, plus la coupe des grains se fera selon des plans proches de leur section minimale et plus l'observateur sera, à tort, tenté de les qualifier de petits et d'équiaxes ;

— l'alignement des joints de grains principaux selon des demi-plans diamétraux du demi-cylindre que constitue le métal solidifié crée des plans privilégiés de rupture par choc ; l'un d'eux, celui qui est perpendiculaire à la surface du métal de base (plan de symétrie de la soudure), peut être à l'origine de résultats décevants lorsqu'il contient l'entaille d'une éprouvette de rupture par choc ;

— si les produits soudés sont minces ou si la pénétration du procédé de soudage est grande (faisceau d'électrons par exemple), le refroidissement ne se fait pas selon toutes les directions radiales perpendiculaires à l'axe de la soudure mais seulement parallèlement aux faces de ces produits et les surfaces isothermes ne sont plus des sphères, dans le cas qui nous intéresse, mais des cylindres. Les cristaux, toujours courbes, se développent dans des plans parallèles aux faces des produits et la zone voisine du plan de symétrie de la soudure contient des alignements de joints de grains qui affaiblissent ses performances mécaniques.

● Si les isothermes correspondant au liquidus et au solidus prennent la forme de demi-cones très allongés (ce cas est celui d'un soudage à une vitesse infiniment grande), nous nous trouvons dans la situation représentée par la figure 15. Nés toujours perpendiculairement à la surface limite de fusion, les grains s'orientent très rapidement selon la normale aux isothermes correspondant au liquidus et au solidus, direction qui reste stable pendant toute leur croissance. Celle-ci se développe donc dans des demi-plans diamétraux des demi-cones et selon une direction qui fait avec l'axe de soudage un angle constant complémentaire de celui que font les génératrices des cônes avec ce même axe. La vitesse de croissance des cristaux part

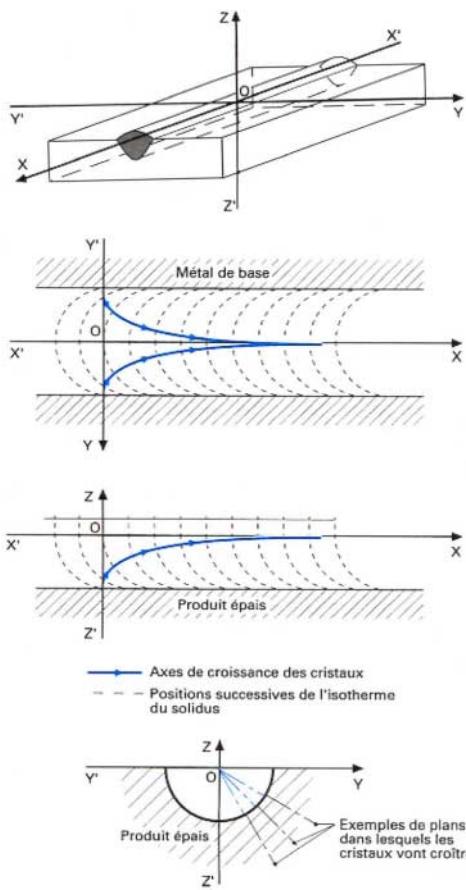


Figure 14 – Croissance des cristaux en présence d'isothermes hémisphériques

toujours quasiment de zéro pour prendre très rapidement une valeur qui reste ensuite pratiquement constante. La croissance s'achève lorsque tous les cristaux nés dans le même plan YOZ convergent sur l'axe X'X. Ce processus a plusieurs conséquences :

— la **croissance sélective des cristaux** permet ici, à la fois, le développement de cristaux colonnaires (basaltiques) pouvant aller de la ligne de fusion jusqu'à l'axe de la soudure et l'accroissement de leur section au détriment des grains moins bien orientés ;

— la **présence des joints de grains principaux selon des demi-plans diamétraux du demi-cylindre que constitue le métal solidifié** crée des plans privilégiés de rupture par choc ; l'un d'eux, celui qui est perpendiculaire à la surface du métal de base (plan de symétrie de la soudure), peut être à l'origine de résultats décevants lorsqu'il contient l'entaille d'une éprouvette de rupture par choc ;

— si les produits soudés sont minces ou si la pénétration du procédé de soudage est grande (faisceau d'électrons par exemple), le refroidissement ne se fait pas selon toutes les directions radiales perpendiculaires à l'axe de la soudure mais seulement parallèlement aux faces de ces produits et les surfaces isothermes ne sont plus des demi-cones, dans le cas qui nous intéresse, mais des dièdres. Les cristaux, toujours rectilignes, se développent dans des plans parallèles aux faces des produits et la zone voisine du plan de symétrie de la soudure est le lieu, très perturbé sur le plan structural, de rencontre des cristaux qui stoppent là leur développement ; cette situation peut conduire à un affaiblissement des performances mécaniques ;

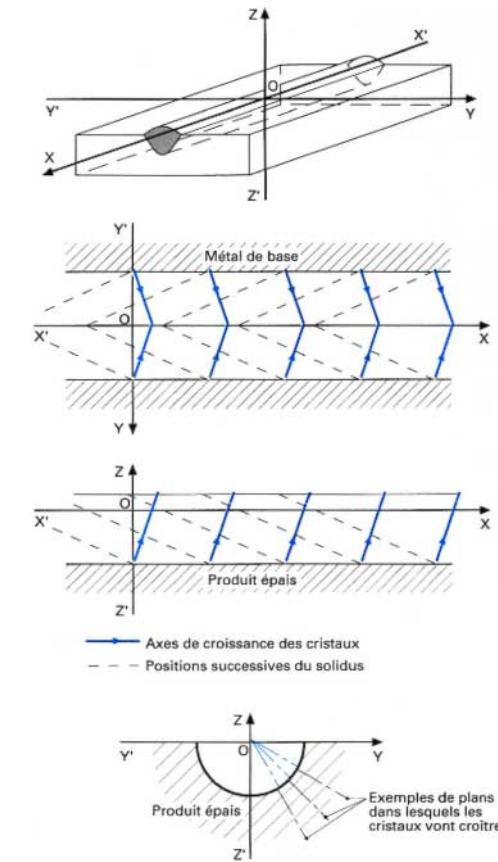


Figure 15 – Croissance des cristaux en présence d'isothermes semi-coniques

— parfois la **vitesse de soudage est telle** que ce **mode de croissance des grains peut être interrompu** et faire place à un développement de petits cristaux équiaxes au voisinage du plan de symétrie du cordon ; mais, pour qu'une telle situation puisse se produire, il est nécessaire que plusieurs conditions soient satisfaites :

- le refroidissement doit être ralenti,
- le liquidis de la phase liquide doit être abaissé (par enrichissement local en solutés) sur le front de formation des grains colonnaires de telle sorte que la croissance de ces derniers soit retardée ,
- des germes libres doivent pouvoir se former au sein de la phase liquide.

Il est peu fréquent que ces conditions soient satisfaites au cours d'une opération de soudage qui est généralement caractérisée par un refroidissement rapide après une surchauffe importante, elles peuvent toutefois plus facilement l'être au cœur des points de soudure par résistance.

La solidification et le refroidissement concomitant du métal fondu engendrent une contraction en volume dont un ordre de grandeur de l'ampleur est donné par la figure 16, en ce qui concerne le fer et l'aluminium. Cette évolution conduit, lors de la solidification, à la formation de la retassure, c'est-à-dire l'apparition d'un creux de retrait. Dans une soudure on peut ainsi trouver des retassures intercrystallines (dites interdendritiques) situées dans le plan médian de la soudure lorsque les cristaux colonnaires convergent sans s'incurver vers l'axe du cordon (vitesse de soudage relativement élevée) ; on peut aussi trouver des retassures de dimensions plus

réduites (dites microretassures) entre les différents grains de solification. Cependant il faut noter que le risque de formation de retassures dans un joint soudé dépend du processus de croissance des grains colonnaires :

— si ceux-ci convergent vers l'axe du cordon à travers des isothermes sphériques ou cylindriques, le retrait est rejeté vers la surface et cela d'autant plus que leur croissance devient compétitive pour occuper l'espace disponible ;

— si ceux-ci croissent dans des plans parallèles aux surfaces des produits assemblés (produits minces ou soudures à forte pénétration), le retrait se fait sentir dans le plan de symétrie axiale du cordon et engendre un risque important de formation de retassures nocives et ce d'autant plus que la vitesse de soudage est grande.

Ce retrait, lorsqu'il se conjugue avec l'existence à relativement basse température d'un film liquide séparant les grains qui achèvent leur croissance, est susceptible d'engendrer le processus de **fissuration à chaud**. Celui-ci résulte d'un manque de continuité solide qui crée des cavités constituant des amores de rupture lesquelles, face au retrait qui se poursuit, se propagent avec une forte tendance à rester intergranulaires comme elles le sont à leur origine. Cette fissuration à chaud peut être longitudinale (suite au retrait transversal) ou transversale (suite au retrait longitudinal).

Une forme particulière de retassure (à éliminer) peut apparaître en fin de passe, lors de l'arrêt du soudage : c'est la **retassure de cratère**.

3.1.4 Transformations à l'état solide

Les transformations à l'état solide intéressent :

— au chauffage : la zone affectée par la chaleur (ZAC) dans le métal de base ;

— au refroidissement : à nouveau la zone affectée par la chaleur dans le métal de base mais aussi le métal fondu et solidifié.

Nous devons considérer ici la totalité de la zone affectée par la chaleur, c'est-à-dire tout le volume de métal compris entre la limite de la zone fondue et l'isotherme correspondant à la disparition de toute modification de la structure du métal de base par la chaleur.

Toutes les transformations susceptibles d'intervenir seront marquées par les spécificités des cycles thermiques de soudage, c'est-à-dire essentiellement par leur rapidité relative et par l'absence de maintien à haute température.

3.1.4.1 Transformations au chauffage en ZAC

La rapidité des chauffages au cours des cycles thermiques de soudage engendre un déplacement, au-dessus des conditions d'équilibre, des domaines de température dans lesquels se développent les transformations ; ces dernières se développent néanmoins par suite de l'accélération des cinétiques due à l'échauffement.

Selon la température maximale atteinte au point considéré, ces modifications peuvent être de différents types.

■ **Restauration et recristallisation** : si le métal de base est écroui, avec perte des performances de résistance acquises lors de cet écrouissage (article *Écrouissage d'alliages d'aluminium* [M 230] dans ce traité).

■ **Coalescence des phases stables** et notamment des précipités : ce processus (article *Durcissement des aciers* [M 245] dans ce traité) passe par la remise en solution (d'autant plus rapide que les particules sont petites) des plus petites particules dont la matière constitutive va précipiter sur les plus grosses ; on a simultanément diminution du nombre des particules précipitées et grossissement de celles qui subsistent avec, donc, perte partielle ou totale du durcissement dû à ces précipités. Dans certains cas cette évolution peut se limiter à la perte de cohérence du précipité avec le métal de base, ce qui n'en conduit pas moins à une perte de durcissement.

■ **Mise en solution des précipités** : généralement la solubilité des précipités augmente lorsque la température s'élève et, de ce fait, certains de ces derniers peuvent repasser partiellement ou totalement en solution dans le métal de base, perdant ainsi toute capacité de durcissement.

■ **Transformation allotropique** : si le réseau cristallin du métal de base est susceptible de changer avec la température (articles *Transformations dans les aciers* [M 1 115] et *Traitements thermiques des alliages de titane* [M 1 335] dans ce traité), les transformations allotropiques se déroulent, en général, dans la partie la plus chaude de la ZAC (au voisinage du métal fondu), toujours décalées par la rapidité du chauffage vers des températures supérieures aux températures d'équilibre.

Ce décalage est d'autant plus important que la transformation allotropique s'accompagne de la mise en solution de précipités. Dans les parties portées à moins hautes températures, ces transformations peuvent n'être que partielles.

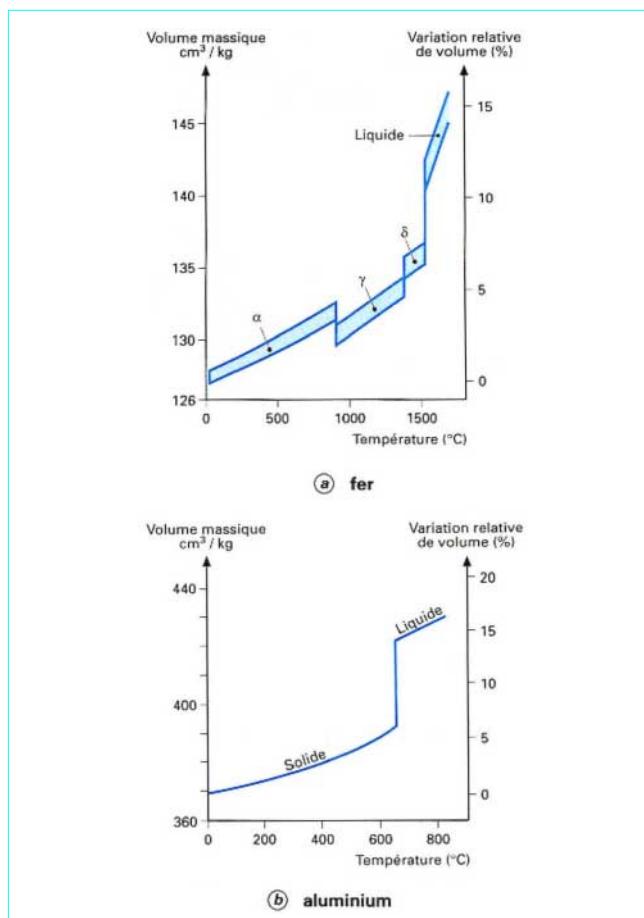


Figure 16 – Évolutions du volume massique du fer et de l'aluminium en fonction de la température et variations relatives de ce volume
(pour l'aluminium se reporter aux articles *Données numériques sur l'aluminium* et *les alliages d'aluminium de transformation* [M 443] et [M 445])

3.1.4.2 Transformations au refroidissement en ZAC et dans le métal fondu

Au refroidissement, des transformations peuvent se développer si le chauffage qui a précédé a engendré un état structural instable à la température ambiante, essentiellement par une mise en solution conduisant ultérieurement à une sursaturation et par des transformations allotropiques.

La rapidité relative des refroidissements au cours des cycles thermiques de soudage engendre un déplacement important, au-dessous des conditions d'équilibre, des domaines de température dans lesquels se développent les transformations ; le ralentissement des cinétiques dû à cette évolution vers de basses températures peut engendrer des modifications importantes des produits de ces dernières.

Il est donc nécessaire de caractériser simplement ce que sont ces conditions de refroidissement. Plusieurs paramètres peuvent être utilisés pour ce faire :

- vitesse moyenne de refroidissement entre deux températures ;
- vitesse de refroidissement à une température donnée ;
- durée du refroidissement entre deux températures.

Les deux paramètres les plus utilisés sont :

- la durée du refroidissement entre 800 et 500 °C Δt_{500}^{800} ;
- la durée du refroidissement entre 700 et 300 °C Δt_{300}^{700} .

Bernard et Prudhomme [18] (§ 3.1.1) ont montré qu'il devait exister une relation unique g entre les valeurs prises par un tel paramètre et les caractéristiques de l'opération de soudage (E énergie thermique linéaire mise en jeu tenant compte du rendement thermique de la source de chaleur, e épaisseur du produit soudé) telle que (figure 17) :

$$\Delta t_{T_2}^{T_1}/E = g(e^2/E)$$

La distinction entre produits épais (pour lesquels une variation d'épaisseur n'engendre pas de modification du régime thermique) et produits minces (pour lesquels une variation d'épaisseur engendre une modification du régime thermique) apparaît nettement. C'est un terme en $e^2 T/E$ qui détermine la limite [18] [12]. Des études ont montré qu'en admettant que la vitesse moyenne entre T_1 et T_2 était égale à la vitesse de refroidissement à $(T_1 + T_2)/2$, température moyenne de l'intervalle considéré, il existait une fonction unique h telle que :

$$A^2 \Delta t_{T_2}^{T_1}/E = h(Ae^2/E)$$

avec $A = [(T_1 + T_2)/2 - T_0] / [(T_1 + T_2)/2 - 20]$

La figure 18 illustre cette relation en termes de Δt_{300}^{700} pour des aciers au carbone et des aciers faiblement alliés et vérifie son existence avec des températures de préchauffage allant jusqu'à 220 °C. Le domaine des produits épais est ici limité, en borne inférieure, à $e = 6,35 (UI/v)^{-0,5}$. Cet acquis est d'autant plus intéressant qu'il a été montré, d'une part, que, dans la zone de détermination, les paramètres des lois de refroidissement des différents points d'un joint soudé étaient pratiquement identiques (§ 3.1.1 et figure 5) et, d'autre part, que le refroidissement du métal fondu répondait pratiquement aussi au même paramètre (tableau 1). Ainsi donc une même valeur du paramètre est susceptible de caractériser les conditions de refroidissement de tous les points d'un joint soudé.

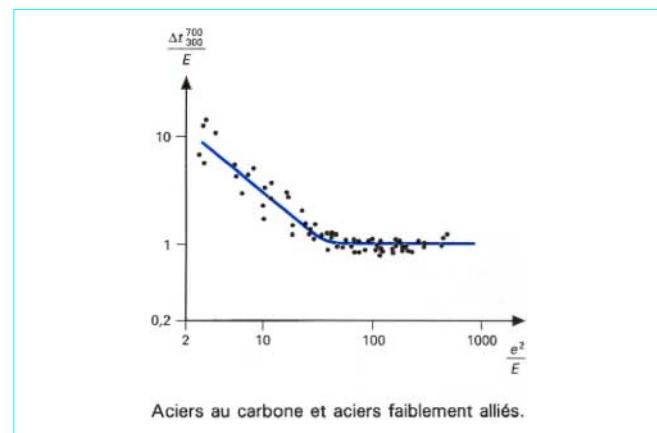


Figure 17 – Variation du critère de refroidissement Δt_{300}^{700} en fonction des paramètres de soudage en l'absence de préchauffage (d'après [18])

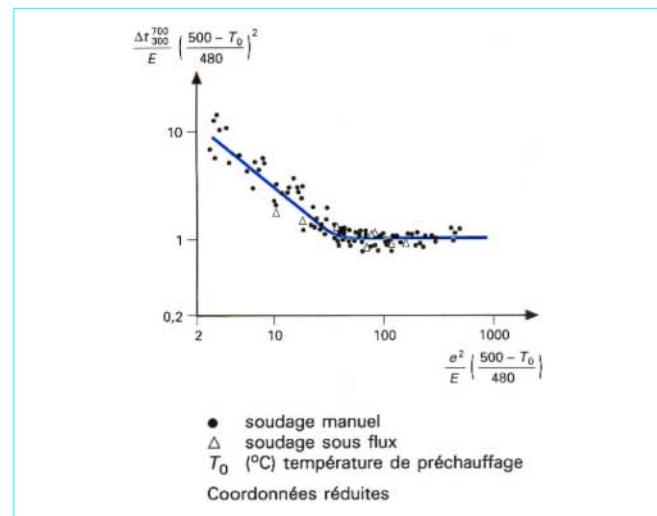


Figure 18 – Variation du critère de refroidissement Δt_{300}^{700} en fonction des paramètres de soudage après préchauffage (d'après [18])

Tableau 1 – Comparaison des paramètres Δt_{300}^{700} mesurés dans des soudures d'acières non alliés [18]

Δt_{300}^{700} (s) Métal fondu	Δt_{300}^{700} (s) Métal solide voisin du métal fondu
352	370
145	165
60	80
50	56
46	55

Les transformations peuvent être de différents types selon la température maximale (qui conditionne ici l'état de départ) atteinte au point considéré et suivant la rapidité des refroidissements. On va pouvoir constater éventuellement, et parfois seulement dans une partie de la ZAC :

— **la création d'une sursaturation** (la solubilité d'un ou de plusieurs éléments d'alliage diminuant avec l'abaissement de température) ; selon la rapidité du refroidissement cette sursaturation peut être totalement conservée après refroidissement complet ou conduire à la précipitation (souvent partielle) d'une ou plusieurs phases ; dans un tel état le métal sera susceptible de se désaturer par une précipitation engendrant un durcissement lors d'un réchauffage ultérieur ;

— **le développement de transformations allotropiques** qui affectent les volumes de la ZAC déjà transformées lors du chauffage ; ces transformations devront être analysées dans leur contexte, c'est-à-dire en tenant compte des particularités de l'état de départ à chaud (métal brut de solidification, surchauffe, mises en solution incomplètes de certains précipités, transformations allotropiques incomplètes au chauffage et refroidissements rapides).

3.1.5 Dilatation

Toute modification de la température d'un métal s'accompagne de variations de son volume massique :

- systématiques et continues par le jeu de la dilatation ;
- éventuelles et discontinues par le jeu des transformations allotropiques.

La figure 16 en donnait un exemple pour le fer et l'aluminium.

Pratiquement, on rend compte des effets de la dilatation sur les dimensions en considérant le coefficient de dilatation linéique α_l que l'on définit en écrivant :

$\alpha_l = (\partial l / \partial T) / l_T$ = coefficient de dilatation linéique vrai à T

$\bar{\alpha}_l = (l_T - l_{T_0}) / [(T - T_0) l_{T_0}]$ coefficient de dilatation linéique moyen entre T et T_0 .

Le tableau 2 donne des ordres de grandeur du coefficient de dilatation linéique moyen entre 20 et 100 °C de différents métaux.

Tableau 2 – Coefficient de dilatation linéique moyen entre 20 et 100 °C de différents métaux

Métal	$\bar{\alpha}_l$ ($10^{-6}/K$)
Zn	31
Mg	26
Al	23,5
Cu	17
Ni	13,3
Fe	11,7
Ti	8,9
Zr	5,9

Au cours de la réalisation d'un joint soudé on peut considérer que, schématiquement, on crée :

- globalement un volume chauffé constitué par le métal fondu et la zone affectée par la chaleur ;
- localement, dans toute la ZAC, des gradients thermiques importants.

En ce qui concerne les dilatations, ces effets thermiques ont des conséquences diverses.

■ Le volume globalement chauffé prend ses dimensions d'équilibre lors de la solidification du métal fondu, laquelle crée la continuité solide. Le refroidissement de ce volume engendre une contraction, réplique de la dilatation, qui doit être accompagnée par le métal de base non affecté par la chaleur. Les déformations seront plastiques ou élastiques selon le comportement mécanique du métal.

■ Les gradients thermiques locaux engendrent des modifications dimensionnelles non uniformes ; de point en point le métal doit donc s'adapter, c'est-à-dire se déformer pour résorber les écarts. Ces déformations dans le volume même du joint peuvent être élastiques ou plastiques suivant le comportement mécanique du métal.

Le comportement mécanique du joint au cours de son refroidissement prend ici beaucoup d'importance. À titre indicatif, la figure 19 décrit les variations de la limite d'élasticité pour des alliages d'aluminium, de magnésium, de titane, de fer et de nickel en fonction de la température ; on voit que la limite d'élasticité de ces métaux ne prend une valeur significative qu'à des températures très inférieures à la température de fin de solidification de telle sorte que, pendant la phase initiale du refroidissement, les déformations induites restent plastiques et ne deviennent élastiques (avec apparition de contraintes) qu'au cours de la phase terminale du refroidissement. Mais alors ces déformations élastiques Δl_e vont devoir, pour rétablir l'équilibre mécanique, compenser les déformations d'origine thermique Δl_t de telle sorte que l'on ait :

$$\Delta l_t - \Delta l_e = 0$$

soit $\alpha_l \Delta T - \sigma/E = 0$ ou $\sigma = E \Delta T \alpha_l$

avec E module d'élasticité,
 σ contrainte résultante.

Il apparaît un terme important, le facteur de proportionnalité entre l'écart de température ΔT et le niveau des contraintes que ce dernier engendre en condition d'élasticité ; c'est le produit :

$$E \alpha_l$$

dont le tableau 3 donne des ordres de grandeur.

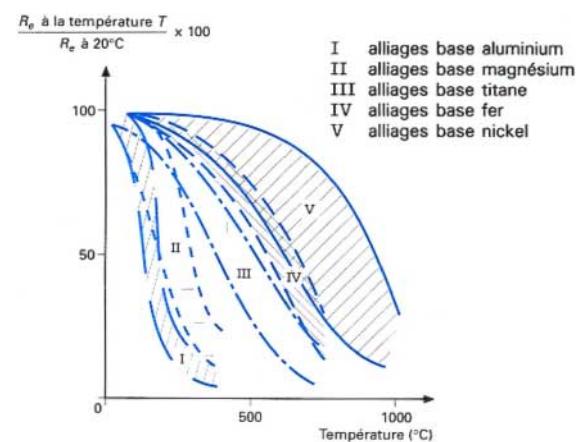


Figure 19 – Évolutions relatives de la limite d'élasticité R_e de différents métaux avec la température

Tableau 3 – Ordre de grandeur du produit $E\alpha_l$ à 20 °C pour différents métaux

Métal	$E\alpha_l$ [N/(mm ² · K)]
Zn	3
Ni	2,8
Fe	2,4
Cu	2,1
Al	1,6
Mg	1,2
Ti	1
Zr	0,5

Bien entendu, les transformations allotropiques interviennent dans ces évolutions en induisant des anomalies de dilatation, d'une part, et, d'autre part, en provoquant des modifications du comportement mécanique du joint (plasticité de transformation, durcissement...).

Nous allons examiner en détail les différentes sources de déformations.

3.1.5.1 Contraction globale du joint

Schématiquement on peut distinguer dans un assemblage (figure 20) un volume chauffé qui englobe le métal fondu et la ZAC. À la fin de la solidification, ce volume a pris les dimensions que lui impose le métal de base environnant (tous les écarts dimensionnels ont été résorbés par une déformation plastique rendue très facile par l'élévation de température). Le refroidissement du volume chauffé engendre sa contraction (éventuellement perturbée par des anomalies de dilatation dues aux transformations allotropiques) qui, en l'absence de toute liaison mécanique avec le métal de base, l'amènerait à un volume réduit (figure 20). La continuité métallique qui existe entre les éléments de l'assemblage impose une accommodation des deux volumes l'un par rapport à l'autre.

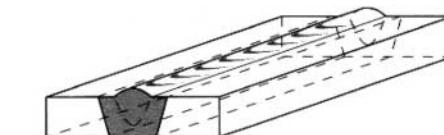
■ Selon l'axe XX' le volume chauffé impose un retrait longitudinal au métal de base qui tend à conserver sa longueur initiale ; le métal de base, selon l'axe XX', est donc soumis à une compression alors que le volume chauffé subit un allongement qui, à haute température, peut être plastique si le métal est assez ductile (et dans le cas contraire il y a risque de fissuration transversale du métal fondu) et qui à la fin du refroidissement engendre des contraintes résiduelles de traction. Cette mise sous contrainte est progressive au cours du déplacement de la source de chaleur. La figure 21a schématisé ce qu'est la répartition de ces contraintes résiduelles dans la section transversale d'un assemblage. Les effets pratiques de ce retrait longitudinal dépendent :

— du rapport entre la section du joint et celle des pièces assemblées ; si ces dernières sont minces, l'effort de compression engendre leur ondulation ou leur déversement, si au contraire ces dernières sont très massives, la contrainte de compression sera fiable mais par contre les contraintes de traction seront très élevées dans la zone chauffée ;

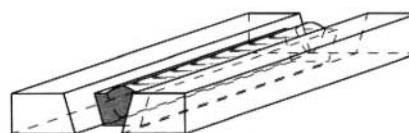
— de la position du joint par rapport aux pièces assemblées ; plus le joint sera éloigné d'un axe de symétrie, plus il sera générateur de distorsions.

■ Selon l'axe YY' le volume chauffé impose un retrait transversal au métal de base qui, selon son volume et sa géométrie peut :

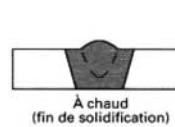
— tendre (s'il est libre) à se déplacer pour accompagner le métal chauffé ; le métal de base, selon l'axe YY', est donc soumis à un déplacement progressif au fur et à mesure que la source de chaleur progresse, ce qui peut perturber ou empêcher la poursuite de l'opération de soudage ;



a) à chaud (fin de solidification)

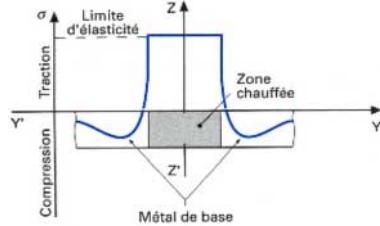


b) après refroidissement (volume chauffé séparé)

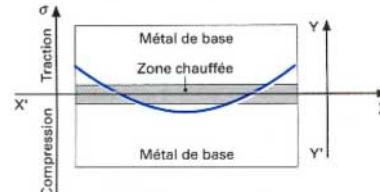


c) coupes perpendiculaires à l'axe de la soudure

Figure 20 – Conditions d'apparition des différents retraits



a) sens transversal



b) sens longitudinal

Figure 21 – Répartition des contraintes générées par le retrait

— conserver sa position initiale (on dit alors qu'il est bridé) ; l'assemblage est donc tendu selon l'axe YY', ce qui a pour conséquences, au cours du refroidissement, de soumettre tout d'abord le métal fondu à une déformation plastique qui peut dépasser sa plasticité et provoquer une fissuration longitudinale à chaud, puis d'engendrer ensuite une mise sous contraintes de traction de la partie de la construction qui est immobilisée (contraintes de bridage) ; ces contraintes sont les plus nocives car elles sont perpendiculaires au plan de joint et peuvent gravement affecter la résistance mécanique de l'ensemble.

C'est en jouant sur la préparation de l'assemblage, les conditions et les séquences de soudage que l'opérateur pourra les minimiser.

Le retrait transversal varie au long d'un cordon, il est habituellement plus important aux extrémités. En général, ses effets participent aux deux processus décrits, induisant à la fois des déplacements et des contraintes ; la figure 21b donne un exemple de la répartition des contraintes dans une soudure rectiligne sur pièces non bridées.

■ Selon l'axe ZZ' le retrait est généralement considéré comme ayant une ampleur et des conséquences négligeables.

Le retrait transversal peut avoir une autre conséquence ; le pliage, c'est-à-dire le pivotement des pièces assemblées autour de l'axe de la soudure. Ce pliage est la manifestation d'une irrégularité du retrait sur la hauteur de l'assemblage, celle-ci pouvant être due à la distance entre le cordon et la fibre neutre, à la forme en *coin* du cordon ou à l'accumulation de passes successives et dissymétriques. Selon qu'il est géné ou pas, le pliage crée des contraintes généralement de flexion ou des déformations.

Face aux problèmes de déformations le soudeur prend des mesures préventives quant à la préparation de l'assemblage, au positionnement des pièces et à leur maintien [21].

3.1.5.2 Gradients de déformation dans la zone chauffée

Dans l'ensemble de la zone chauffée, les gradients thermiques engendrent des dilatations non uniformes ; de point en point le métal doit donc s'adapter, c'est-à-dire se déformer pour résorber les écarts. Ces déformations dans le volume même du joint sont essentiellement plastiques au cours du chauffage (de par les températures atteintes) mais, si elles le sont encore au début du refroidissement, elles deviennent élastiques à la fin de celui-ci. Les anomalies de dilatation interfèrent avec ce processus pour en modifier le déroulement et le résultat final. Ainsi donc apparaissent des contraintes résiduelles qui s'ajoutent à celles dues aux retraits pour intervenir dans certains phénomènes de fissuration et pour affecter le comportement mécanique du joint.

3.1.6 Soudage multipasse

Du point de vue du métallurgiste, le soudage multipasse est une procédure qui conduit à faire subir au métal un certain nombre de cycles thermiques. De ce fait, un point donné de l'ensemble du joint (qu'il soit dans le métal de base ou dans le métal fondu) subit une succession de chauffages et de refroidissements, chaque ensemble **chauffage + refroidissement** ayant les conséquences métallurgiques correspondant à l'état du métal au début du chauffage, à la température maximale atteinte et éventuellement aux conditions de refroidissement. Suivant le niveau de la température maximale certains processus pourront ou non se manifester.

Cette température maximale T_{\max} atteinte à chaque cycle va dépendre ici de la distance d entre le point considéré et les lignes de fusion successives. Les travaux d'Adams [11] ont montré que T_{\max} et d étaient liées par une relation :

$$1/(T_{\max} - T_0) = (Kd^2) + [1/(T_f - T_0)]$$

avec T_0 température initiale du métal au point considéré (cette température est généralement supérieure à l'ambiente lorsque le refroidissement de la passe précédente n'est pas totalement achevé),

T_f température de fusion du métal (figure 24),

K facteur dépendant des propriétés physiques du métal et de la quantité de chaleur introduite dans la pièce par le soudage (à déterminer expérimentalement).

Ainsi pourra-t-on voir, par exemple, un même volume de métal successivement sursaturé lors d'un premier cycle (par une mise en solution à haute température suivie d'un refroidissement rapide) puis dessaturé et donc durci au cours du cycle suivant (atteignant une température plus basse) pour être finalement adouci à la suite d'un troisième cycle.

3.2 Phénomènes dus à l'environnement

3.2.1 Action de l'atmosphère

Nous allons considérer l'action des deux éléments principaux de l'atmosphère, l'oxygène et l'azote, ainsi que celle d'un élément généralement présent, l'hydrogène issu de la décomposition de la vapeur d'eau.

■ **L'oxygène** peut réagir avec les éléments volatilisés par l'arc et participer, de ce fait, à la génération des fumées de soudage. Mais il peut surtout se dissoudre dans le métal fondu et contribuer au cours de la solidification :

— soit à la formation d'oxydes métalliques qui constituent des inclusions dans le métal fondu ;

— soit à la formation de soufflures dans le métal fondu par suite de la baisse de solubilité qui accompagne le refroidissement et la solidification ; cette formation de soufflures peut être aggravée par une réaction se développant avec un élément contenu dans le métal et conduisant à la formation d'un composé gazeux (par exemple formation et dégagement de CO lors du soudage d'acier sans protection contre l'atmosphère).

En plus des moyens de protection contre l'action de l'oxygène (laitier et gaz), le soudeur se protège contre de tels effets en utilisant des produits d'apport porteurs d'éléments ayant, pour celui-ci, une grande affinité.

Au voisinage du métal fondu, la surface du métal de base peut aussi réagir avec l'oxygène et se recouvrir d'oxydes, ce qui justifie encore l'utilisation de moyens de protection contre l'action de l'oxygène, y compris à l'envers de la soudure.

■ **L'azote** peut se dissoudre dans le métal fondu et contribuer :

— soit à la formation de soufflures dans le métal fondu par suite de la baisse de solubilité qui accompagne le refroidissement et la solidification ;

— soit à la formation de nitrides métalliques qui, suivant leurs conditions d'apparition, constituent des inclusions ou des précipités plus ou moins durcissants et fragilisants ;

— soit, pour la part qui reste en solution solide, à un processus de fragilisation par vieillissement.

■ **L'hydrogène** se dissout dans le métal fondu et sa concentration peut y atteindre des niveaux élevés allant jusqu'à la saturation (tableau 4) si des précautions ne sont pas prises pour limiter sa présence.

L'hydrogène, dont la solubilité diminue quand la température s'abaisse, peut alors contribuer à la formation :

— de soufflures au cours de la solidification ;

— de fissures, à l'état solide, lorsque l'hydrogène en sursaturation se rassemble, sous forme de molécules gazeuses, sur les défauts de structure d'un métal peu ductile.

Tableau 4 – Solubilité de l'hydrogène dans des métaux liquides (d'après [22])

Température (°C)	Solubilité de l'hydrogène (cm ³ /100 g) dans			
	Al	Cu	Ni	Fe
660	0,64			
800	1,56			
1 000	3,95			
1 083	5,36	5,18		
1 100	5,47		
1 300	9,53		
1 452	13,33	30,7	
1 530	41,1	30,2
1 600	43,0	32,6
1 700	36,1

3.2.2 Action des polluants

Les polluants évoqués ici sont les produits étrangers susceptibles d'introduire, dans le métal fondu, des éléments chimiques nocifs, lesquels sont surtout, nous venons de le voir, l'oxygène et l'hydrogène. Nous mentionnerons donc :

- **l'eau**, qu'elle provienne de la désorption à partir de certains produits minéraux (entrant dans la composition des enrobages ou des flux), qu'elle soit libérée lors de la décomposition de certains hydroxydes existant à la surface des pièces à assembler (rouille) ou qu'elle soit simplement présente par condensation sur celles-ci ;

- les **oxydes** qui par leur dissociation à haute température dégagent de l'oxygène (par ailleurs ces oxydes, à la surface des pièces à assembler, peuvent perturber le passage du courant électrique) ;

- les **graisses minérales** qui, en se décomposant, libèrent des produits carbonés et surtout de l'hydrogène.

3.3 Phénomènes dus aux inclusions du métal de base

Les inclusions contenues dans le métal de base peuvent affecter les performances d'un assemblage dans trois situations particulières.

■ **Lors des opérations de soudage faisant intervenir une action mécanique dynamique à chaud** qui engendre l'apparition d'un fort bourrelet (essentiellement en soudage par étincelage et en soudage par friction), une déformation importante se produit de part et d'autre du plan de joint ; le métal flue de l'axe vers la périphérie de l'assemblage, entraînant les inclusions dans son mouvement. De la sorte, certaines inclusions peuvent se trouver, dans la zone considérée, non plus parallèles au sens de laminage mais plus ou moins parallèles au plan de joint (et de ce fait perpendiculaires à l'axe de la pièce). Dans ces conditions la tenue mécanique de l'assemblage peut en être sensiblement abaissée, surtout en flexion longitudinale.

■ **Lors du soudage par diffusion**, les inclusions qui débouchent à la surface des pièces à assembler peuvent polluer l'interface au début du chauffage si leur stabilité chimique n'est pas très élevée (c'est le cas des sulfures dans les aciers) ; le processus de diffusion, et donc de soudage, peut être compromis voire empêché.

■ **La réalisation de constructions à partir de produits métalliques épais** peut conduire, à la faveur de certains assemblages, à solliciter le métal dans le sens de son épaisseur (par exemple, perpendiculairement aux faces d'une plaque), c'est-à-dire selon son *travers-court*. Dans ces conditions, la présence d'inclusions filiformes ou planes, orientées parallèlement au sens de laminage (et donc parallèles à la surface des produits et perpendiculaires à la sollicitation), affaiblit la tenue mécanique de l'assemblage en créant un risque de fissuration par décohésion aux interfaces métal/inclusions ; c'est l'**arrachement lamellaire** qui découle d'un défaut du métal de base et ne doit donc pas être considéré comme un défaut de soudage. Pour éviter ce risque il est nécessaire de mettre en œuvre un métal qui ne contienne pas d'inclusions filiformes ou planes, résultat qui, à l'élaboration de ce dernier, peut être obtenu soit en globalisant les inclusions (par diminution de leur plasticité à chaud), soit en réduisant les teneurs en éléments générateurs de ces inclusions.

4. Soudabilité métallurgique. Essais

En introduction à ce texte nous avons rappelé la définition générale de la soudabilité telle qu'elle a été proposée par l'IIS.

Dans la pratique, ces considérations très générales éclatent en notions plus spécifiques des différents problèmes que peuvent rencontrer le concepteur, le réalisateur et l'utilisateur d'une construction soudée. C'est ainsi que l'on considère habituellement :

- la **soudabilité opératoire** qui caractérise les possibilités d'utilisation d'un procédé pour réaliser un assemblage en un métal donné dans les conditions imposées (forme des assemblages, positions...) ;

- la **soudabilité métallurgique** (dite encore soudabilité locale) qui caractérise l'aptitude d'un métal à subir sans dommage toutes les conséquences des phénomènes métallurgiques engendrés par une opération de soudage ;

- la **soudabilité globale** qui caractérise l'aptitude d'une construction soudée à résister sans dommage aux sollicitations d'épreuve et de service.

Compte tenu du sujet traité, nous ne nous intéresserons, ici, qu'à la soudabilité métallurgique. Comme les autres soudabilités elle ne se caractérise pas simplement, dans la mesure où elle doit prendre en compte divers phénomènes métallurgiques. Aussi les essais destinés à la caractériser sont-ils très souvent spécifiques de ces phénomènes et également du métal à souder. On peut globalement les classer en quatre types :

- des essais sur éprouvettes prélevées dans le métal de base et qui testent le comportement de ce dernier lorsqu'on le soumet aux différents cycles thermiques imposés par le soudage ;

- des essais sur des échantillons de métal de base à la surface desquels on a réalisé le simple dépôt d'un cordon pour examen des résultats métallurgiques de l'opération (santé du métal fondu, dureté du métal fondu et de la ZAC, fissuration...) ;

- des essais réalisés dans des conditions conventionnelles (géométrie des éprouvettes, procédure de soudage...) pour permettre l'appréciation d'un résultat comparatif ;

- des essais sur des assemblages types simples (souvent des joints bout à bout) pour déterminer le comportement mécanique de l'ensemble du métal concerné par l'opération de soudage (traction, pliage, rupture par choc sur éprouvette entaillée...).

5. Actions postérieures au soudage

Après réalisation d'un joint, il peut être utile d'intervenir pour pallier les déficiences résultant de l'intervention de certains phénomènes métallurgiques. C'est ainsi que l'on pourra envisager, si nécessaire :

- de modifier l'état structural du métal dans le joint et notamment d'affiner les grains dans le métal fondu et dans la partie surchauffée de la ZAC ;

- de faire évoluer un état structural hors équilibre, il s'agit alors d'un traitement de revenu ;

- de diminuer le niveau des contraintes résiduelles, il s'agit d'une relaxation ;

- d'améliorer la géométrie du raccordement entre le métal de base et le métal fondu ;

- de créer des contraintes résiduelles favorables à la tenue mécanique (surtout en fatigue) du joint.

5.1 Modifications de l'état structural

Il s'agit ici de procéder à un traitement thermique capable de conférer à l'ensemble du métal (métal fondu, métal surchauffé et métal de base) une structure métallographique conduisant, en tout point, aux propriétés d'emploi visées. Il est évident que le premier effet de ce traitement doit être de provoquer le durcissement optimal. Mais il ne sera possible que si les conditions nécessaires à sa bonne exécution peuvent être satisfaites ; ce peut ne pas être le cas, par exemple, si ce traitement doit comporter un refroidissement rapide interdit par l'architecture de la construction ou si, tout simplement, le volume de cette dernière ne le permet pas. Le deuxième effet d'un tel traitement peut être, si le métal subit des transformations allotropiques par germination et croissance, un affinement général de la taille des grains dans le métal fondu et dans la partie surchauffée de la ZAC.

5.2 Traitement de revenu

Lorsqu'à l'issue de l'opération de soudage certaines zones du joint subsistent dans un état structural hors équilibre qui leur confère des propriétés défavorables pour le comportement en service de la construction, il peut être utile de faire évoluer cet état à l'aide d'un traitement de revenu. Ainsi on pourra provoquer :

- une précipitation convenablement durcissante dans une zone où les précipités ont été mis en solution et les éléments constitutifs maintenus en sursaturation au cours du soudage (ce qui a créé une zone adoucie) ;
- un adoucissement d'une structure exagérément durcie au cours du cycle thermique de soudage.

En général, un tel traitement de revenu se conjugue avec le traitement thermique de relaxation.

5.3 Relaxation des contraintes résiduelles

Les contraintes résiduelles s'ajoutent aux sollicitations de service et peuvent, de ce fait, altérer le comportement mécanique d'une construction et notamment diminuer sa résistance à la rupture fragile, à la fatigue [23] et à la corrosion sous tension ; il peut donc être nécessaire de les diminuer par des opérations de relaxation.

La présence de contraintes résiduelles ([§ 3.1.5](#)) étant due à l'existence de déformations élastiques auxquelles est soumis le métal, le principe de base de la relaxation consiste à transformer ces déformations élastiques en déformations plastiques. La procédure la plus pratique utilise le fait que la capacité de résistance d'un métal s'abaisse quand la température s'élève ; la limite d'élasticité diminue ([§ 3.1.5](#) et figure 19) et le fluage devient possible (article *Traitements thermiques associés au soudage des aciers* [M 1 365] dans ce traité).

L'analyse des possibilités de relaxation par réchauffage réalisée à l'aide d'essais de relaxation anisothermes [24] [25] montre qu'au cours d'un cycle thermique comprenant un chauffage lent, un maintien en température et un refroidissement lent, une contrainte initiale engendrée par une certaine déformation élastique initiale évolue (figure 22) :

— au cours du chauffage, elle diminue, tout d'abord par suite de la baisse du module d'élasticité, ensuite parce que l'abaissement de la limite d'élasticité ramène celle-ci à un niveau inférieur à celui de la contrainte appliquée, provoquant ainsi une déformation plastique, et enfin par intervention du processus de fluage ;

— pendant le maintien en température, elle diminue encore par intervention du fluage qui se développe sous une contrainte continûment décroissante et qui, de ce fait, ralentit très rapidement

(on admet, en général, qu'après un maintien de l'ordre de 5 heures son effet devient pratiquement négligeable) ;

— pendant le refroidissement, elle augmente par suite de la remontée du module d'élasticité qui ne suffit toutefois pas à justifier totalement l'amplitude de la variation ; pour l'expliquer, certains auteurs ont proposé de prendre en compte d'autres phénomènes (influence de la contrainte sur le coefficient de dilatation [24], modifications structurales [25]).

L'importance relative de la baisse de la limite d'élasticité et du fluage sur la réduction des contraintes résiduelles fait l'objet d'avis différents mais l'examen de la figure 23 relative à un acier de construction métallique au C-Mn montre, à travers la courbe d'évolution de l'allongement élastique correspondant, à chaque température, à la valeur de la limite d'élasticité, que la diminution de cette dernière ne peut expliquer qu'une partie de la relaxation des contraintes les plus élevées. Les indications relatives au domaine dans lequel le fluage se manifeste révèlent que ce phénomène doit participer d'une manière prépondérante à une grande partie du détensionnement. De ce fait, il est probablement incorrect de quantifier l'ampleur de la relaxation à l'aide d'un coefficient relatif de variation.

Il est important de noter que le cycle thermique de relaxation constitue aussi un cycle de revenu qui peut grandement améliorer les performances mécaniques de certaines zones du joint mais qui ne doit pas altérer les propriétés du métal de base ; pour satisfaire cette dernière condition il est indispensable de limiter supérieurement la température maximale de maintien à un niveau inférieur à la température limite de stabilité de la structure du métal de base.

Au cours du cycle thermique de relaxation, il a parfois été observé que se produisait une fissuration intergranulaire dite « fissuration au réchauffage » affectant la ZAC et parfois le métal fondu. Ce phénomène dû à la présence de contraintes résiduelles élevées (dont l'effet est accru par des discontinuités géométriques) affecte des zones fragilisées par un fort grossissement des grains accompagné de précipitations intergranulaires de carbures (de V, Mo, Nb...) et de nitrures (AIN surtout) et d'une ségrégation intergranulaire d'impuretés (P et S surtout mais aussi Sn, Sb et As). Actuellement, les soudeurs savent limiter les risques de fissuration au réchauffage en choisissant des matériaux peu sensibles, en adoptant des conditions de soudage multipasse permettant de limiter le grossissement des grains dans les ZAC et le niveau de bridage, en améliorant la géométrie des joints et en martelant la surface des joints [26].

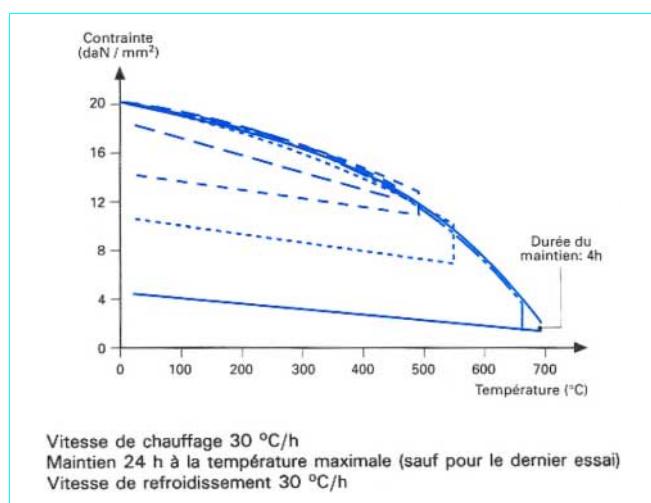


Figure 22 – Évolutions d'une contrainte de traction engendrée par une déformation élastique donnée au cours d'essais de relaxation anisotherme pour un acier C-Mn-Mo-V

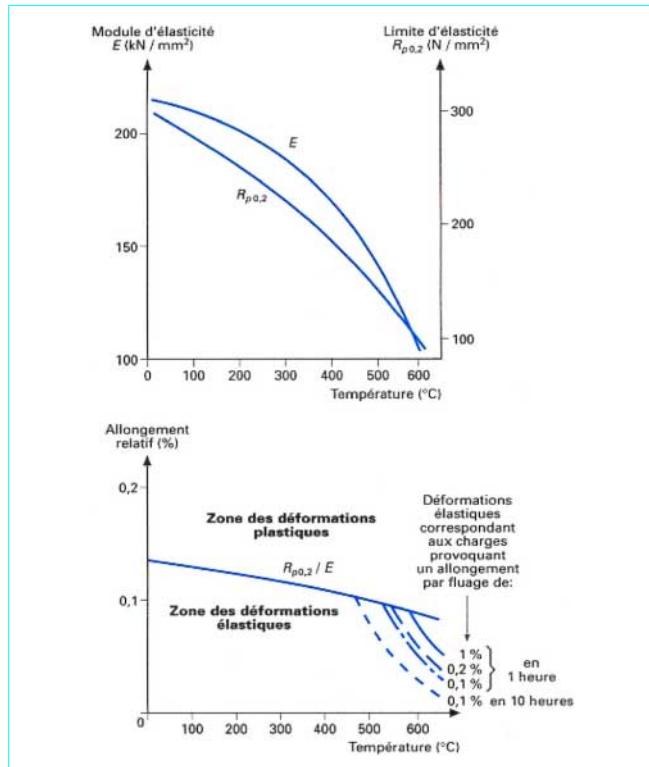


Figure 23 – Description des possibilités de relaxation offertes par la baisse de la limite d'élasticité et par l'intervention du fluage pour un acier C-Mn

La relaxation partielle des contraintes résiduelles peut parfois être obtenue par l'application d'une surcharge mécanique induisant localement une déformation plastique ; mais pour être efficace il faut que les contraintes provisoires s'ajoutent aux contraintes résiduelles (et donc qu'elles aient la même direction et le même sens). Cette exigence est délicate à satisfaire en dehors de quelques cas particuliers tels que ceux des appareils à pression pour lesquels la mise sous pression, lors de l'épreuve hydraulique, peut engendrer une relaxation des contraintes tangentielles.

Il a été aussi proposé de relaxer les contraintes résiduelles par mise en vibration de la pièce, l'énergie fournie par le générateur à ultrasons, après mise en résonance, engendrerait des mouvements des dislocations et par là une relaxation. Bouhelier [27] a constaté que cette procédure n'était pas aussi efficace qu'un traitement thermique mais qu'elle permettait de réduire très sensiblement les pics de contraintes.

5.4 Amélioration de la géométrie des raccordements

À la surface d'un joint soudé, le raccordement entre le métal fondu et le métal de base constitue une discontinuité de forme qui engendre des concentrations de contraintes parfois aggravées par la présence de défauts (inclusions de laitier, microfissures...). Celles-ci nuisent au comportement mécanique de l'assemblage et notamment à sa tenue sous sollicitations de fatigue. Pour pallier l'influence de ces défauts, il est nécessaire de les éliminer et donc de corriger localement la géométrie du joint. Pour ce faire, on peut recourir à différentes procédures de parachèvement [23] :

- le meulage avec une meule de forme ;
- le fraisage avec une petite fraise de forme ;

— la refusion locale à l'aide d'une torche TIG (ce procédé intervient aussi, dans certains cas, pour créer des contraintes résiduelles superficielles favorables à la tenue en fatigue) (§ 5.5).

Dans les cas où on recourt au meulage ou au fraisage, il est nécessaire de procéder à une finition qui permet d'éliminer les rayures les plus grossières laissées par l'usinage.

Il faut noter que ces procédures de parachèvement ne sont pleinement efficaces qu'appliquées sur une soudure déjà réalisée dans les conditions les meilleures [28] afin qu'elle ait, dès le départ, la qualité et la géométrie les plus favorables.

5.5 Crédation de contraintes résiduelles favorables

Lorsque les conditions de service engendrent, en surface des assemblages soudés, des contraintes de traction particulièrement nocives (sous sollicitations de fatigue ou sous corrosion par exemple), il peut être utile, avant mise en service, de provoquer le développement de contraintes résiduelles de compression au voisinage de la surface des zones particulièrement sollicitées. Un tel résultat peut être obtenu [23] :

- par martelage avec un outil de forme ou avec un marteau à aiguilles ;
- par grenaillage de précontrainte.

Ces procédés provoquent une déformation plastique du métal en le comprimant perpendiculairement à sa surface ; en conséquence, le métal déformé devrait s'étaler parallèlement à celle-ci. Mais le métal environnant contrarie cette évolution et constraint donc le métal déformé à occuper un volume moindre, c'est-à-dire que, parallèlement à sa surface, ce métal est placé sous contraintes de compression tandis que le métal sous-jacent est soumis à des contraintes de traction. Il faut noter que la déformation plastique subie par le métal en surface provoque son écrouissage et donc son durcissement par consolidation.

6. Soudabilité métallurgique de différents métaux

Nous allons nous intéresser ici aux métaux et alliages des métaux suivants :

aluminium, cuivre, fer, magnésium, nickel et titane.

La figure 24 permet de comparer les niveaux des propriétés physiques essentielles pour le soudage de ces métaux alors que la figure 25 définit leur affinité respective pour l'oxygène.

6.1 Alliages d'aluminium

Avant d'évoquer les problèmes métallurgiques soulevés par le soudage des alliages d'aluminium, il est intéressant d'examiner l'importance particulière prise par certaines des propriétés physiques et chimiques de ce métal.

■ **Sa conductivité thermique élevée** impose la mise en œuvre de sources de chaleur à grande densité d'énergie afin de permettre une réduction de la durée des cycles thermiques de soudage et cela malgré la basse température de fusion du métal de base (il peut être nécessaire de procéder à un préchauffage pour limiter la quantité d'énergie à mettre en œuvre). Le niveau de cette conductivité a une contrepartie favorable en ce sens qu'il induit une diminution des gradients thermiques et, de ce fait, conduit à des déformations moins localisées.

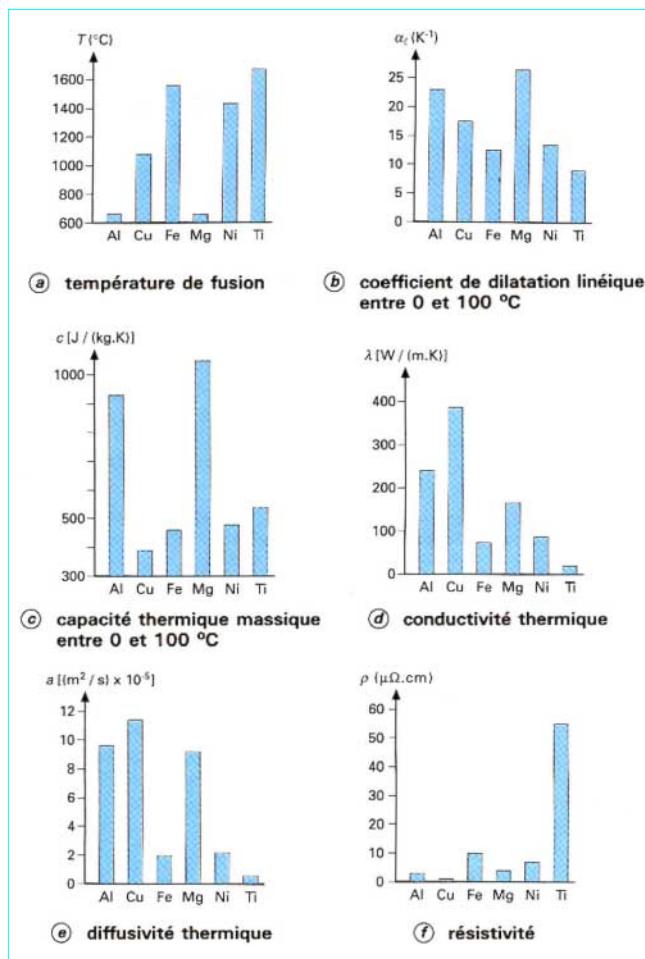


Figure 24 – Comparaison des valeurs de certaines propriétés physiques intervenant dans le soudage de différents métaux

■ **Sa dilatabilité linéaire élevée** exige que soient prises des précautions pour limiter les risques de bridage mais le bas point de fusion du métal de base fait que les déformations sont réduites puisqu'elles ne se développent que sur un intervalle de température limité.

■ **Son module d'élasticité relativement faible** limite favorablement l'amplitude des contraintes résiduelles.

■ **Sa faible résistivité électrique** impose, lors du soudage par résistance, la mise en œuvre de grandes densités de courant.

■ **L'absence de transformation allotropique** ne permet pas d'affiner la taille des grains et crée donc un risque de grossissement cumulatif.

■ **Sa grande affinité chimique pour l'oxygène** oblige à réaliser une protection très efficace du métal fondu et de la ZAC à l'aide :

— de flux capables de dissoudre l'alumine en soudage oxy-acétylénique (avec flamme neutre ou légèrement réductrice) ;

— de gaz neutres qui sont généralement de l'argon et/ou de l'hélium en soudage à l'arc.

La mise en place d'une protection envers est indispensable. La mise en œuvre du soudage par faisceau d'électrons est très favorable puisque le soudage est alors réalisé sous vide.

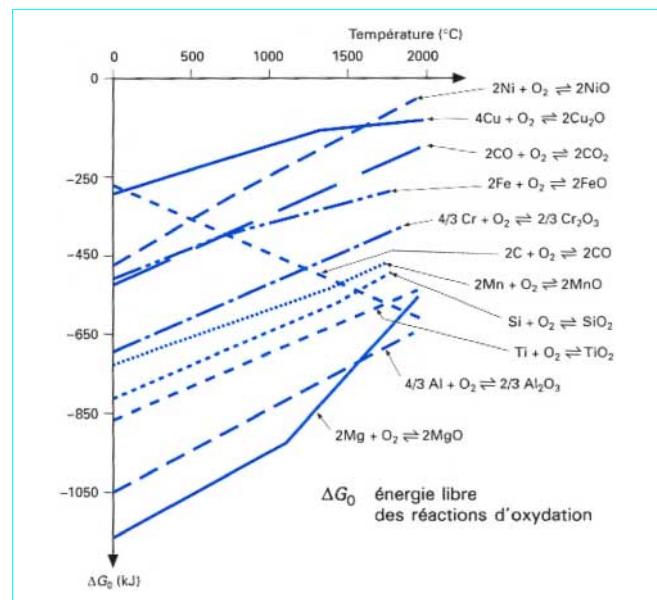


Figure 25 – Affinité de divers métaux pour l'oxygène

Mais l'affinité de l'aluminium pour l'oxygène pose aussi le problème de l'existence, avant soudage, d'une couche d'alumine plus ou moins épaisse et régulière à la surface des produits à assembler. Il est généralement nécessaire de procéder alors à un décapage préalable (obligatoire en soudage par résistance) dans des conditions qui permettent de maîtriser la réoxydation du métal. De même, en soudage à l'arc, la présence de la couche d'alumine pose le problème du choix de la polarité :

— si le métal est négatif, la couche est facilement détruite mais l'électrode est soumise au flux des électrons qui peut accélérer son altération si elle n'est pas fusible ;

— si le métal est positif, la couche est plus difficilement détruite et il devient nécessaire de disposer d'un arc puissant (sous hélium) ;

— l'utilisation d'un courant alternatif conduit à un compromis souvent considéré comme avantageux.

■ **Son aptitude à dissoudre l'hydrogène à chaud** (articles *Données numériques sur l'aluminium et les alliages d'aluminium de transformation. Aluminium non allié [M 443]* et *Données numériques sur l'aluminium et les alliages d'aluminium de transformation. Alliages d'aluminium de transformation [M 445]* dans ce traité) impose que soient éliminées toutes les sources de cet élément afin d'éviter des risques d'apparition de soufflures dans le métal fondu.

Ainsi donc le soudeur devra, pour souder des alliages d'aluminium, mettre en œuvre des procédés à grande densité d'énergie et permettant de protéger efficacement le métal contre l'action de l'oxygène ; ce seront généralement les procédés TIG, MIG et par faisceau d'électrons mais il ne devra pas oublier que le soudage par résistance comme les procédés de soudage ne faisant pas intervenir la fusion peuvent être très intéressants. Il devra aussi éviter que de l'hydrogène puisse se dissoudre dans le métal fondu ; pour ce faire il éliminera toutes les sources d'humidité et dégraissera soigneusement les pièces à assembler.

Du point de vue métallurgique le soudeur aura ensuite à prendre en compte :

■ **la réactivité chimique et l'éventuelle volatilité de certains éléments d'alliages composant le métal de base** et qui devront être présents dans le métal d'apport en proportions plus importantes pour compenser les pertes (magnésium par exemple) ;

■ **les modifications éventuelles des propriétés mécaniques induites en ZAC par les cycles thermiques de soudage**, modifications dont l'ampleur dépendra de l'état et de la composition du métal de base.

- Si le métal de base est un alliage qui ne doit pas subir de traitement de durcissement (alliages des séries 1000, 3000 et 5000), le soudage ne crée pas de changements sauf si ce métal est écrouï ; le soudage engendre alors un adoucissement (par restauration) dans le volume de métal porté aux plus hautes températures (au voisinage de la ligne de fusion).

- Si le métal de base est un alliage durci par traitement thermique (alliages des séries 2000, 6000 et 7000), le soudage peut engendrer un adoucissement par survenu d'une part et, d'autre part par remise en solution des précipités. Dans ce dernier cas, il peut être envisagé de provoquer un redurcissement à l'aide d'un nouveau revenu ou, si l'alliage le permet, par maturation à la température ambiante. D'une manière générale, il subsiste toujours (si les conditions pratiques le permettent), la possibilité de reprendre dans son intégralité le traitement thermique après soudage.

Il faut mentionner ici, dans le domaine des alliages durcis par traitement thermique, le cas particulier des alliages d'aluminium contenant du cuivre (alliages des séries 2000 et 7000) ; la formation de composés intermétalliques Cu-Al et l'oxydation du Cu engendrent des risques de fragilisation et de fissuration qui, le plus souvent interdisent le soudage sauf par faisceau d'électrons. Par ailleurs des précautions doivent être prises lorsque la teneur en cuivre de ces alliages est supérieure à 0,5 % : un arrêté interdit même le soudage dans ces conditions.

6.2 Alliages de cuivre

Avant d'évoquer les problèmes métallurgiques soulevés par le soudage des alliages de cuivre, il est intéressant d'examiner l'importance particulière prise par certaines des propriétés physiques et chimiques de ce métal.

■ **Sa conductivité thermique très élevée** impose la mise en œuvre de sources de chaleur à grande densité d'énergie afin de permettre une réduction de la durée des cycles thermiques de soudage ; parfois il peut être nécessaire de préchauffer les pièces à assembler pour limiter la quantité d'énergie à mettre en œuvre. Le niveau de cette conductivité a une contrepartie favorable en ce sens qu'il induit une diminution des gradients thermiques et, de ce fait, conduit à des déformations moins localisées.

■ **Sa dilatabilité linéique relativement élevée** exige que soient prises des précautions pour limiter les risques de bridage.

■ **Son module d'élasticité relativement faible** limite favorablement l'amplitude des contraintes résiduelles.

■ **Sa très faible résistivité électrique** rend le soudage par résistance très difficile (il exigerait la mise en œuvre de grandes densités de courant).

■ **L'absence de transformation allotropique** ne permet pas d'affiner la taille des grains et crée donc un risque de grossissement cumulatif.

■ **Sa grande aptitude à dissoudre l'oxygène à chaud** engendre des risques de fragilisation par précipitation intergranulaire d'oxydes ; elle oblige à réaliser une protection efficace du métal fondu (la mise en place d'une protection et d'un support envers est souvent nécessaire) à l'aide :

- de flux en soudage oxyacétylénique (avec flamme neutre ou légèrement réductrice) ;

- d'un gaz neutre qui est généralement de l'argon en soudage à l'arc.

Cette influence de l'oxygène interdit le soudage des cuivres oxydulés ($O_2 > 0,03$). Par ailleurs la présence simultanée, en solution dans le métal fondu, d'oxygène et d'hydrogène peut engendrer la création de soufflures par formation de vapeur d'eau lors de la solidification.

Ainsi donc le soudeur devra, pour souder des alliages de cuivre, mettre en œuvre des procédés à grande densité d'énergie et permettant de protéger efficacement le métal contre l'action de l'oxygène ; ce seront généralement les procédés TIG et MIG mais il ne devra pas oublier que les procédés de soudage ne faisant pas intervenir la fusion peuvent être très intéressants.

Du point de vue métallurgique le soudeur aura ensuite à prendre en compte les effets dus aux éléments d'alliages ajoutés au cuivre :

- **zinc** : la volatilité de cet élément engendre non seulement des risques de perte mais aussi des risques d'apparition de soufflures dans le métal fondu ; par ailleurs il est susceptible d'induire, dans les laitons à hautes teneurs en zinc (35 à 40 %), une fragilité à chaud entre 300 et 500 °C qui impose de limiter les bridages, surtout ceux provoqués par les supports ;

- **étain** : le grand écart entre la température de fusion et la température d'ébullition de cet élément protège des pertes par volatilisation mais le bas point de fusion de cet élément d'alliage engendre des difficultés lors de la solidification du métal fondu (grand intervalle entre le liquidis et le solidus) et rend pratiquement non soudables les alliages à haute teneur en étain ;

- **aluminium** : la présence de cet élément d'alliage impose de renforcer les mesures de protection contre l'oxygène et, parfois, de recourir à un décapage préalable. Par ailleurs cet élément peut être responsable d'une fragilité apparaissant entre 450 et 700 °C, fragilité qui impose de limiter les risques de bridage ;

- **tellure** : la volatilité de cet élément (température d'ébullition 988 °C) interdit pratiquement de souder des alliages le contenant.

Enfin il sera nécessaire de tenir compte des modifications éventuelles des propriétés mécaniques induites en ZAC par les cycles thermiques de soudage ; si le métal de base est un alliage durci par traitement thermique, le soudage peut engendrer un adoucissement par survenu d'une part, et d'autre part par remise en solution des précipités. D'une manière générale il peut être nécessaire (si les conditions pratiques le permettent) de reprendre dans son intégralité le traitement thermique après soudage.

6.3 Alliages de fer

Dans la gamme des métaux considérés ici, le fer présente des propriétés physiques dont les niveaux se situent dans des plages moyennes ; elles ne posent, de ce fait, pas de problèmes particuliers.

En fait, les problèmes métallurgiques soulevés par le soudage des aciers découlent :

- des réactions chimiques entre certains éléments constitutifs des aciers et l'oxygène ambiant ;
- des risques de fissuration à chaud qui dépendent de la composition des aciers ;
- des conséquences des transformations allotropiques que subissent les aciers au cours du soudage, conséquences qui sont aggravées par l'introduction d'hydrogène dans le métal fondu.

6.3.1 Réactions chimiques

Ces réactions chimiques mettent en jeu des éléments constitutifs des aciers susceptibles de réagir avec l'oxygène de l'air.

On peut distinguer, à ce titre, d'une part le carbone et d'autre part certains éléments d'alliage.

6.3.1.1 Oxygène et carbone des aciers

Au contact de l'air, le fer liquide peut dissoudre une certaine quantité d'oxygène ; la figure 26 décrit l'évolution, en fonction de la température, de la limite de solubilité de l'oxygène dans le fer liquide, au-delà de cette limite l'excès d'oxygène engendre la formation d'oxyde de fer FeO liquide.

Le carbone en solution dans le fer modifie les conditions d'équilibre ; ainsi à 1 600 °C, par exemple, la solubilité de l'oxygène, qui était de l'ordre de 0,235 % dans le fer pur, tombe à 0,01 %

environ en présence de 0,2 % de carbone. Par ailleurs, en présence de carbone, toute sursaturation en oxygène provoquera la formation de monoxyde de carbone gazeux ; c'est ainsi qu'au cours du refroidissement du métal liquide (qui s'accompagne d'une baisse de la solubilité de l'oxygène) ce gaz pourra apparaître et former des soufflures.

Pour pallier ce risque il faut donc :

— limiter la dissolution de l'oxygène dans le métal fondu et pour ce faire protéger ce dernier ; c'est l'objet du recours aux laitiers ou aux gaz protecteurs utilisés en soudage ;

— introduire dans le métal fondu des éléments avides d'oxygène, éléments qui fixeront ce dernier et interdiront de ce fait la formation de monoxyde de carbone. Les courbes de Chipman (figure 27) permettent de juger de l'efficacité, dans ce domaine, des éléments utilisés habituellement pour désoxyder les aciers. À leur examen on constate que :

- le manganèse doit être ajouté en fortes proportions pour devenir efficace ; comme par ailleurs on attend de cet élément qu'il participe au durcissement du métal fondu, il est préférable de ne pas le fixer sous forme d'oxydes et donc d'éviter de l'utiliser comme désoxydant,

- le silicium se révèle ici être un très bon désoxydant à des teneurs relativement modérées et ce d'autant plus que la teneur en carbone des aciers soudés est généralement peu élevée. Par ailleurs, le silicium évite la fixation du manganèse sous forme d'oxyde,

- l'aluminium est un désoxydant très énergique qui protégerait donc très efficacement contre le dégagement de monoxyde de carbone et donc contre les soufflures mais sa volatilité à hautes températures rend son emploi délicat ; par ailleurs l'alumine est réfractaire et les inclusions qu'elle forme sont parfois considérées comme plus nocives que celles constituées de silicates.

Ainsi donc, les produits d'apport utilisés en soudage des aciers, et notamment des aciers non alliés ou faiblement alliés, sont enrichis en silicium et en manganèse pour éviter la formation des soufflures de monoxyde de carbone lors de la solidification du métal fondu. L'ajout de silicium est encore plus important lorsque est mis en œuvre un gaz actif (soudage MAG) qui apporte une certaine quantité d'oxygène (souvent sous forme de dioxyde de carbone). Il faut noter que ces apports d'éléments d'alliage, généralement excédentaires par rapport aux besoins de la désoxydation, laissent subsister une partie d'entre eux en solution solide dans le métal fondu après sa solidification et participent à un durcissement supplémentaire de ce dernier.

6.3.1.2 Oxygène et certains éléments d'alliage des aciers

De nombreux éléments d'alliage des aciers sont susceptibles de s'oxyder mais, outre Mn, Si et Al, deux d'entre eux posent des problèmes particuliers :

— le **titane** s'oxyde d'autant plus facilement qu'il est très volatil ; un oxyde de titane est lui-même très volatil. Pratiquement on constate que le titane n'est pas transféré dans l'arc ; ce constat est important lors du soudage des aciers inoxydables austénitiques stabilisés ;

— le **chrome** donne un oxyde très réfractaire dont la formation abaisse sensiblement la teneur du métal fondu ; une protection gazeuse est indispensable pour conserver la résistance à la corrosion des soudures d'aciers inoxydables.

6.3.2 Fissuration à chaud

Cette forme de fissuration, liée à l'existence d'un film liquide séparant les grains qui achèvent leur croissance alors que le retrait est déjà important, n'affecte pratiquement plus les aciers non alliés ou faiblement alliés. Ce film liquide peut être la conséquence d'un intervalle de solidification s'étendant sur un large domaine de température et/ou de la ségrégation intercristalline d'impuretés.

Pour les **acières non alliés ou faiblement alliés** il est recommandé, afin d'éviter la fissuration à chaud, de satisfaire, en ce qui concerne la composition du métal fondu, aux conditions suivantes :

- $S\% < 0,04$ et $Mn\% / S\% > 20$; ces exigences permettent d'éviter la liquation du sulfure de fer ; elles sont pratiquement toujours satisfaites avec les aciers modernes dont la teneur en soufre a été très sensiblement abaissée alors que le métal fondu des soudures est généralement toujours élaboré avec une forte teneur en manganèse ;
- $P\% < 0,04$; cette exigence permet d'éviter la liquation du phosphore ; elle est toujours satisfaite pour les aciers modernes ;
- $C\% < 0,13$; cette exigence a pour but de faire en sorte que la solidification commencée par la formation de cristaux de fer delta s'achève avec la transformation péritectique, c'est-à-dire à haute température ; la pratique actuelle montre que ce paramètre n'est pas prépondérant.

En fait, pour les aciers non alliés ou faiblement alliés, le risque de fissuration à chaud est négligeable.

Il n'en est pas de même avec les **acières inoxydables austénitiques** pour lesquels ce risque doit être pris en compte ; la fissuration à chaud se développe par suite du manque de cohésion dû à la présence d'un film liquide interdendritique et/ou à la fragilité à haute température des produits solidifiés dans les joints des grains à partir de ce film liquide. La présence de soufre, de phosphore, de silicium, de niobium et de bore favorise ce phénomène. La manière la plus efficace de lutter contre celui-ci consiste à provoquer la formation, en début de solidification, d'une certaine proportion de ferrite delta (la quantité nécessaire dépend des teneurs en impuretés mais, généralement, il suffit qu'après retour à la température ambiante il en subsiste quelques pour-cent). Cette ferrite capterait certains des éléments nocifs plus solubles en elle que dans l'austénite (et empêcherait de ce fait leur liquation) comme le montrent, par exemple, les diagrammes d'équilibre Fe/P, Fe/S, Fe/Si et Fe/Nb.

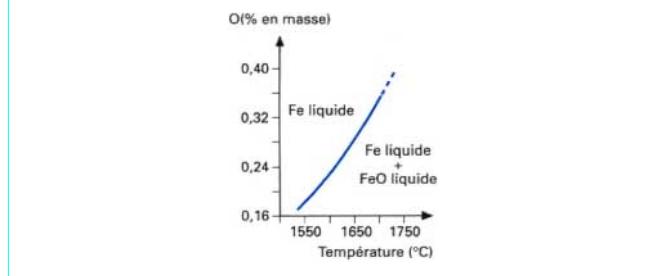


Figure 26 – Solubilité de l'oxygène dans le fer liquide

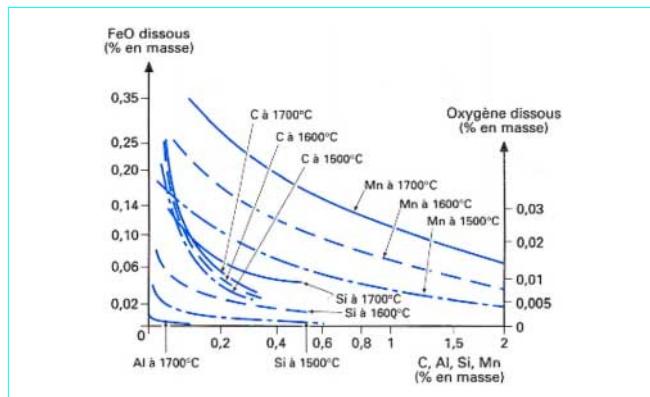


Figure 27 – Courbes de solubilité de l'oxygène dans le fer en présence de différents éléments d'addition [29]

(figure 28) ; de plus, sa faible tenue mécanique à chaud limiterait le niveau des contraintes de retrait. Par ailleurs certains auteurs admettent que les interfaces entre grain de ferrite et grain d'austénite seraient nettement moins mouillées par le liquide présent en fin de solidification que les interfaces entre grains austénitiques lesquels seraient, de ce fait, plus sensibles à la décohésion.

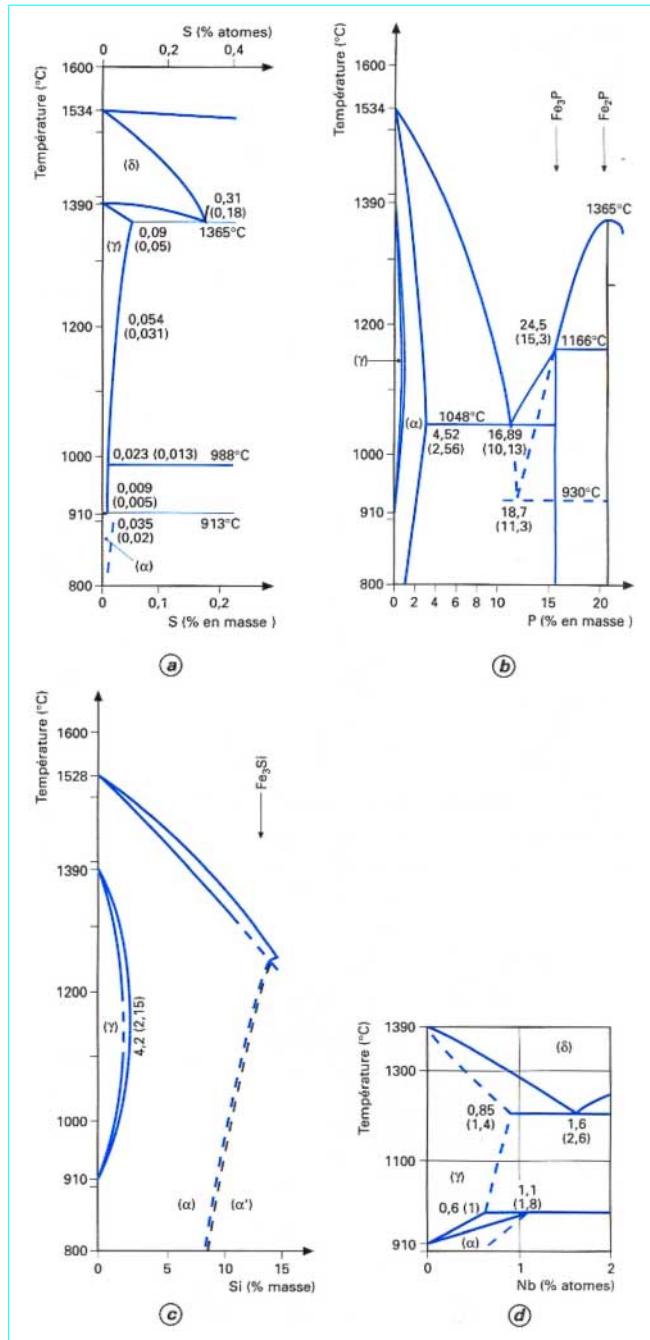


Figure 28 – Diagrammes d'équilibre Fe-P ; Fe-S ; Fe-Si et Fe-Nb
(article Diagrammes d'équilibre : alliages binaires [M 70] dans ce traité)

C'est en jouant sur la composition du métal fondu que le soudeur pourra faire en sorte que la quantité nécessaire de ferrite delta apparaisse en début de solidification. Divers diagrammes décrivent l'état de la structure métallographique de celui-ci en fonction de celle-là ; les éléments d'alliage y sont pris en compte en fonction de leur caractère alphagène ou gammagène sous forme d'un **équivalent chrome** (qui regroupe les éléments alphagènes) et d'un **équivalent nickel** (qui regroupe les éléments gammagènes ainsi que le carbone et, pour certaines formules, l'azote). Les figures 29 et 30 présentent les deux diagrammes les plus utilisés (ainsi que les formules de calcul des équivalents qui leur sont propres) :

- celui de Schaeffler (figure 29) relatif à l'état brut de solidification après refroidissement jusqu'à la température ambiante ;
- celui de De Long (figure 30) limité à la zone concernée par le soudage des aciers inoxydables austénitiques et relatif à l'état brut de solidification existant à 1 100 °C.

Ces diagrammes permettent le choix de la composition du métal d'apport, en fonction de celle du métal de base et de la dilution, de telle sorte que le métal fondu ait la composition voulue.

Si le recours à la présence de la ferrite est interdit (pour éviter certains risques de corrosion), la maîtrise de la fissuration à chaud passera par des additions importantes, à travers le métal d'apport, de manganèse et, éventuellement, de molybdène.

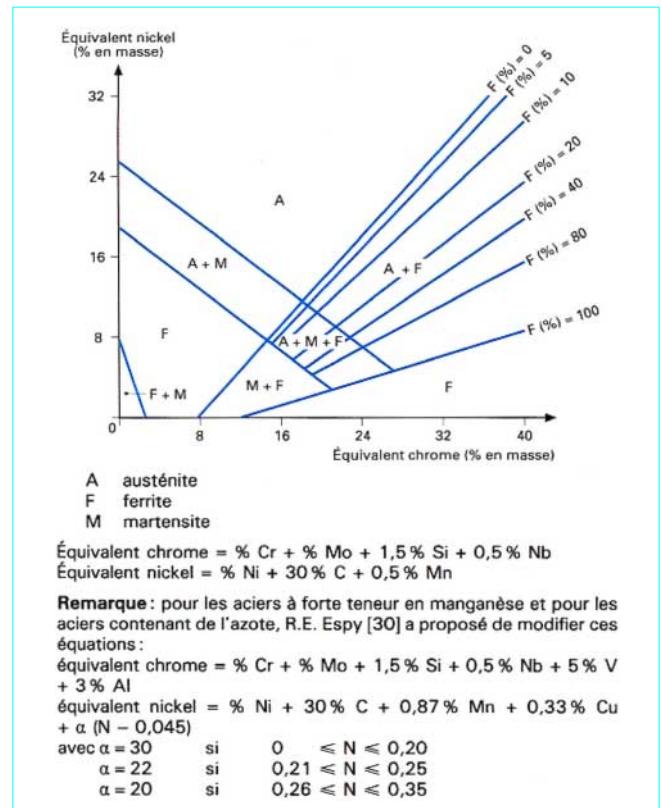


Figure 29 – Diagramme de Schaeffler

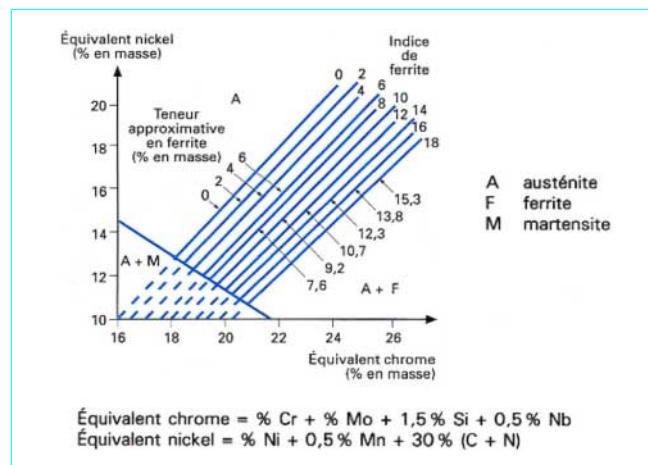


Figure 30 – Diagramme de De Long

6.3.3 Transformations

De nombreux aciers (à l'exception des aciers ferritiques et austénitiques) subissent des transformations allotropiques au cours des chauffages à des températures élevées comme au cours des refroidissements qui les suivent (article *Transformations dans les aciers* [M 1 115] dans le présent traité). Les conséquences de ces transformations dépendent des conditions de chauffage (conditions d'austénitisation) et surtout des conditions de refroidissement ; elles peuvent, par ailleurs, être modifiées par des effets de revenu.

À travers les cycles thermiques que l'opération de soudage impose au métal dans la zone affectée par la chaleur les aciers vont subir de telles transformations ; pour les décrire et en analyser les conséquences, nous considérerons quatre parties dans un joint soudé :

— trois dans la ZAC (en allant de la limite du métal fondu au métal de base non affecté) :

- le domaine totalement austénitisé,
 - le domaine austénitisé partiellement,
 - le domaine ayant seulement subi un revenu ;
- le métal fondu.

6.3.3.1 Transformations au chauffage

L'austénitisation de l'acier est réalisée au cours d'un chauffage très rapide ; les transformations se déroulent donc dans un domaine de température élargi et déporté vers les hautes températures (par rapport aux conditions d'équilibre) à tel point que des mises en solution de carbures peuvent être incomplètes et que le grossissement des grains d'austénite peut être freiné. Ce dernier, toutefois, reste très important au voisinage du métal fondu, dans la partie la plus surchauffée de la ZAC ; par contre le métal austénitisé à de plus basses températures peut bénéficier d'un affinement des grains (par rapport au métal de base) dû à la transformation alpha-gamma qui procède par germination et croissance (cet effet est très sensible et bénéfique lorsqu'il intéresse, en soudage multipasse, le métal fondu et la ZAC d'une passe précédente).

L'austénitisation partielle, par chauffage limité entre Ac_1d (d pour dynamique) et Ac_3d intéresse une proportion de la ferrite qui dépend de la température atteinte et une proportion des carbures qui dépend aussi de cette température mais également de la cinétique de leur mise en solution. L'austénite formée a donc une composition variable avec les conditions de chauffage, avec l'acier mis en jeu et avec l'état structural de ce dernier ; sa teneur en carbone, notamment, peut être très différente de celle du métal de base, pouvant éventuellement atteindre celle de l'eutectoïde.

Dans le domaine porté à des températures inférieures à Ac_1d , c'est-à-dire sans austénitisation même partielle, l'effet du chauffage ne peut être qu'un effet de revenu (cet effet est très sensible et bénéfique lorsqu'il intéresse, en soudage multipasse, le métal fondu et la ZAC d'une passe précédente), soit ici :

— modification de l'état des précipités avec coalescence et donc abaissement des propriétés mécaniques (effet dit de surrevenu) ; l'ampleur de ce processus dépend de la stabilité de la structure du métal de base (qu'il est préférable d'assurer pour un acier destiné à être soucé) ;

— restauration d'un métal de base écroui et donc perte, parfois seulement partielle, du durcissement dû à l'écrouissage.

6.3.3.2 Transformations au refroidissement

Ces transformations ne toucheront, bien entendu, que l'acier ayant subi une austénitisation totale ou partielle dans la ZAC mais elles intéresseront aussi le métal fondu dans la mesure où il sera susceptible de les subir, condition qui sera généralement satisfaite dans les cas considérés ici (acières ni austénitiques ni ferritiques).

Pour les aciers, ces transformations dépendent des conditions de refroidissement et, pour les décrire, on prendra en compte la rapidité du refroidissement à travers un paramètre $\Delta t_{T_2}^{T_1}$. La simplicité des équations établies ([§ 3.1.4.2](#)) a permis la construction d'abaques facilitant la détermination des valeurs prises par un tel paramètre en fonction des conditions de soudage (figures [31a](#) et [b](#)).

Les transformations des aciers peuvent être étudiées dans des conditions thermiques simulant le soudage ; celles-ci permettent alors de tracer des diagrammes de transformation en refroidissement continu qui montrent ([figure 32](#)) que les conditions de chauffage correspondant aux zones surchauffées ont pour influence essentielle d'accroître la trempabilité de l'acier et donc de rendre possible la formation de fortes quantités de martensite et de bainite. Ce fait est mis en évidence par le tracé des courbes représentant les variations de la dureté de l'acier en fonction de la température d'austénitisation sans maintien et des conditions de refroidissement représentées par un paramètre $\Delta t_{T_2}^{T_1}$ ([figure 33](#)). Ces données permettent de reporter les conditions de transformation sur les cycles thermiques d'une opération de soudage ([figure 34](#)) et montrent qu'en fait c'est la partie surchauffée dans la ZAC au voisinage de la limite de fusion qui subit le durcissement par trempe le plus important.

Ce durcissement par trempe d'une couche très fine de métal ne poserait pas de problème grave en ce qui concerne le comportement mécanique d'un joint si n'intervenait l'hydrogène dissous dans le métal fondu ; cet élément va engendrer la fissuration à froid.

Par ailleurs, l'austénite formée dans le domaine partiellement austénisé étant riche en carbone, elle voit, de ce fait, sa trempabilité augmentée et son point M_s très abaissé ; sa transformation sera donc susceptible, à la fois, de donner de la martensite dure et de laisser subsister de l'austénite résiduelle.

6.3.3.3 Fissuration à froid

Lors des opérations de soudage à l'arc, le métal fondu est susceptible de dissoudre de l'hydrogène ([§ 3.2.1](#)) provenant de la décomposition de l'eau présente ([§ 3.2.2](#)) et d'éventuels apports d'hydrogène par le gaz de soudage ; la quantité dissoute peut être élevée. Des résultats publiés par Granjon ([\[8\]](#)) montrent que la quantité d'hydrogène diffusible présente dans 100 g de métal fondu peut atteindre, en moyenne, sans précautions particulières :

- 15 cm³ en soudage avec des électrodes à enrobage rutile,
- 9 cm³ en soudage sous flux en poudre,
- 7 cm³ en soudage avec les électrodes à enrobage basique,
- 4 cm³ en soudage MIG.

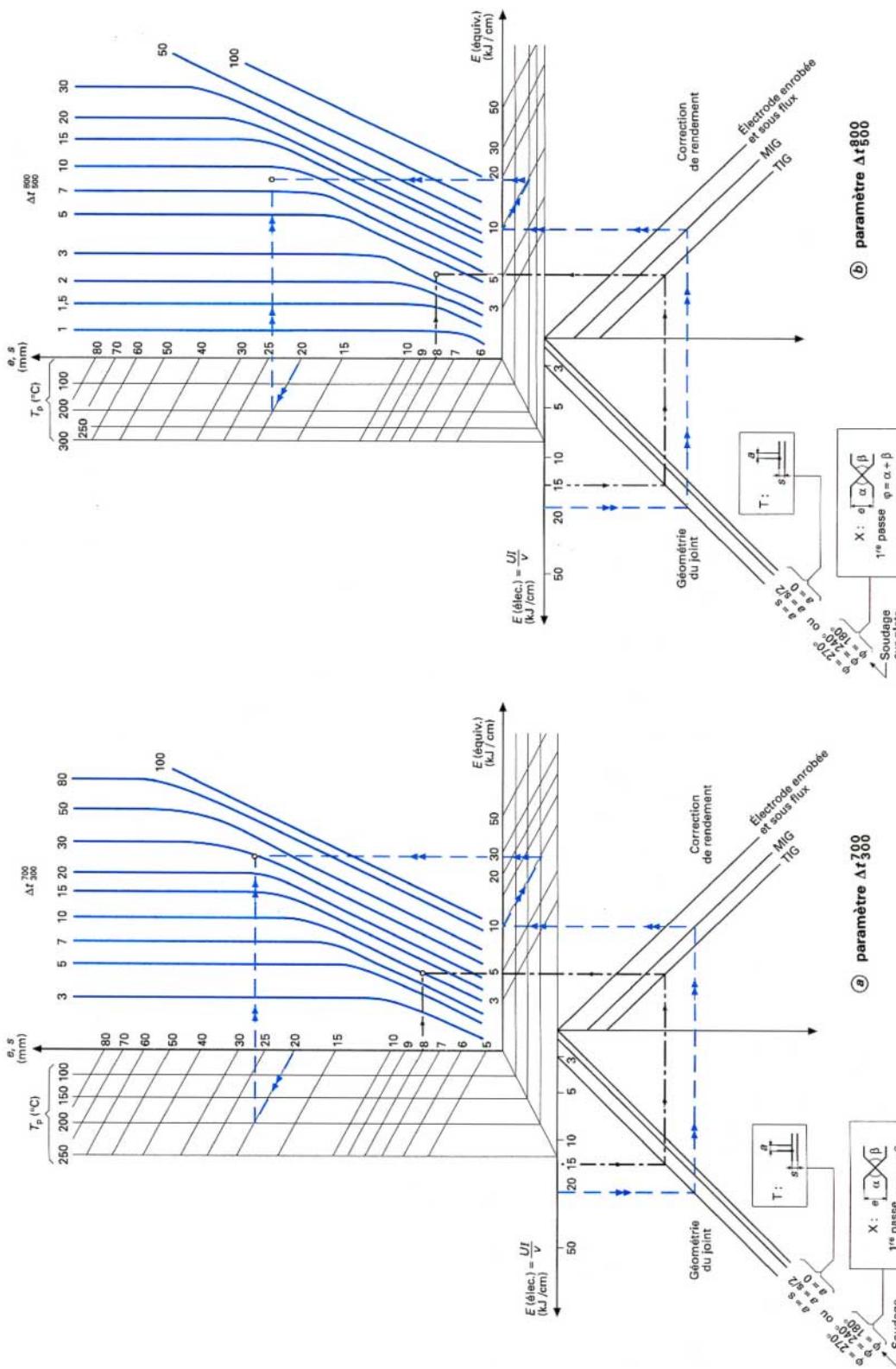


Figure 31 – Abaques pour la détermination des valeurs du paramètre Δt_{T_1} [31]

1. Assemblage en « T »
 - épaisseur de l'âme et de la semelle 20 mm ($a = s$)
 - soudage MIG metal inert gas
 - E (élect.) = 20 kJ/cm
 - préchauffage $T_p = 200^\circ\text{C}$
2. Assemblage en « T »
 - épaisseur de l'âme et de la semelle 20 mm ($a = s$)
 - soudage TIG tungsten inert gas
 - E (élect.) = $\frac{UJ}{V} = 15\,000 \text{ J/cm}$ (15 kJ/cm)

En suivant les lignes à double flèche, on obtient:
 $\Delta t_{800} \approx 8 \text{ s}$
 $\Delta t_{300} \approx 4 \text{ s}$

- Exemples d'application: pour Δt_{800}
 1. Assemblage en « T »
 - épaisseur de l'âme et de la semelle 8 mm ($a = s$)
 - soudage TIG tungsten inert gas
 - E (élect.) = $\frac{UJ}{V} = 15\,000 \text{ J/cm}$ (15 kJ/cm)

En suivant les lignes à simple flèche, on obtient:
 $\Delta t_{800} \approx 4 \text{ s}$
 $\Delta t_{300} \approx 2 \text{ s}$

Géométrie de l'assemblage:

a (mm) épaisseur de l'âme dans le cas d'un assemblage en « T »
 e (mm) épaisseur des tôles dans le cas joint bout à bout
 s (mm) épaisseur de la semelle dans le cas d'une soudure en « T »

Conditions de soudage:

E (équiv.) = énergie linéaire introduite dans le joint
 I (A) intensité de soudage
 T_p ($^\circ\text{C}$) température de préchauffage
 U (V) tension de soudage
 v (cm/s) vitesse de soudage

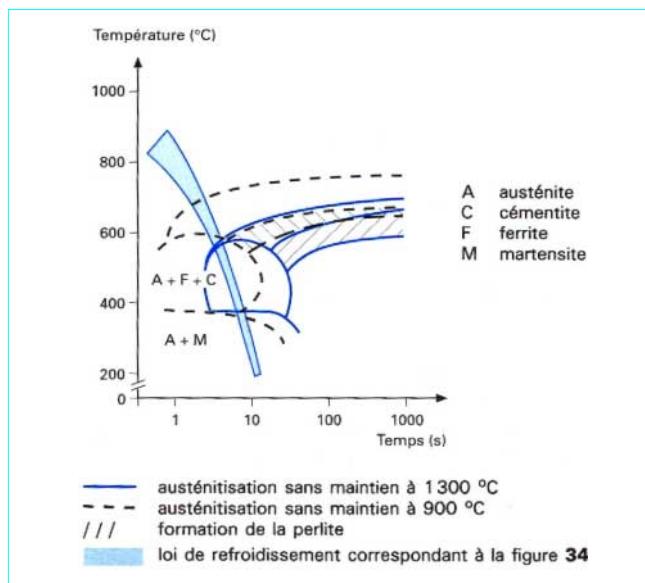
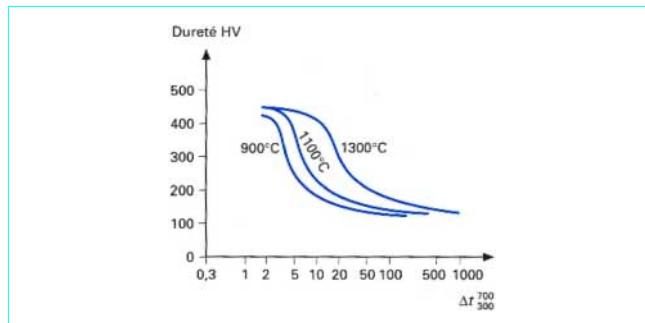


Figure 32 – Diagrammes de transformation au refroidissement en conditions de soudage d'un acier du type S 355



Or, lors de la solidification, au cours du refroidissement et pendant la transformation gamma → alpha, la solubilité de l'hydrogène diminue très sensiblement comme le montre la figure 35. Lors de la solidification, ce fait pourra être responsable de la formation de soufflures et, par la suite, il engendrera une diffusion du gaz vers l'atmosphère et, si celle-ci est insuffisante (refroidissement rapide), une sursaturation du métal solide avec formation *in situ* de molécules H₂. Le gaz ainsi produit se rassemble dans les espaces ménagés par les défauts de structure et les décohésions entre le métal et les inclusions ; en ces lieux la pression du gaz croît avec la diffusion de l'hydrogène et peut atteindre des niveaux élevés, ce qui engendre localement des sollicitations importantes susceptibles de s'ajouter aux contraintes dues aux retraits. Si l'état structural du métal ne lui permet pas de résister dans ces conditions, une fissuration pourra se développer. Ces conditions peuvent être réunies dans la partie surchauffée de la ZAC d'un joint. De par l'effet des gradients thermiques et des différences de trempabilité dues au grossissement des grains d'austénite, la transformation gamma → alpha dans la ZAC progresse (comme l'illustre la figure 34) des parties les plus froides vers la limite du métal fondu ; dès lors l'hydrogène, plus soluble dans le fer gamma que dans le fer alpha, est rejeté vers la partie la plus surchauffée de la ZAC. Par ailleurs le métal fondu, qui se refroidit à peu près

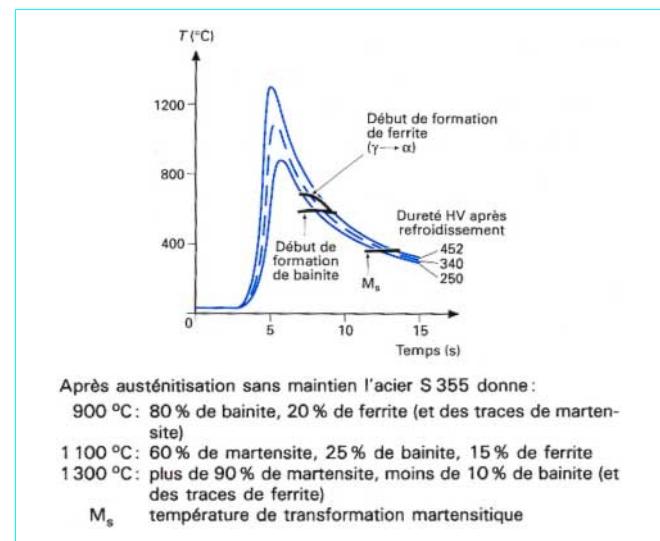
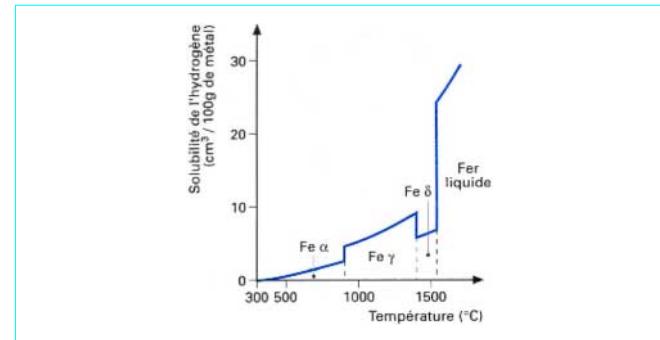


Figure 34 – Tracé des domaines de transformation sur des cycles de soudage ($\Delta t_{300}^{700} = 6\text{s}$) pour un acier du type S 355



comme cette dernière, commence (lorsqu'il est susceptible de la transformation gamma → alpha) à se transformer avant elle car, plus pauvre en carbone, son point M_s est plus élevé ; de la sorte, l'hydrogène est repoussé, ici encore, vers la partie la plus surchauffée de la ZAC. Or cette partie est celle qui est la plus apte à se transformer en martensite qui, compte tenu de la surchauffe, sera peu plastique, voire fragile, et donc prête à se fissurer sous l'action des sollicitations engendrées par les pressions locales d'hydrogène et les retraits. C'est ainsi que se développe la **fissuration à froid**.

Lors du soudage d'acier à relativement faible teneur en carbone, les points M_s de celui-ci et du métal fondu se rapprochent (les teneurs en carbone sont moins différentes) et le transfert de l'hydrogène entre les deux est plus limité. Le métal surchauffé de la ZAC résiste mieux à la fissuration tandis que le métal brut de solidification, plus fragile, est aussi plus chargé en hydrogène ; la fissuration à froid se développe alors en son sein.

Pour apprécier les risques de fissuration à froid il est nécessaire d'exécuter des essais de fissuration dans les conditions de soudage considérées. S'il est facile de reproduire les cycles thermiques et le chargement en hydrogène (il suffit de conserver des conditions de soudage identiques), il est par contre très difficile de reconstituer le système de contraintes dues au retrait. Sur ce point, les essais seront donc conventionnels avec utilisation de deux types d'éprouvettes.

■ Éprouvette autobridée :

— **essais CTS** (sévérité thermique contrôlée) ; deux plaquettes de dimensions différentes en acier soumis aux essais sont assemblées à l'aide d'une partie d'un boulon et d'un écrou et d'autre part de deux cordons de soudure parallèles ; les deux cordons d'essai (figure 36) sont réalisés dans les conditions choisies ; les fissures à froid éventuelles sont ensuite recherchées sur des coupes micrographiques ; en faisant évoluer l'énergie de soudage et l'épaisseur des plaquettes, il est possible d'explorer les limites des conditions d'apparition du risque de fissuration à froid ;

— **essai TEKKEN** ; l'éprouvette est réalisée par assemblage pré-lable, à leurs extrémités, de deux demi-éprouvettes chanfreinées (généralement en Y) ; le cordon d'essai (figure 37) est réalisé dans les conditions choisies qui peuvent varier pour permettre d'explorer les risques de fissuration. Des coupes micrographiques transversales permettent la détection d'éventuelles fissures.

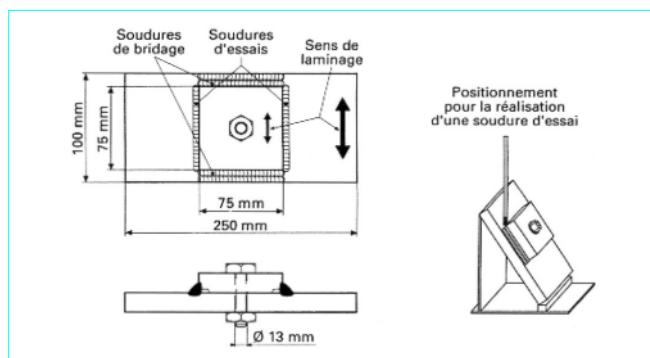


Figure 36 – Schéma de l'essai CTS

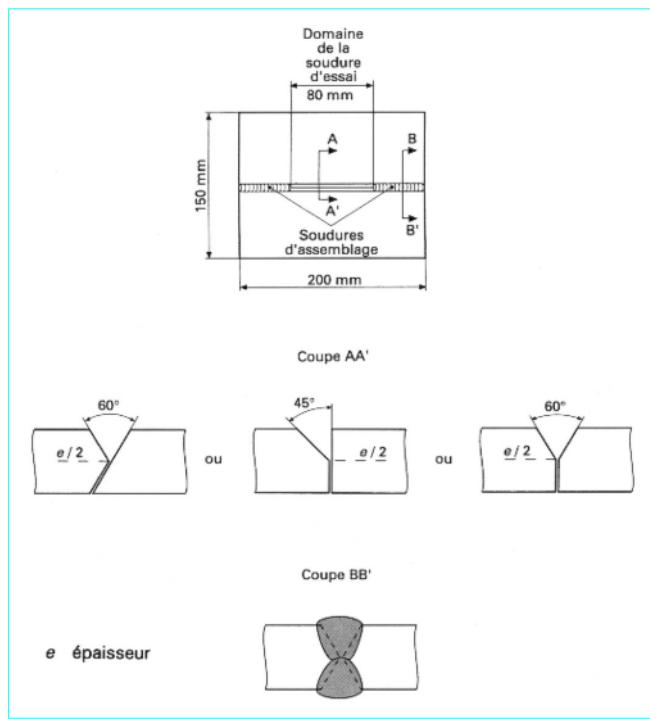


Figure 37 – Schéma de l'essai TEKKEN

■ Éprouvette placée arbitrairement sous tension

Il s'agit de l'essai d'implant défini par les normes françaises NF A 89-100 et NF A 03-185 et par la recommandation de l'Institut International de Soudure IIS/IW-447-73. L'éprouvette cylindrique entaillée est implantée dans une plaque épaisse. La soudure d'essai est réalisée dans les conditions choisies puis, dès la solidification du métal fondu, l'implant est soumis à un effort de traction (figure 38). Des coupes micrographiques permettent le repérage d'éventuelles fissures. En faisant varier à la fois les conditions de soudage (énergie et épaisseur de la plaque support) et la charge appliquée à l'implant, il est possible de tracer une courbe de fissuration qui sépare, dans le système de coordonnées *effort de traction/paramètre de refroidissement* le domaine dans lequel la fissuration se produit de celui où elle est évitée (figure 39). Une telle courbe est valable pour l'acier, le procédé de soudage et la teneur en hydrogène considérés.

Le développement du recours à l'essai d'implant a permis de qualifier la soudabilité métallurgique de nombreux aciers vis-à-vis du risque de fissuration à froid et de définir l'énergie minimale à mettre en œuvre pour les souder sans risque. Il faut toutefois noter que l'influence de la teneur en hydrogène est ici prépondérante ; il suffit souvent de l'abaisser pour faire disparaître la fissuration à froid comme le montre la figure 40 relative à un simple acier C/Mn. Ce devra donc être le facteur sur lequel le soudeur agira en priorité.

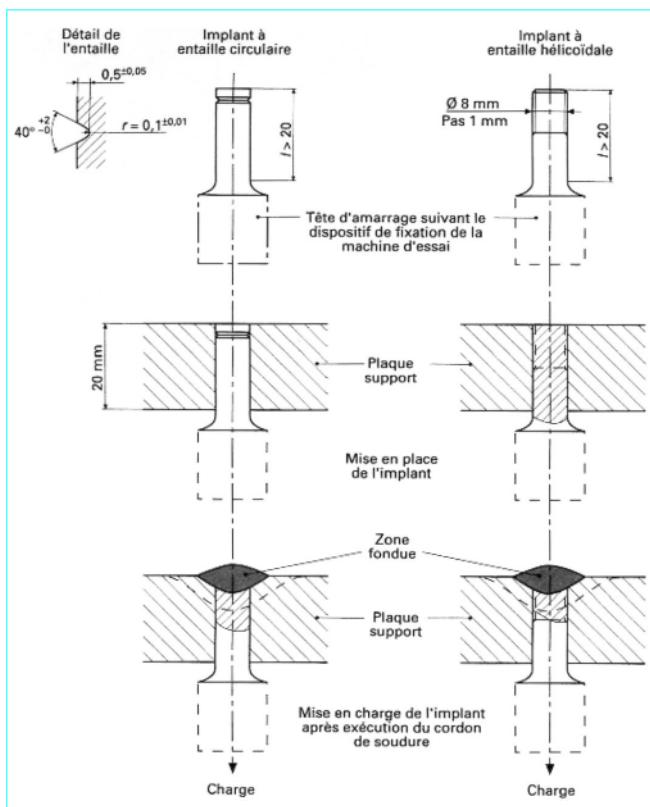


Figure 38 – Schéma de l'essai d'implant

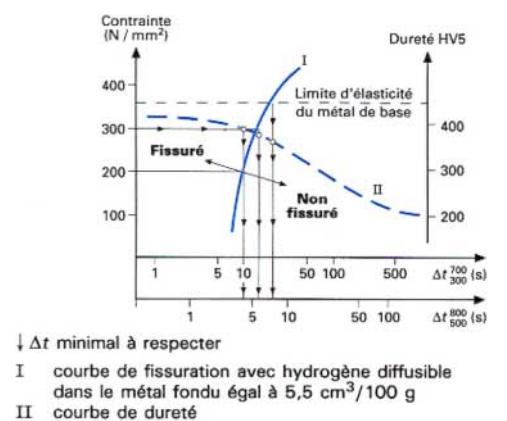


Figure 39 – Exemple d'une courbe de fissuration tirée de l'essai d'implant

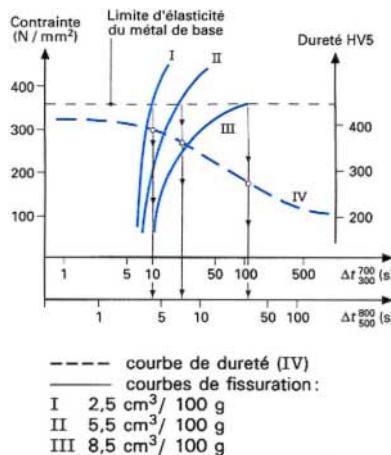


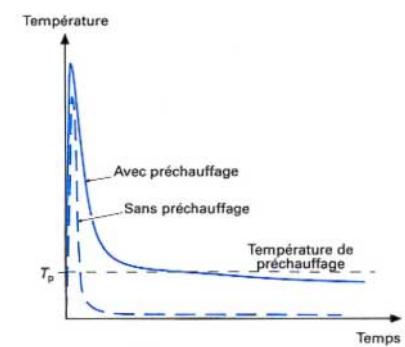
Figure 40 – Courbes de fissuration montrant l'influence prépondérante de la teneur en hydrogène

Toutefois, si l'abaissement de la teneur en hydrogène est impossible ou insuffisant, le soudeur pourra encore intervenir en réalisant un préchauffage suivi, éventuellement, d'un postchauffage. Ces deux opérations (qu'il ne faut pas considérer comme étant des traitements thermiques) consistent à modifier l'évolution thermique d'une soudure et cela en portant, avant soudage, les pièces qui constituent l'assemblage à une température supérieure à la température ambiante (c'est le préchauffage) et éventuellement en les maintenant, après soudage, à cette même température pendant un certain temps (c'est le postchauffage). Ces interventions ont un certain nombre de conséquences qui les justifient.

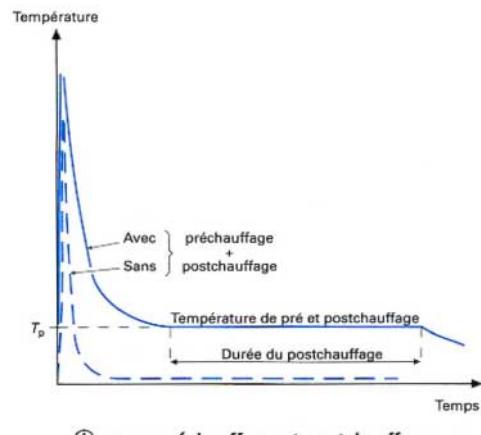
• Elles modifient les cycles thermiques de soudage comme l'illustrent les figures 41a et b :

— en deçà de la ligne de fusion, un point de la ZAC est (toutes choses égales par ailleurs) porté à une température plus élevée ; la ZAC est donc plus profonde et les gradients de température moins élevés ; les gradients de dilatation sont, de ce fait, diminués et, par voie de conséquence, les possibilités d'apparition de retraits importants et donc de contraintes élevées s'en trouvent réduites ;

— le refroidissement est plus lent puisqu'il se fait avec un milieu de refroidissement — le métal de base — qui n'est plus à température ambiante mais se trouve porté à la température de préchauffage ;



(a) avec préchauffage



(b) avec préchauffage et postchauffage

Figure 41 – Schémas des évolutions des cycles thermiques

— à partir de la température de préchauffage comme à partir de la température de postchauffage le refroidissement ultime se fait très lentement puisqu'il correspond à celui de tout l'ensemble préchauffé et éventuellement postchauffé. Cela va laisser à l'hydrogène le temps de diffuser vers l'atmosphère, hors de l'assemblage.

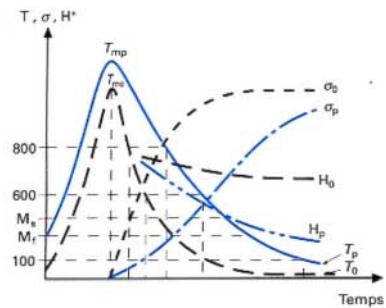
• En ralentissant le refroidissement, elles modifient le déroulement des transformations gamma → alpha qui, lorsqu'elles provoquaient la formation de martensite en produiront une plus faible quantité ; le métal de la ZAC sera moins trempé et donc moins dur (avec baisse de la dureté maximale sous cordon) mais aussi plus ductile.

• Le séjour relativement long à la température de postchauffage et à des températures inférieures, au cours du refroidissement ultime, constitue une opération de revenu à laquelle est soumise la martensite déjà formée (dans la mesure où la température de préchauffage et éventuellement de postchauffage est inférieure à la température M_s de l'acier, ce qui est préférable).

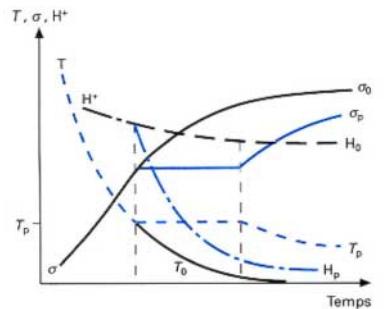
Les figures 42a et b résument les effets d'un préchauffage et ceux d'un postchauffage :

- diminution de la quantité de martensite formée et autorevenu sur une partie de celle-ci ;
- retard à l'achèvement de la transformation martensitique ;
- élimination d'une partie de l'hydrogène ;
- diminution du niveau des contraintes et retard à leur établissement.

Tous ces effets ont un même résultat bénéfique : ils diminuent ou font disparaître le risque de fissuration à froid.



(a) avec préchauffage



(b) avec préchauffage et postchauffage

Figure 42 – Schémas des évolutions de la température, de la teneur en hydrogène et des contraintes (d'après [32])

Le préchauffage et le postchauffage doivent être réalisés à une température comprise entre M_s et M_f (température de fin de la transformation de l'austénite en martensite au refroidissement) et d'autant plus supérieure à M_f que la teneur en hydrogène et la teneur en carbone de l'acier de base sont plus élevées. Le postchauffage ne s'impose que pour les aciers dont, d'une part, la trempabilité est telle que la partie surchauffée de la ZAC reste totalement martensitique quelle que soit la température de préchauffage et, d'autre part, la teneur en carbone est telle que la martensite soit trop fragile ; la figure 43 tirée des données incluses dans la norme NF E 83-100-3 donne une première idée des conditions à respecter. Mais ces choix doivent aussi tenir compte de tous les autres paramètres, principalement de la teneur en hydrogène mais aussi du type d'assemblage, des dimensions de celui-ci, du procédé et des conditions de soudage.

Pour apprécier le risque de fissuration à froid les soudeurs ont pris l'habitude, sur le plan pratique, de prendre en compte un paramètre particulier appelé « carbone équivalent » et calculé à partir de la composition chimique du métal de base. De très nombreuses formules ont été proposées ; l'IIS en a retenu une qui s'écrit :

$$C_{eq} (\%) = C \% + Mn \% / 6 + (Cr \% + Mo \% + V \%)/5 + (Cu \% + Ni \%)/15$$

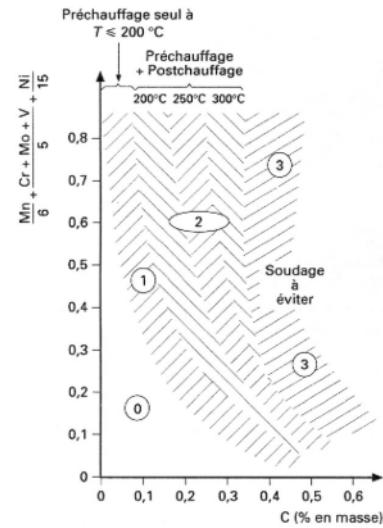


Figure 43 – Description des conditions de soudage des différentes catégories d'acières (selon NF E 83-100-3)

À C_{eq} constant, la soudabilité métallurgique serait constante et, plus le C_{eq} serait faible, plus le risque de fissuration à froid serait réduit. Une telle façon d'apprécier ce risque ne paraît pas satisfaisante ; en effet :

— le C_{eq} ne prend pas en compte la teneur en hydrogène du métal fondu dont nous venons de voir toute l'importance (certaines formules ont été proposées qui pallient ce manque) ;

— le C_{eq} ne prend pas en compte les conditions de refroidissement qui sont déterminantes pour ce qui concerne la proportion de martensite formée ;

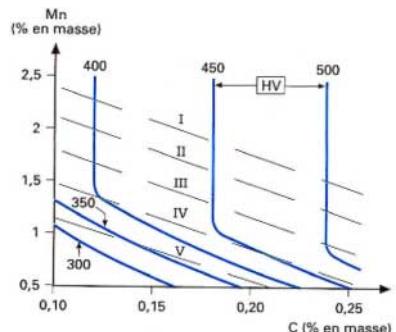
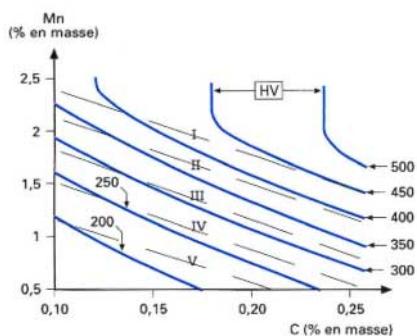
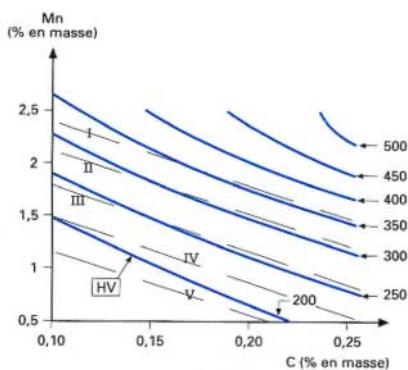
— le C_{eq} même, dans une confusion regrettable, la capacité de durcissement (et donc le risque de fragilité de la martensite) de l'acier à travers sa teneur en carbone et sa trempabilité (et donc le risque de formation de martensite) à travers les teneurs en éléments d'alliage.

Pour des simples aciers au C-Mn (acières à partir desquels la formule de calcul du C_{eq} a été établie), la figure 44 montre que :

— dans certaines conditions de refroidissement et pour un domaine limité de teneurs en carbone et manganèse, la constance de C_{eq} engendre pratiquement la constance de la dureté maximale sous cordon alors que la teneur en carbone varie ; cela signifie que l'état structural de la ZAC varie aussi et que la fragilité de la martensite formée (en proportion variable) est différente ; pour une même teneur en hydrogène dans le métal fondu, le risque de fissuration à froid évolue donc ;

— lorsque le refroidissement est assez rapide, c'est-à-dire lorsque la structure formée en ZAC tend à devenir totalement martensitique, C_{eq} perd toute signification (si la structure est totalement martensitique C_{eq} peut évoluer avec la teneur en manganèse alors que le risque de fissuration à froid reste identique).

C_{eq} ne peut donc servir qu'à faire des comparaisons à l'intérieur de domaines très limités.

(a) $\Delta t_{300}^{700} = 5 \text{ s}$ (b) $\Delta t_{300}^{700} = 20 \text{ s}$ (c) $\Delta t_{300}^{700} = 40 \text{ s}$

— courbes d'isodureté HV
 — — courbes d'iso- C_{eq}
 I $C_{eq} = 0,5\%$
 II $C_{eq} = 0,45\%$
 III $C_{eq} = 0,40\%$
 IV $C_{eq} = 0,35\%$
 V $C_{eq} = 0,30\%$

Actuellement certaines des normes NF EN qui reproduisent les nouvelles normes européennes définissent des valeurs limites pour ce C_{eq} à savoir, par exemple pour des produits d'épaisseur inférieure à 40 mm :

- dans la NF EN 10113-2 pour S275N $C_{eq} \leq 0,40\%$
 pour S355N $C_{eq} \leq 0,43\%$
 pour S420N $C_{eq} \leq 0,48\%$
 pour S275M $C_{eq} \leq 0,34\%$
 pour S355M $C_{eq} \leq 0,39\%$
 pour S420M $C_{eq} \leq 0,43\%$
 pour S460M $C_{eq} \leq 0,45\%$
- dans la NF EN 10113-3

6.4 Alliages de magnésium

Avant d'évoquer les problèmes métallurgiques soulevés par le soudage des alliages de magnésium, il est intéressant d'examiner l'importance particulière prise par certaines des propriétés physiques et chimiques de ce métal.

■ **Sa conductivité thermique** élevée impose la mise en œuvre de sources de chaleur à relativement grande densité d'énergie afin de permettre une réduction de la durée des cycles thermiques de soudage et cela malgré la basse température de fusion du métal de base (il peut être nécessaire de procéder à un préchauffage pour limiter la quantité d'énergie à mettre en œuvre). Le niveau de cette conductivité a une contrepartie favorable en ce sens qu'il induit une diminution des gradients thermiques et, de ce fait, conduit à des déformations moins localisées.

■ **Sa dilatabilité linéique** très élevée exige que soient prises des précautions pour limiter les risques de bridage mais le bas point de fusion du métal de base fait que les déformations sont réduites puisqu'elles ne se développent que sur un intervalle de température limité.

■ **Son module d'élasticité** relativement faible limite favorablement l'amplitude des contraintes résiduelles.

■ **L'absence de transformation allotropique** ne permet pas d'affiner la taille des grains et crée donc un risque de grossissement cumulatif.

■ **Sa grande volatilité** interdit le soudage sous vide.

■ **Sa très grande affinité chimique pour l'oxygène** oblige à réaliser une protection très efficace du métal fondu et de la ZAC à l'aide d'un gaz neutre qui est généralement de l'argon. La mise en place d'une protection envers est indispensable.

Mais l'affinité du magnésium pour l'oxygène pose aussi le problème de l'existence, avant soudage, d'une couche de magnésie plus ou moins épaisse et régulière à la surface des produits à assembler. Il est généralement nécessaire de procéder à un décapage préalable dans des conditions qui permettent de maîtriser la réoxydation du métal. De même, en soudage à l'arc, la présence de la couche de magnésie conduit à l'utilisation d'un courant alternatif.

Ainsi donc, le soudeur devra, pour souder des alliages de magnésium, mettre en œuvre des procédés à grande densité d'énergie et permettant de protéger efficacement le métal contre l'action de l'oxygène ; ce seront généralement les procédés TIG et MIG.

Du point de vue métallurgique le soudeur aura ensuite à prendre en compte les effets dus aux éléments d'alliages ajoutés au magnésium :

— **zinc** : la volatilité de cet élément engendre non seulement des risques de perte mais aussi des risques d'apparition de soufflures dans le métal fondu. Par ailleurs il est susceptible d'induire une fragilité à chaud qui impose de limiter les bridages, surtout ceux provoqués par les supports ;

Figure 44 – Comparaisons des courbes d'isodureté en ZAC avec les courbes d'iso- C_{eq} pour des aciers C-Mn

— **aluminium** : la présence de cet élément d'alliage impose de procéder à un traitement thermique de relaxation des contraintes résiduelles subsistant après soudage ;

— **thorium** : la toxicité de cet élément rend dangereux le soudage des alliages qui en contiennent ;

— **zirconium** : cet élément est susceptible de former des composés insolubles dans le métal liquide ; ce fait conduit à déconseiller le soudage des alliages de magnésium contenant cet élément.

Enfin il sera nécessaire de tenir compte des modifications éventuelles des propriétés mécaniques induites en ZAC par les cycles thermiques de soudage si le métal de base est un alliage durci par traitement thermique.

6.5 Alliages de nickel

Les propriétés physiques du nickel sont peu différentes de celles du fer ; en fait les problèmes métallurgiques viennent essentiellement des risques de pollution du métal par des éléments étrangers :

— le **soufre** crée le danger principal ; d'une part il forme avec le nickel un eutectique fondant à basse température (635 °C) et susceptible donc de provoquer une fissuration à chaud, et d'autre part il participe à la précipitation de sulfures intergranulaires qui affectent la plasticité du métal (on tente de neutraliser les effets du soufre en introduisant du manganèse et du magnésium). Le phosphore, le plomb et le bore peuvent être responsables de phénomènes identiques ;

— l'**oxygène**, l'**azote** et l'**hydrogène** sont solubles dans le nickel à l'état fondu ; les solubilités respectives de ces gaz diminuant avec la température, ils peuvent engendrer la formation de soufflures (on ajoute parfois du titane pour neutraliser ces éléments en les précipitant) ;

— le **silicium** peut, dans certains alliages où il est peu soluble, former des eutectiques fondant à relativement basses températures, susceptibles de provoquer des fissurations à chaud ;

— le **carbone** soluble dans le nickel fondu peut, au refroidissement, provoquer la précipitation de graphite ou de carbures (ses effets sont souvent neutralisés par une addition d'éléments carburigènes).

Le soudeur devra donc travailler dans des conditions de propreté rigoureuses (dégraissage et décapage) et protéger le métal fondu contre les pollutions nocives ; il utilisera généralement les procédés TIG et MIG avec protection à l'envers et le faisceau d'électrons mais il pourra aussi mettre en œuvre les procédés de soudage ne faisant pas intervenir la fusion.

On notera que l'absence de transformation allotropique ne permet pas d'affiner la taille des grains et crée donc un risque de grossissement cumulatif.

Enfin, il sera nécessaire de tenir compte des modifications éventuelles des propriétés mécaniques induites en ZAC par les cycles thermiques de soudage si le métal de base est un alliage durci par traitement thermique ; en général on réalisera alors le soudage avant le traitement de maturation qui ne sera exécuté qu'après soudage.

6.6 Alliages de titane

Avant d'évoquer les problèmes métallurgiques soulevés par le soudage des alliages de titane, il est intéressant d'examiner l'importance particulière prise par certaines des propriétés physiques et chimiques de ce métal.

■ **Sa conductivité thermique faible** permet de limiter les apports d'énergie.

■ **Sa dilatabilité linéique modérée** réduit l'ampleur des déformations.

■ **Sa forte résistivité** facilite le soudage par résistance.

■ **Ses transformations allotropiques étant du type martensitique** (c'est-à-dire qu'elles ne se font pas par germination et croissance) ne permettent pas d'affiner la taille des grains et laissent donc subsister un risque de grossissement cumulatif.

■ **Sa grande affinité chimique pour l'oxygène, l'azote et l'hydrogène** et sa **grande aptitude à dissoudre ces gaz** obligent à réaliser une protection très efficace du métal fondu et de la ZAC à l'aide d'un gaz neutre qui est généralement de l'argon. La mise en place d'une protection envers est indispensable. Ces protections gazeuses doivent être étendues en arrière de la zone de solidification pour couvrir tout le domaine dans lequel le titane peut être contaminé. La vérification de la qualité de ces protections est fondée sur l'absence de toute trace d'oxyde blanc. La mise en œuvre du soudage par faisceau d'électrons est très favorable puisque le soudage est alors réalisé sous vide.

Ainsi donc le soudeur devra, pour souder des alliages de titane, mettre en œuvre des procédés permettant de protéger efficacement le métal contre l'action de l'oxygène, de l'azote et de l'hydrogène (il procédera avantageusement à un dégraissage puis à un décapage des surfaces à assembler) ; il utilisera généralement les procédés TIG, MIG et le faisceau d'électrons mais il ne devra pas oublier que le soudage par résistance comme les procédés de soudage ne faisant pas intervenir la fusion peuvent être très intéressants (le soudage par diffusion notamment).

Du point de vue métallurgique, le soudeur aura ensuite à prendre en compte les modifications éventuelles des propriétés mécaniques induites en ZAC par les cycles thermiques de soudage, modifications dont l'ampleur dépendra de l'état et de la composition du métal de base ; si le métal de base est alpha ou bêta le soudage ne crée pas de problème métallurgique (il peut être nécessaire de relaxer les contraintes résiduelles par un traitement thermique) ; par contre, si le métal de base est alpha + bêta, le soudage peut engendrer des modifications structurales et, donc, des évolutions des propriétés mécaniques qui peuvent conduire (si les conditions pratiques le permettent) à reprendre dans son intégralité le traitement thermique après soudage.

Soudage et soudabilité métallurgique des métaux

par **Guy MURRY**

Ingénieur diplômé de l'École Nationale Supérieure d'Électrochimie et d'Électrométallurgie de Grenoble

Docteur-Ingénieur

*Ancien Directeur de l'Office Technique pour l'Utilisation de l'Acier (OTUA)
Enseignant à l'École Supérieure du Soudage et de ses Applications (ESSA)*

Références bibliographiques

- [1] Institut de soudure et Conseil international de la langue française. – *Termes et définitions utilisés en soudage et techniques connexes*. Publ. de la Soudure Autogène.
- [2] RYKALINE (N.N.). – *Les sources d'énergie utilisées en soudage*. Soudage et Techniques connexes, n° 11/12 (1974).
- [3] Fédération des industries mécaniques et transformatrices des métaux. – *Procédés de soudage et techniques connexes*. FIMTM (1979).
- [4] PORTEVIN (A.) et SEFERIAN (D.). – *Étude thermique de la soudure au chalumeau et à l'arc*. XI^e Congrès International de l'Acétylène et de la Soudure Autogène, vol. 3 (1934) et CR Acad. Sciences, 199 (1934).
- [5] Max Planck Institut für Eisenforschung. – *Schweißbarkeit der Stähle*, Forschungsvertrag n° 6210-41/1/011.
- [6] AMESTOY (M.), GUISTI (J.) et RADENKOVIĆ (D.). – *Contraintes résiduelles d'origine thermique dans un disque*. Rev. de Métall., n° 124 (1978).
- [7] LAFRANCE (M.), PRUDHOMME (M.), MURRY (G.) et CONSTANT (A.). – Rev. de Métall., vol. 65, n° 6 (1968).
- [8] GRANJON (H.). – *Bases métallurgiques du soudage*. Publ. de la Soudure Autogène, Eyrrolles (1989).
- [9] BERTHET (P.). – *Déformations et contraintes en soudage*. Publ. de la Soudure Autogène, Eyrrolles (1988).
- [10] ROSENTHAL (D.). – Welding Journal, vol. 20, n° 5 (1941).
- [11] ADAMS (C.M.). – Welding Journal, vol. 37, n° 5 (1958).
- [12] JHAVERI (P.), MOFFAT (W.G.) et ADAMS (C.M.). – Welding Journal, vol. 41, n° 2 (1962).
- [13] CHRISTENSEN (N.), DAVIES (V.) et GJERMUNDSEN. – British Welding Journal, vol. 12, n° 2 (1965).
- [14] RYKALINE (N.N.). – Soudage et Techniques Connexes, vol. 15, n° 1/2 (1961).
- [15] ROSE (A.). – CIT du CDS, n° 11 (1966).
- [16] BASTIEN (P.G.), DOLLET (J.) et MAYNIER (Ph.). – Metal Construction and British Welding Journal, vol. 2, n° 1 (1970).
- [17] MAYNIER (Ph.), MARTIN (P.F.) et BASTIEN (P.G.). – Soudage et Techniques connexes, vol. 20, n° 3/4 (1966).
- [18] BERNARD (G.) et PRUDHOMME (M.). – *Compléments à l'étude des phénomènes thermiques dans les joints soudés*. Rev. de Métall., vol. 69, n° 7 (1972).
- [19] BRADSTREET (B.J.). – Welding Journal, vol. 48, n° 11 (1969).
- [20] SAVAGE (W.F.), NIPPLES (E.F.) et SZEKERES (E.S.). – Welding Journal, (Research suppl.), 55 (1976).
- [21] GERBEAUX (H.), PIETTE (M.) et RENAULT (J.P.). – *Déformations et contraintes en soudage*. Publ. de la Soudure Autogène, Eyrrolles (1988).
- [22] SMITHILLS (C.J.). – *Metals Reference Book*. Butterworths (1970).
- [23] SPARFEL (Y.). – Soudage et Techniques connexes, vol. 46, n° 9/10 (1992).
- [24] MURRY (G.) et CONSTANT (A.). – Rev. de Métall., vol. 62 (1965).
- [25] LEYMONIE (C.). – *Welding and the engineer*, the Challenge of the 80's The South African Institute of Welding (1983).
- [26] DHOOGE (A.) et VINCKIER (A.). – Soudage et Techniques connexes, vol. 46, n° 7/8 (1992).
- [27] BOUHELIER (C.). – CETIM-Informations n° 67 (1980).
- [28] *Conseils pour obtenir des aspects de soudure plus favorables à la tenue en fatigue*. Publ. IS/OTUA (1989).
- [29] COLIN (J.). – *Élaboration des aciers spéciaux*, CESSID (1965).
- [30] ESPY (R.E.). – Welding Research, 149 S (1982).
- [31] IRSID. – Courbes dureté/paramètre de refroidissement en conditions de soudage (1977).
- [32] (M.) et MURRY (G.). – 3^e Journées nationales du Soudage 1984. Soudage et Techniques connexes (1984).

Normalisation

France

Association Française de Normalisation AFNOR

NF A 03-185 11-82 Produits sidérurgiques (et produits en acier moulé). Méthode conventionnelle de caractérisation de la sensibilité à la fissuration à froid des aciers soudables pour l'essai de fissuration sur implants à entaille hélicoïdale.

NF A 89-100 12-91

Soudage et techniques connexes. Fissuration à froid sur implants. Méthode d'essais.

E 83-100 2-89

Construction d'ensembles mécanosoudés. Techniques de soudage. Partie 3 : Guide pour le choix des matériaux et pour les dispositions constructives.