

STRUCTURE

Structure cristalline → arrangement des atomes (réseau) – ordre de l'Angstroëm.

Structure micrographique → arrangement des phases échelle granulaire 10 à 100 µm. Grains fins 5/10 µm.

Structure macrographique → ou structure d'ensemble (ordre du mm) arrangement global des phases.

1) Définitions:

Réseau cristallin: échauffadage fictif dont les noeuds sont les emplacements des atomes. Liaisons fortes. Arrangement proche de la perfection --> état d'équilibre (plus bas niveau de contraintes internes). Se fait par germination et croissance.

Maille: plus petite figure géométrique que forment les atomes.

CC: Fe Cr Mo W métaux durs et fragiles – maille moins dense (2 atomes/maille)

CFC: Ni Cu Al Pb Ag Au Pt métaux mous et ductiles – maille compacte ou dense (4 atomes / maille). Se plastifie facilement, insensible à la rupture fragile --> beaucoup de directions de forte densité atomique qui facilitent les glissements.

HC: Zn Mg Ti Co

Plus un matériau métallique est compact plus il est déformable.

Défauts de réseau:

dislocation (atomes supplémentaires ou manque 1 plan d'atomes)

lacunes (manque d'atome). Un refroidissement rapide provoque de nombreuses lacunes. Toute déformation introduit des dislocations. Les défauts créent des tensions internes (état hors équilibre). Les structures hors équilibre (haute limite d'élasticité) ont un grand nb de perturbations cristallines qui gênent les glissements.

Grains: solidification débute par des germes --> atomes qui se rapprochent en de multiples endroits du mélange. Formation de réseaux d'orientation différente (aléatoire). Grain = arrangement régulier d'atomes de même orientation. Frontières entre grains = **joints de grains**.

Autres phéno de fabrication de grains: transformation du système cristallin au chauffage ou refroidissement, recristallisation par traitement thermique après écrouissage.

Grains **équiaxes** si écoulement chaleur identique dans toutes les directions. Structure isotrope.

Grains **basaltiques** si direction préférentielle (construction dendritique). Structure anisotrope.

Plus la taille des grains est petite meilleures sont les propriétés mécaniques (hormis allongement et tenue au fluage). Plus les joints de grains sont nombreux plus il y a d'obstacles au glissement ou au passage de clivage.

Grains **maclés** (structure CFC) : adaptation cristalline aux contraintes subies (écrouissage ou recristallisation). 2 lignes parallèles dans 1 grain.

Solution solide: mélange d'atomes différents qui se partagent le même réseau. Elle se caractérise par sa composition chimique et sa structure cristalline.

Paramètres influençant l'étendue de la solution solide: dimension relative des atomes / analogie des réseaux cristallins / affinité chimique / température / différence des électrovalences.

Solution solide de substitution: atomes soluté se substituent à ceux du solvant (ex: Fe Cr / Al Cu / Fe Ni).

$dB/dA = 0,85$ à $1,15$.

Solution solide d'insertion: les atomes se disposent en insertion dans le réseau (ex: Fe C). $dB / dA = 0,4$ à $0,6$

Atomes de petite dimension: C H O N B.

Miscibilité totale / partielle (au niveau des grains)

Composés: structure en général différente des éléments constitutifs. Durs et fragiles.

Composés définis: composition chimique avec rapport entre atomes défini. Métaux ou non métaux.

(Ex: Cémentite Fe_3C « carbure de fer », $Cr_{23}C_6$ « carbure de chrome »). Les carbures se forment en particules (0,1 à 0,5 μm) jamais en grains.

Composés intermétalliques: phases désignées par leur composition chimique. Proportion relativement définie.

Alliage: se définit par sa composition chimique, sa constitution (phases en présence) et sa structure.

Agitation thermique: vibration des atomes autour de leur position d'équilibre. Vibration d'autant plus élevée que la T° est élevée --> dilatation thermique. A basse T° , la faible agitation thermique gêne les glissements --> risque de rupture fragile.

Diffusion: déplacement d'atomes au sein du métal (par le biais des lacunes ou des dislocations). Augmente avec la température. Traitement thermique réduit le nombre de défauts --> retour à structure d'équilibre.

Loi de Fick = flux d'atomes qui diffusent à travers une section. Fonction du gradient de concentration des éléments, de la température et d'un coefficient dépendant de la nature des atomes en présence.

La vitesse de diffusion n'est pas la même pour tous les métaux.

Application: traitement de surface (Cémentation --> C dans métal / nitruration --> N).

Ségrégation : variation de composition chimique à l'échelle du grain --> ségrégation mineure ou dendritique. Ségrégation majeure solidification orientée, à l'échelle de la pièce. La ségrégation est d'autant plus importante que la vitesse de solidification est rapide.

Surfusion : abaissement de la température de solidification d'un alliage par enrichissement d'un des éléments (au cours du refroidissement rapide).

Corroyage: déformation à chaud. Propriétés anisotropes --> résistance moindre dans les directions perpendiculaires aux fibres.

Fibrage: superposition de couches riches en 1 élément et de couches riches en un autre élément selon le sens d'écoulement du métal lors d'un travail à chaud (laminage / corroyage). « Ségrégation allongée ».

Alignement des dendrites de solidification dans le sens de déformation du métal.

Texture: changement de forme et d'orientation cristalline des grains selon le sens d'écoulement du métal lors d'un travail à chaud (laminage / corroyage).

Anisotropie: propriétés mécaniques différentes dans les 3 directions (aciers laminés p.e.). Sens long / sens travers / sens travers court.

2) Liens propriétés méca/structure:

Les propriétés d'un matériau dépendent de la structure donc de la composition chimique / des traitements thermiques / des actions mécaniques de déformation.

Déformation élastique: phéno réversible proportionnel à l'effort exercé. Limite entre comportement élastique et plastique = limite d'élasticité Re .

Déformation plastique: effort $> Re$ --> déplacement des dislocations (selon les plans de forte densité atomique). Déformation résiduelle - phéno irréversible. Phéno de consolidation: multiplication des dislocations qui finissent par s'opposer à la déformation. Allongement ($A\%$) = quantité de déformation plastique totale avant rupture.

Ductilité: capacité de déformation plastique importante.

Rupture ductile : conséquence d'une déformation plastique uniquement. Aspect terne (CFC)

Striction = diminution de la section au droit de la cassure.

Cupules = cavités à la surface de la cassure dues à des inclusions.

Comportement ductile favorisé par taille des grains faible, T° élevée, sollicitation statique, géom pièce sans variation brutale.

Rupture fragile: brutalement sans déformation plastique. Décohésion du réseau cristallin dans les plans de faible densité atomique (CC).

Clivage: grains coupés net sans déformation.

Comportement fragile favorisé par:

facteurs métallurgiques:

type de maille (CC)

taille de grain importante

effet de soluté (atomes différents en solution favorisent la rupture par clivage)

nature des liaisons atomiques (ioniques ou covalentes « fragiles »)

facteur thermique: basse température s'oppose au mouvement des dislocations

facteurs mécaniques:

effet de choc

effet d'entaille

forte épaisseur

Module d'Young = pente de la « droite » de déformation élastique.

Aciers 200000 Mpa Alu 70000 Mpa Titane 120000 Mpa

Relations structure/température/propriétés méca:

	Re	A%	K	H
Structure éql	-	+	+	-
Structure hors éql	+	-	-	+
CFC	-	+	+	-
CC	+	-	-	+
Hte T°	-	+	+	-
Basse T°	+	-	-	+

ESSAIS MECANIQUES

Le plus souvent destructif. Servent à évaluer les propriétés d'un matériau dans le but de déterminer la tenue en service d'une construction.

1) Essai de traction: détermine la rés aux déformations élastiques et plastiques d'l matériau.

Unidirectionnel – pas d'effet d'entaille. Diagramme de traction. Détermine limite d'élasticité Re / limite à la rupture Rm / allongement $A\%$ / coefficient de striction $Z\%$.

Facteurs pour améliorer Re :

- structure hors équilibre (trempe)
- maille CC
- éléments en solution (N Cu Cr Mo Nb)
- précipitations (carbures)
- grains fins
- forte épaisseur

Sur assemblage soudé: (bout à bout)

-éprouvette transversale (MB/ZAT/ZF), le plus fréquent. On s'assure que l'assemblage rompt dans le MB. Si rupture en ZAT ou ZF on mesure Rm pour vérifier qu'elle est $>$ ou $=$ à la valeur souhaitée (les mesures de Re et $A\%$ n'ont pas de signification).

-éprouvette longi (ZF uniquement). Sert à carac la ZF (Re , Rm et $A\%$) ou le MA (dépôt réalisé sans dilution).

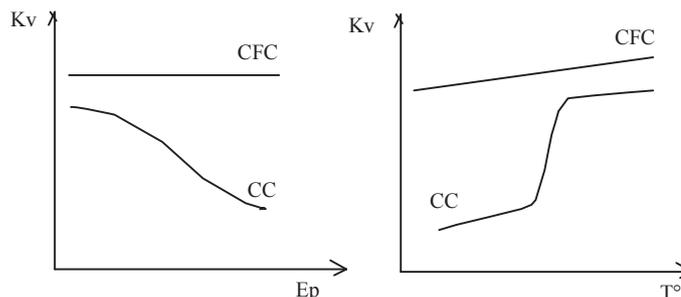
2) Essai de flexion par choc (essai de résilience): détermine la résistance à la rupture fragile. Energie de rupture Kv en J / résilience Kcv en J/cm^2 . 3 éprouvettes nécessaires (moyenne des 3 essais).

Condition de fragilité max:

- sollicitation rapide (choc)
- effet d'entaille
- basse température
- maille CC
- taille des grains importante

Facteurs pour améliorer la résistance à la rupture fragile:

- état d'équilibre (recuit)
- maille CFC
- métal pur
- grains fins
- liaisons de type métallique
- faible épaisseur



TK27 T° de transition ductile/fragile entre 0 et $-50^\circ C$ pour les aciers.

Sur assemblage soudé: (bout à bout) ép mini 12 mm

- sur éprouvette entaillée en ZAT
- sur éprouvette entaillée en ZF

Les 2 énergies de rupture mesurées doivent être au moins égales au minimum requis.

3) Essai de dureté: caractérise la résistance à la déformation plastique. Permet de classer les matériaux.

Mesure d'enfoncement du pénétrateur dans la pièce. Essai non destructif.

Différentes méthodes --> forme pénétrateur / niveau d'effort / mesure de l'enfoncement.

-Vickers Hv 1 à 1000: pénétrateur pointu. Petite charge. Permet de mesurer la dureté locale (échelle micro). Surface rectifiée ou polie. Relation empirique pour aciers non alliés: $Rm = 3,3 * Hv$.

- Brinell: pénétrateur arrondi. Permet de mesurer la dureté moyenne d'un matériau (échelle macro).
- Rockwell « cône » Hrc échelle réelle 20 à 70 (matériaux durs).

Sur assemblage soudé:

Méthode Vickers sur coupe transversale à la soudure.

Filiation de dureté: recherche de la dureté mini et maxi / caractérisation des hétérogénéités de dureté.

Les duretés mesurées doivent être en phase avec les codes.

4) Essai de pliage: détermine la capacité de déformation plastique d'l matériau.

Simplicité de mise en oeuvre. Permet d'estimer la ductilité de matériaux trop minces pour faire l'essai de flexion par choc.

Sans entaille.

Pliage lent

T° ambiante

Rayon et angle définis (90 ou 180°).

L'éprouvette ne doit pas se rompre ni se fissurer sur la face tendue.

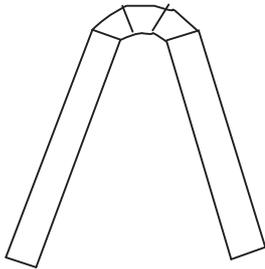
Sur assemblage soudé: (bout à bout)

-sur éprouvette transversale: le + courant. Côté endroit et côté envers pour assemblage mince / pliage de côté pour assemblage épais.

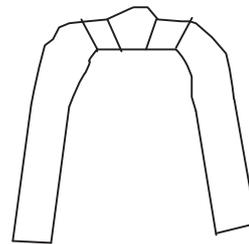
-sur éprouvette longi.: moins pratiqué. Côté endroit et côté envers. (mise en évidence fissures transversales).

Permet de révéler les défauts de compacité en région soudée (collages, fissures...). Des hétérogénéités de déformation entre ZF / ZAT et MB mettent en évidence des écarts de ductilité.

ZF et ZAT déformées (mais pas MB)
(ZF et ZAT trop "molles")



La soudure n'a pas bougé
(prop >> MB --> risque martensite)



5) Essai de texture: sur assemblages soudés uniquement (angle ou B à B). Coupon témoin.

Très simple à réaliser. Destructif (mais instructif !)

Permet de mettre en évidence les défauts de compacité d'une soudure (manques fusion, manques péné, soufflures, inclusions, fissures...).

Entaille (trait de scie) dans l'axe du cordon. Pliage à l'étau jusqu'à rupture de l'éprouvette. Examen visuel de la cassure.

La rupture chemine préférentiellement par les défauts.

6) Autres types d'essais:

Essai CTOD: mesure la ténacité d'un matériau (résistance du matériau à la propagation d'une fissure).

Essais de fatigue: permet de déterminer la limite d'endurance.

Essais de chantier: prélèvements par "barquette" (rebouchage soudure), "réplique" (polissage et attaque de la surface à examiner / examen microscope portable / Micromoulage de la surface --> réalisation d'l empreinte inverse).

ACIERS – NORMES

1) Normes:

NFEN 10020 définition et classification des nuances
NFEN 10027 désignation des aciers
NFEN 10025 aciers de construction non alliés (S235/S355)
NFEN 10155 aciers à résistance corrosion atm améliorée (Corten)
NFEN 10113 aciers de construction à grains fins (S355M/ML)
NFEN 10137 haute limite élastique trempés/revenus, durcis par précipitation (S690Q/QL)
NFEN 10149 aciers laminés à chaud à haute limite d'élasticité (S355MC/S700MC)
NFEN 10207 aciers pour appareils à pression simple
NFEN 10028-1 à 6 aciers pour appareils à pression (P265GH)
NFEN 10083 aciers pour trempé et revenu (C22/C35/42CrMo4)
NFEN 10088 aciers inoxydables (F17/304/316/904)

Aciers de construction "classiques" état normalisé --> Re obtenue par la teneur en C (entre 0,08% et 0,2%).

MC laminage contrôlé thermomécanique (taille grains < normalisation) $T^{\circ}C \leq 580^{\circ}C$
Ecrouissage léger (Re et Kv > normalisation).

ML laminage contrôlé normalisant = normalisation.

Le laminage contrôlé utilise le principe de recristallisation.

Aciers de construction à grains fins --> Re obtenue par la taille des grains (%C < 0,1%).

Critères de choix d'un acier:

- absence de fragilité à la plus basse T° de service (valeur de résilience garantie par essai de flexion par choc).

- limite d'élasticité minimale à la plus élevée des T° de service (essai de traction).

Acier = Fe + %C < 2%

Non allié: % éléments << 1%

Faiblement allié: % éléments d'addition < 5%

Fortement allié: % éléments d'alliage > 5%

Impuretés: S P O N H – fragilisent les aciers (gènent les glissements).

S et P abaissent T° fusion (eutectique FeS). Augmentent T° transition ductile --> fragile. Fissuration à chaud.

MnS diminue Rm (arrachement lamellaire).

O oxydes FeO. Diminue Rm et K.

H diffusible dans austénite --> fissuration à froid. Diminue K.

N nitride Fe₄N --> vieillissement (fragilité augmentée).

Dispersoïdes = ajout de certains élts en faible quantité (sauf V).

Influence des éléments d'addition:

effet de soluté: C Si Cu Mn Mo Ni --> augmente les carac méca

C et Mn augmentent Re et Rm mais favorisent la trempe

Mn désulfurant – 6 à 7% dans austénitiques -> limite risque de fissuration à chaud

Cr Mo tenue au fluage améliorée (carbures) --> aciers au CrMo pour chaudières et appareils à pression.

Cr caractère réfractaire

Ni tenue au froid améliorée (structure CFC) --> aciers au Ni pour appareils à pression (-60°C).

Ti V Nb désoxydant, déniturant, dispersoïdes (+ Al B)

Bo équivalent au C

Cr Si Mo Ti W V alphas

Ni N C Mn Co Cu éléments gammagènes

Éléments présents dans les minerais: S Al P Mn Si

Si et Al désoxydants

Eléments carburigènes: Cr V Mo Ti W Nb Mn

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

Formule valable pour $0,3 < C_{eq} < 0,7$, $\%Mn < 1,7$ et $\%Cr < 0,9$.

2) Elaboration des aciers:

à partir de fonte décarburée par barbotage O₂ pour piéger C.

$\text{FeO} + \text{C} \rightarrow \text{Fe} + \text{CO}$ Formation de CO et CO₂

Effervescent = dégagement de CO₂ (se produit sur non alliés ou aciers au CrMn)

Non effervescent: ajout Al / Si ou Ti pour « calmer » l'O₂ (formation SiO₂ / Al₂O₃ / TiO₂)

3) Règles générales:

Re et Kv diminuent quand épaisseur augmente (grains + fins quand épaisseur fine – corroyage plus important)

Kv augmente quand %C diminue et quand %S et %P diminuent

Kv augmente quand % ferrite augmente

Re augmente quand %C augmente (présence de carbures).

4) Diagramme Fe/C:

Liquidus: début de solidification / **solidus** : fin de solidification. Le passage Liquide → Solide se fait à température cste pour éléments purs. Pas de palier pour les alliages.

Transformation allotropique = transfo d'une variété cristalline en 1 autre.

Diagramme à 2 solutions solides ou **eutectique** (limite de solubilité).

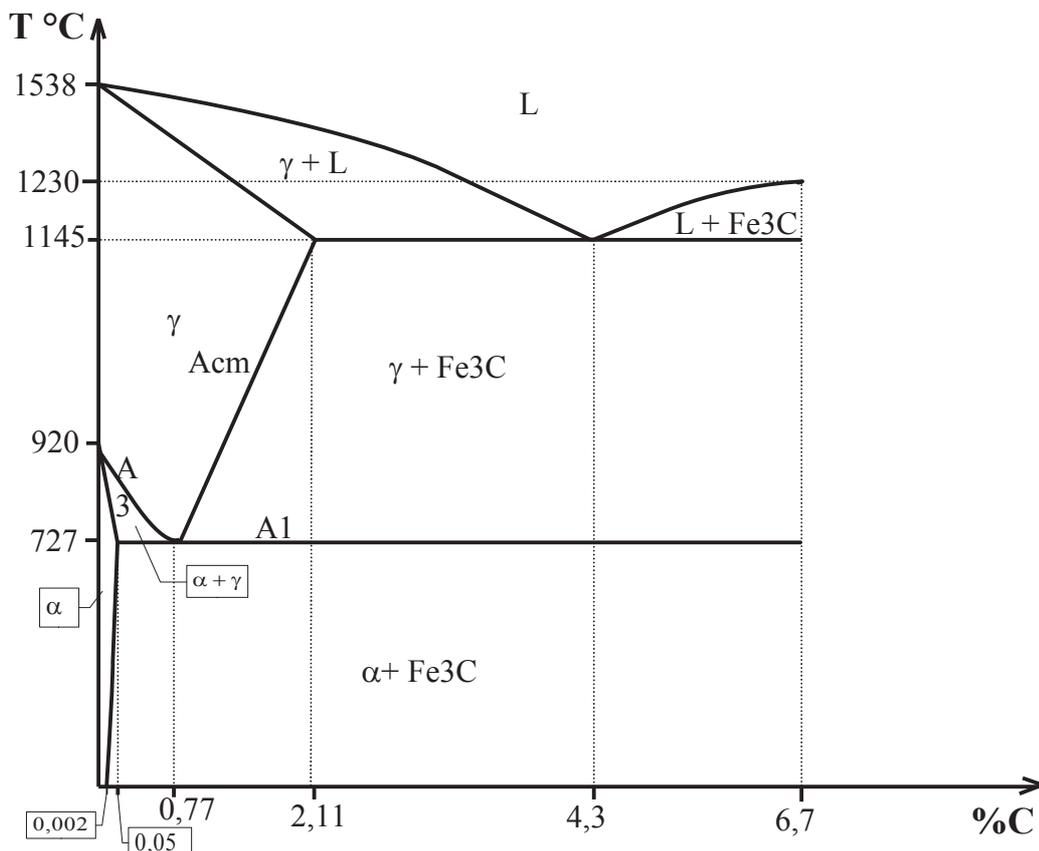
Etat d'équilibre: refroidissement lent → libre organisation des atomes (diffusion).

Fe alpha jusqu'à 920°C structure CC « ferrite ». Solubilité avec C très faible (0,05%C à 720°C 0,002%C à T° amb)

Fe delta de 1394°C à 1538°C (température de fusion) structure CC

Fe gamma entre les 2 Structure CFC « austénite » 2,11%C à 1145°C 0,77%C à 720°C (eutectoïde)

Fe₃C « **cémentite** » = carbure de fer 6,7%C Température fusion 1230°C. N'apparaît jamais sous forme de grains.



A1 courbe de début de transformation allotropique

A3 courbe de fin de transformation

Acm délimite domaines austénite et austénite + cémentite

Les températures de transformation sont plus faibles au refroidissement qu'au chauffage.

« **Perlite** » = agrégat lamellaire de ferrite et de cémentite

« **martensite** » = solution solide sursaturée, structure QC

« **bainite** » = agrégat comme la perlite mais prop méca >

5) Températures de fusion:

Cu 1083°C

Ni 1450°C Ti 1668°C

Alu 660°C Alumine 2015°C

Cr 1860°C W 3410°C

Fe 1538°C Cémentite 1230°C

ACIERS FORTEMENT ALLIES « ACIERS INOXYDABLES »

%C 1,2 maxi

10,5% de Cr mini- film protecteur de qqes 10ème de nm dit de « **passivation** » (oxydes de Chrome $2Cr + 3/2 O_2 \rightarrow Cr_2O_3$). Renforcée par attaque chimique acide nitrique HNO_3 .

1) Eléments d'addition:

Pour améliorer la résistance à la corrosion: Mo (tenue aux chlorures/corrosion par piqûre) / N (corrosion par piqûre) / Ni (milieu réducteur) / Si/Cu

$PREN = \%Cr + 3,3 \times \%Mo + 16 \times \%N$ indicateur de tenue aux chlorures (super austénitiques / Duplex).

4 actions de ces éléments:

Action trempante: favorise formation martensite (quasiment tous les éléments **C Mn Mo Cr Si Ni**).

Action alphasène: extension du domaine ferritique voire suppression de la transformation austénitique si % éléments suffisant ($>12,7\% Cr$ pe). Eléments **Ti P V Nb Mo Al Si Cr**.

Action gammagène: extension du domaine austénitique (jusqu'à température ambiante si % éléments suffisant). Pas de transformation. Eléments: **C N Mn Ni Cu**. Ex: Invar mélange Fe/Ni (30 à 50%) - Superalloys CFC, Hastelloy / Inconel si % Ni très important.

Action carburigène: formation de carbures **Nb Ti V W Mo Cr Mn Fe** (NbC / TiC / $Cr_{23}C_6$ / Fe_3C)

2) Inox martensitiques: $10,5 < \%Cr < 17$ %C $\leq 1,2$. Etat de livraison trempé à l'air/revenu vers 750°C. Pas d'utilisation à froid. Risque de fissuration ou rupture fragile en présence de H. Résistance à la corrosion faible. Fragilité de revenu (entre 300 et 600°C).

Autotremnants.

3) Inox ferritiques: %C $< 0,03$ %Cr > 16 . Eléments alphasènes (Ti Mo Nb). Etat de livraison recuit (recristallisé). Produits minces (≤ 4 mm). Utilisation limitée à froid et à chaud (350/500°C). Risque de fragilisation par surchauffe. Pas austénitiques. Insensibles à la corrosion sous contrainte, sensibles à la corrosion par piqûres.

Phase alpha prime composé intermétallique très fragile.

dès 8% Cr et températures entre 350 et 550°C. « Fragilisation à 475°C ».

4) Inox austénitiques: $0,01 < \%C < 0,2$ ($< 0,03\%$ --> nuances bas Carbone « L ») %Cr > 16 %Ni > 7 . Etats de livraison hypertrempé ou écroui (pas utilisés en construction soudée). Durcissement structural possible (précipitation contrôlée des carbures). Emploi à très basse T° (cryogénie) et à très haute T° (aciers réfractaires) pour les états hypertrempés.

C souhaitable pour tenue à chaud.

Ne sont pas régénérables (pas de transfo).

Ecroûissage facile et très durcissant. Etat écroui pas adapté au soudage.

Nuances courantes:

304/ 304L (bas C) / 321 (stabilisé au Ti) / 347 (stabilisé au Nb)

316 / 316L (bas C) / 316Ti (stabilisé au Ti) / 316Cb (stabilisé au Nb)] Ajout Mo pour tenue Chlorures

Attention 316Ti se fragilise à hte T° (500/1000°C) --> phase sigma. 321 n'y est pas sensible.

316Ti et 316Cb sensibles à la fissuration à chaud.

Risque de corrosion intergranulaire en ZAT pour les stabilisés Ti ou Nb.

Corrosion intergranulaire pour certains :

si teneur en C > limite de solubilité à l'état d'équilibre

si séjour entre 500 et 800°C suffisamment long pour permettre diffusion du Cr

précipitation aux joints de grains de carbures Cr₂₃C₆ et donc zones déchromisées autour.

Moyens de prévention:

faible teneur en C (< 0,03%)

aciers stabilisés au Ti ou Nb

hypertrempe (refroidissement très rapide pour empêcher la diffusion).

Phase sigma composé intermétallique très fragile.

dès 12% Cr et températures entre 500 et 800°C (essentiellement au delà de 25% Cr concerne les ferritiques/austéno-ferritiques/austénitiques).

Eléments comme Mo Ti Nb ou Si favorisent aussi la phase Sigma.

Sigma perturbe la tenue à la corrosion. Il faut éviter tenue prolongée entre 500 et 800°C --> hypertrempe.

5) Austéno-ferritiques ou Duplex:

Teneur en Cr élevée. Fortement inoxydables. Insensibles à la corrosion intergranulaire (%C faible).

Alliés au Ni --> partiellement austénitiques.

Structure austénitique complétée de 40 à 60% de ferrite.

Etat de livraison: chauffés à environ 1150°C (domaine ou cohabitent ferrite + austénite) et trempe.

Utilisation limitée à 300°C (sensibles aux phases sigma et alpha prime).

TRAITEMENTS THERMIQUES

En général 3 étapes: chauffage / maintien isotherme ou avec oscillations / refroidissement

Principaux types de traitements:

- modifiant la nature des constituants:
 - durcissement par trempe
 - durcissement par précipitation
 - normalisation (ramener à 1 structure ferrito-perlitique)
 - "recuit"
- modifiant la structure mais pas les constituants:
 - recuit de globulisation
 - recristallisation
- sans modification apparente de la structure:
 - restauration (retablisement des prop d'1 acier écroui)
- améliorant la structure:
 - adoucissement (pour déformation à froid ou usinage)
 - revenu
- éliminant ou diminuant les contraintes
 - revenu de détente ou relaxation

Paramètre important: état initial de l'acier. **Intéressants à partir de 0,2% C.**

On considère que les vitesses de chauffage sont suffisamment lente pour négliger le phéno de décalage des T° de transfo.

Transformations de l'austénite étudiées par:

Diag TTT: transfo à T° constante. Evolution austénite en fonction du temps. Phase d'incubation avant transfo. Aciers faiblement alliés (transfo instantanée sur les non alliés).

Transfo avec diffusion: entre AC1 et Ms. A \rightarrow F + C. Formation de C d'autant + difficile que T° est basse. Transfo perlitique (partie haute / diffusion importante), transfo bainitique (partie basse, diffusion difficile).

Transfo sans diffusion: martensitique. En dessous de Ms. Réaction rapide. Composition chimique idem à l'austénite. + Ms est basse + trempant est l'acier.

Paramètres influençant ces transfo:

Compo chimique: %C < 0,2 \rightarrow courbes impossibles à tracer (transfo rapide). Au-delà le C déplace les courbes vers la droite. Elts d'alliage augmentent le domaine austénite stable \rightarrow déplacement courbes vers la droite et abaissement Ms. Elts peu Carburigènes abaissent AC1 et AC3. Carburigènes augmentent ces T° \rightarrow favorisent l'apparition du nez bainitique. Mo retarde la transfo perlitique. Bo augmente le temps d'incubation.

Condition d'austénitisation: grosseur du grain augmente le temps d'incubation.

Applications à la sidérurgie des TTT: élaboration (recuit isotherme / austénitiformage), trempes étagées (martensitique, bainitique).

Courbes TRC: transfo au ref continu. Critère Tr 800-500. Vitesse critique de trempe (à partir de laquelle on fabrique 100% martensite). Influence élts d'alliage idem. %C déplace les courbes vers la droite donc diminue la vitesse critique de trempe. Diminue AC3 et Ms.

Si les conditions d'austénitisation ont permis 1 mise en solution complète des carbures et/ou 1 grossissement du grain, trempabilité augmentée (décalage courbes vers la droite + modif Ms).

Recuit: détruire les effets des traitements thermiques ou méca \rightarrow retour à l'état d'équilibre.

Refroidissement lent (au four), aciers ferrito-perlitiques.

Recuit seul ne signifie rien. Il faut préciser exactement le type de recuit.

Recuit d'affinage: juste au dessus de AC3. \equiv normalisation. Retour à 1 état structural de réf.

Recuit de globulisation: autour de AC1 (maintien long au dessous ou oscillations autour). Perlite

globulaire --> usinabilité/mise en forme.

Recuit de grossissement du grain ou d'homogénéisation: >> AC3. Réaliser éql chimique.

Recuit isotherme: austénitisation puis transfo à 1 T° fixée.

Recuit de détente (voir TTAS).

Recuit de recristallisation (après écrouissage).

Normalisation: refroidissement à l'air calme (grains plus fins que le recuit). Re et Kv > aciers ferrito-perlitiques pour les non trempants / martensite/bainite pour les trempants.

Trempe: refroidissement rapide --> diffusion limitée --> bainite (ferrite sursaturée en C + Cémentite) / martensite (solution solide désordonnée)

facteurs de trempe:

température d'austénitisation (surchauffe favorise la trempe)

temps de séjour à haute température (homogénéisation favorise la trempe)

mode de refroidissement (milieu de trempe)

compo chimique de l'acier (%C et éléments comme Cr Mo Mn Si Ni --> Ceq) Ceq élevé favorise la trempe.

Vitesse critique de trempe = vitesse la plus faible pour laquelle il y a trempe.

Tapures de trempe: fissuration si ref trop rapide.

Trempe possible avec tout acier à structure d'équilibre à T° amb Ferrite + carbures et présentant une transformation austénitique au chauffage. 3 niveaux de trempabilité: aciers non trempants (S235 pe), aciers trempants (35NiCrMo18 pe) et acier austénitique (hypertrempe).

Hypertrempe: ref rapide des aciers inoxydables austénitiques pour maintenir le C en sursaturation et éviter la précipitation en carbures de chrome néfaste à la tenue à la corrosion.

Revenu: retour à l'équilibre par précipitation. Destiné à diminuer les inconvénients de la trempe.

Adoucissement --> recherche d'1 compromis Re Rm<-> K A%.

La précipitation augmente et est plus fine si T° basse.

Pas d'amélioration de K jusqu'à 600°C pour aciers bas C (<0,2%).

K augmente à partir de 400°C si %C > 0,2.

T° de revenu < AC1 (450 à 600°C) durée environ 1 h. La température de revenu doit être inférieure à la première température de transformation.

Si T° et durée augmentent : phéno de coalescence --> carac méca chutent (carbures globulaires).

Dans le cas d'élts carburigènes (par ordre décroissant: Ti Nb V Mo Cr Fe) au delà de 500°C, on remplace la cémentite par des carbures (Cr₂₃C₆ VC_x TiC) dont la précipitation est très fine --> durcissement important (structure dure mais pas fragile car la matrice reste ductile). C'est le phéno de **durcissement secondaire ou structural**.

Applications:

Aciers pour emploi à chaud (au CrMo), aciers à dispersoïdes (au Nb pe).

Revenu des alliages non ferreux adoucis par trempe (Alu pe).

Fragilisations au cours du revenu:

-A basse T°: entre 200 et 400°C. Aciers assez chargés en C. Attention si pièces massives et/ou ref trop lent. --> baisse de K. Formation de Cémentite + impuretés (P et S) ségréguées aux joints de grains. Si est 1 élt retardataire de ce phéno.

-Fragilité réversible: zone 450/550°C. Aciers au Ni Cr Mn avec impuretés (Sb, Sn, As, S,P). Eviter ref lent et/ou maintien dans cette zone. Déplace T° transition vers la droite. Pas de modif carac traction. Ségrégation des impuretés et élts d'alliage aux joints de grains. Action favorable de Mo qui limite la diffusion des impuretés. Phéno réversible --> il suffit de chauffer au dessus de 550°C.

-Fragilisation irréversible: juste en dessous de AC1.

Détermination du couple T°/tps de revenu: paramètre d'Hollomon & Jaffé.

$H = Tr (\beta + \log t)$, $\beta = 21,3 - 5,8 \%C$.

Surchauffe: grossissement du grain lors d'une austénitisation à température trop élevée (1100°C pour les aciers) ou lors d'un maintien trop long. Re et Kv diminuent. Ductilité diminue également.

Austénitisation: retour en phase gamma contrôlé en T° et en temps (Ac1 / Ac3 / Ac_m + 30°C). On cherche à obtenir 1 austénite homogène mais à grains fins. Mise en solution des précipités (carbures). La vitesse de dissolution des carbures est prop à leur forme, morphologie, dim, nature et à la T°. + les carbures sont fins + ils sont faciles à dissoudre. Carbures globulaires difficiles à dissoudre (T° austénitisation élevée).

Régénération -> grains fins. Re et Kv augmentent.

Précipités de nitrures efficaces pour retarder le grossissement du grain d'austénite (précipitation très fine). N + Al Nb V Ti B.

Écrouissage: déformation mécanique à température modérée. Multiplication des dislocations --> état hors d'équilibre (consolidation). Taux d'écrouissage = (section initiale - section finale) / section initiale (en %).

Moyen d'affinement des grains. Re et dureté augmentent, Kv et A% diminuent.

Emploi des aciers écrouis à température ambiante. Re instable à température modérée.

Le grenailage est un écrouissage superficiel.

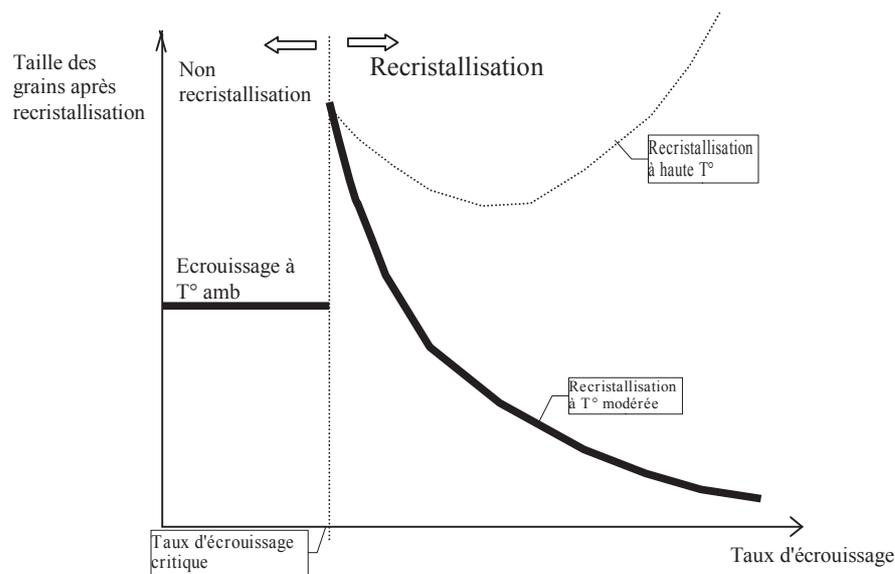
Recristallisation: chauffage après écrouissage. Mouvements des dislocations -> apparition de nouveaux grains si taux d'écrouissage > taux critique (5% environ). Affinement des grains.

Température de recristallisation = 0,4/0,5 x T° fusion environ pour les métaux purs.

Plus le taux d'écrouissage est important plus la température de recristallisation est faible.

Si taux écrouissage < taux critique: réorganisation à l'intérieur des grains = polygonisation.

Si température de recristallisation trop élevée -> grossissement des grains.



Régénération (aciers): affinement du grain lors du changement de structure cristalline (environ 850°C pour les aciers).

Viellissement: fragilisation d'aciers non alliés lors d'un ref un peu rapide après rechauffage vers 250°C (quelques minutes suffisent) si teneur en N > 0,01% / 0,005%. Peut également se produire à T° amb (en quelques mois ou années). L'écrouissage amplifie le phénomène. Précipitation de Fe₄N dans la ferrite. Si %Al > 0,02 ce phéno n'apparaît pas.

Maturation: phéno de vieillissement pour les alliages légers. Les caractéristiques mécaniques augmentent (à T° amb).

Préchauffage: porter localement à 1 T° > amb la zone à souder pour diminuer la vitesse de ref après soudage.

Soudage des aciers: minimise les effets métallurgiques liés à 1 vitesse de ref trop importante et facilite la diffusion de H. T° 100 à 350°C.

Soudage des fontes: les place dans 1 état de plasticité évitant les cassures par dilatation et retrait. T° 500/600°C.

Favorise la soudabilité opératoire des alliages bon conducteurs de la chaleur (Al Cu).

T° entre-passe: valeur limite d'1 état sous-jacent immédiatement avant soudage passe suivante.

T° maxi: attendre ref du métal avant de procéder à 1 nouvelle passe. Inox austénitique pe (maxi 250°C) pour se prémunir du risque d'apparition de la phase sigma.

T° mini: rôle de préchauffage entre passes.

Postchauffage: maintien en T° après soudage dans l'unique but de diffuser H alors que l'établissement des contraintes est bloqué. 150 à 300°C.

TRAITEMENTS THERMIQUES APRES SOUDAGE

Conséquences du soudage:

Mécanique: contraintes résiduelles (plastification en compression des zones chauffées par les parties froides).

Métallurgique: transfo MB en ZAT. Réversible (trempe, précipitations), irréversible (coalescence des précipités, surchauffe, recristallisation).

Physico-chimique: introduction de H.

Risques: rupture fragile, corrosion sous tension, rupture de fatigue, manque de stabilité dimensionnelle (à l'usinage ou en service).

Traitement de relaxation (ou détente ou détensionnement): sur assemblage bridé, pièces de fortes épaisseurs --> pour diminuer les contraintes résiduelles de soudage.

CODAP 95: enfournement à T° < ou = 300°C. Vitesse de chauffage entre 20 et 300°C non spécifiée.

Chauffage et ref : 220°C/h pour ép < ou = 25 mm, 220*25/e °C/h au delà. Mini 55°C/h.

Ecart de T° admissible dans la pièce: 150°C pour 2 points distants de 5 m.

Attention aux variations de T° trop brusques et aux hétérogénéités de T° dans la pièce.

T° entre 500 et 700°C (550/590°C pour aciers non alliés, 590-625°C HLE).

Temps de maintien: 2e pour e < 60 mm, au-delà 120 + 0,5 (e-60).

Attention aux assemblages hétérogènes --> dilatations différentielles.

Traitement de revenu:

Revenu métallurgique des structures de trempe (en ZAT). Restauration des caractéristiques des zones fragilisées thermiquement lors du soudage.

Restauration des caractéristiques des aciers fragilisés par déformations de formage à froid (écroui).

Amélioration des caractéristiques du métal fondu.

Diffusion de H.

Effets défavorables des TTAS:

Effondrement pièce sous son propre poids (tenue durant le traitement)

Surchauffe

Diminution des caractéristiques de traction du MB (chute de 2 à 12% de Re)

Fragilisation du MB ou ZAT par précipitation d'éléments carburigènes durcissants, fragilisation réversible ou irréversible de revenu (voir plus haut).

Fissuration au réchauffage.

Déconseillés pour les inox austénitiques (risque de sensibilisation à la corrosion intergranulaire ou risque de formation de phase sigma fragilisante).

Cas particulier des inox:

TTAS peut contrarier la passivation surtout si pollution en surface ou formation d'oxydes non protecteurs à haute T° (--> fours sous vide ou à atmosphère contrôlée pour les inox).

Martensitiques:

TTAS pour soudure homogène (revenu de la martensite en ZAT et ZF + relaxation des contraintes). $T^{\circ} <$ revenu d'élaboration.

Pas de TTAS sur soudure hétérogène (coeff dilatation austénitique $\approx 1,5$ martensitique).

Ferritiques: aucun TTAS (pas de transfo, contraintes résiduelles soudage faibles).

Austénitiques: TTAS peu pratiqué. Risque de sensibilisation à la corrosion intergranulaire (précipitation de carbures de Cr entre 500 et 800°C) et/ou risque de fragilisation par phase sigma (même plage de T°).

TTAS de base: hypertrempe --> difficile à réaliser sur des ensembles soudés.

Phéno de relaxation des contraintes difficile à obtenir (vers 850/900°C).

Duplex: TTAS peu pratiqué (risque de fragilisation par phase sigma).

Hypertrempe (pour "remettre de l'ordre" sur 1 structure trop dégradée par le soudage).

SOUDABILITE

Il faut obtenir après soudage des propriétés équivalentes au MB en ZAT et ZF.
Exigences interdépendantes auxquelles le MOS doit satisfaire.

Soudabilité opératoire: aptitude d'une soudure à pouvoir être réalisée dans les conditions réelles de fab.

Facteurs liés aux pièces:

- conductibilité thermique
- température de fusion
- fluidité du métal liquide (risque effondrement du bain)
- état de surface (rugosité / couche d'oxyde réfractaire)
- résistivité électrique $\text{ohm} \cdot \text{cm}$ (plus elle est élevée plus échauffement par effet Joule facile)
- perméabilité magnétique (magnétisme rémanent --> déviation arc ou FE)

Facteurs liés au procédé:

- caractéristiques du procédé: produire échauffement / protéger le métal chauffé / forgeage
- contraintes technologiques (position en soudage sous flux / enceinte sous vide en FE...)

Soudabilité métallurgique: aptitude d'une soudure à pouvoir être réalisée sans défauts de compacité ou de structure résultant du comportement des matériaux lors du soudage.

fissuration (à froid / à chaud / arrachement lamellaire / au réchauffage)

effet de trempé ou de revenu

grossissement des grains

précipitations carbures de Cr

phase sigma

vieillessement

soufflures en soudage d'acier effervescent, phéno de gonflement en soudage Alu contenant H.

Soudabilité globale: calcul / dimensionnement – aptitude de l'assemblage soudé à satisfaire aux cond de service.

résistance mécanique

tenue corrosion

tolérances dimensionnelles

étanchéité

Soudage = traitement thermo-mécanique:

thermique: ZF si soudage par fusion / ZAT

mécanique: dilatation / retrait --> contraintes / déformations

Régions soudées ont des propriétés différentes du reste de la pièce.

Composition chimique de la ZF souvent différente du reste de la pièce.

ASPECT THERMIQUE DU SOUDAGE

Soudage = chauffe brève et locale puis refroidissement (=traitement thermique proche de la trempé). Source de chaleur mobile.

1) Source de chaleur caractérisée par:

puissance (qté de chaleur /s , Watt = J/s)

tâche de chauffe efficace (surface par laquelle s'écoule la chaleur) en cm^2

puissance spécifique (qté de chaleur en J / cm^2 et /s). Si elle augmente les T° maxi atteintes augmentent, la largeur de répartition thermique diminue.

Haute puissance spécifique --> cordons très étroits et très pénétrés (laser, FE).

Faible densité d'énergie --> chalumeau, procédés à arc.

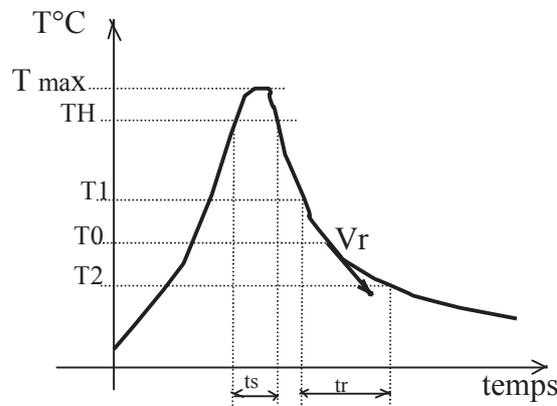
Rendement = puissance transférée à la pièce / puissance apportée par la source (proche de 1 pour SAFP, FE et SAE, 0,7 pour MIG MAG, 0,5 pour le TIG et laser).

Surface isotherme instantanée / surface isotherme de température max atteinte = enveloppe du cordon solidifié.

2) Cycles thermiques: variation T° en fonction du temps en 1 point donné.

1 cycle par isotherme. + on se rapproche de la source + T° max est importante et + vitesses chauffe et ref sont élevées.

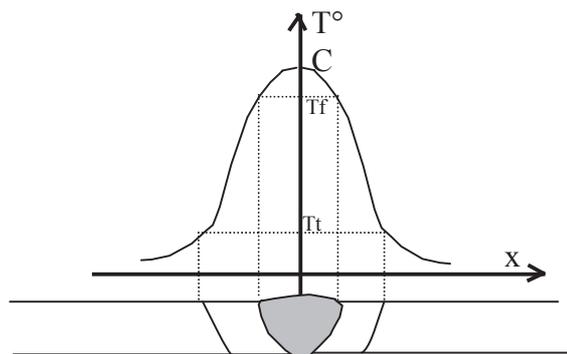
Points remarquables: vitesse de chauffe / T° maxi atteinte / temps de séjour au dessus d'1 T° donnée (pe 1100°C pour les aciers) / vitesse de ref instantanée à 1 T° donnée ou temps de ref entre 2 T° (entre 800 et 500°C pe)



Structure obtenue après soudage est étroitement liée à l'évolution des cycles thermiques.

3) Courbe de répartition thermique: variation des T° max atteintes dans une section transversale. Gradient de T° .

Evolution T° maxi atteintes en soudage / distance à l'axe du cordon:



T_t dépend de la nature du métal (T revenu pour un trempé/revenu, T recristallisation pour un écroui, A1 pour un recuit...).

Contraintes résiduelles de soudage diminuent avec la largeur de répartition thermique.

4) Facteurs d'évolution des cycles et des répartitions thermiques:

liés à la source:

puissance spécifique procédé

Energie linéaire de soudage = $[U(V) * I(A) / V_s(cm/mn)] * 60$ en J/cm. Si elle augmente -> on augmente les T° maxi atteintes et la largeur de la répartition thermique. En procédés arc: faible énergie < 10000 J/cm, fortes énergies > 15 à 20000 J/cm. En BAB pénét: 8 à 12000 J/cm. Dépôt: 5000 J/cm

Coefficients d'équivalence (1 pour soudure bout à bout): En équivalente = En de soudage x coeff.

liés à la pièce:

géométrie --> épaisseur, prépa bords, type de joint

température initiale (préchauffage, entre passes)

propriétés thermiques: conductivité thermique, capacité thermique ou calorifique (qté de chaleur pour augmenter de 1°C une unité de volume). La capacité de dispersion thermique d'un matériau augmente avec sa conductivité thermique.

Si on augmente la quantité de chaleur on augmente t_s , t_r et largeur bain de fusion (énergie linéaire de

soudage, plus température initiale pièce est élevée plus long sera le temps de ref).

Si on favorise la dispersion de chaleur dans la pièce on diminue t_s , t_r et la largeur du bain de fusion (pièce épaisse --> nombre de voies de dispersion de la chaleur plus important – au-delà de 30 mm + d'effet notable, géométrie pièce = nb de voies de dispersion, Préparation et type de joint influent sur le nombre de voies de dispersion de la chaleur, conductivité thermique pièce).

Paramètres	Temps de séjour t_s	Temps de ref t_r	Surchauffe	Trempe
Procédé: puissance spécifique +	- (1)	- (1)	-	+
Procédé: rendement thermique +	+	+	+	-
(*)Paramètres soudage: énergie +	+	+	+	-
Pièce: conductivité thermique +	-	-	-	+
Pièce: capacité calorifique +	-	-	-	+
Pièce: masse +	-	-	-	+
(*) T° initiale pièce +	+	+	+	-

(*) 2 moyens dont on dispose pour maîtriser effets soudage.

(1) parce que **procédés à haute puissance spécifique** permettent d'utiliser des faibles énergies.

5) Effet du chauffage:

on tend vers les structures du diagramme d'équilibre. Les transfo se font avec 1 décalage (à T° + importante) étant donné les vitesses de chauffage importantes.

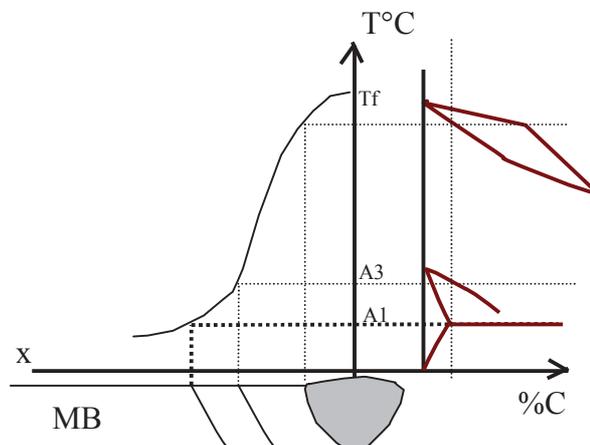
Exemple: acier classique

MB: ferrite + perlite

Au delà de A1: ferrite + austénite grains fins (la perlite se transforme)

Au delà de A3: austénite

En zone sous cordon: grossissement des grains d'austénite (dont la taille va dépendre du temps de séjour à T°).



6) Effets du ref:

l'austénite va se transformer. Ref rapide --> le diag d'éql ne convient pas.

Il n'y a pas la même T° partout et pas la même vitesse de ref (plus on se rapproche du cordon plus on refroidit vite).

On utilise les courbes TRC du soudage.

La diffusion se fait plus facilement dans les joints de grains. + il y a de joints + il y a diffusion.

Les gros grains ne favorisent donc pas la diffusion, ils favorisent la trempe.

Risque: formation de martensite fragilisante en zone sous cordon.

Effet d'entaille si cordon bombé --> risque de rupture fragile.

Pour les matériaux écrouis --> recristallisation dans la ZAT entraînant une baisse de la dureté et de Re.

ETUDE DE LA ZAT

Zone affectée où T° lors du soudage $> T^\circ$ de transfo la plus basse mais $< T^\circ$ fusion.

T° de transfo dépend du type de MB:

- T° de mise en solution pour les alliages à durcissement par précipitation
- T° recristallisation pour les écrous
- T° de transfo allotropique pour un recuit (Fe Ti Zr Zn)
- T° austénitisation pour un recuit ou normalisé
- T° revenu pour un trempé
- T° de sur-revenu pour un trempé revenu
- T° de surchauffe pour les alliages sans transfo (inox ferritiques et austénitiques, Alu, Cu).

Courbe TRCS permet pour la zone sous cordon (la plus critique car effets les plus néfastes) de déterminer: les T° de transfo au ref, la constitution de la zone sous cordon en fonction du temps de ref, la dureté de cette zone.

Le temps de ref en région sous cordon est déterminé à l'aide d'abaques thermiques pour les aciers non ou faiblement alliés.

Il faut considérer les transfo au chauffage et au ref. Structures obtenues au ref sont héréditaires des structures de chauffe.

1) Chauffage:

Transfo tendent vers éql donc dépendent du comportement du MB, des T° maxi atteintes et des ts. Etat de surchauffe sera moins marqué avec cycle thermique court.

2) Refroidissement:

On tend vers éql si cycles thermiques chauds, hors éql si froids.

Transfo au ref depend de la trempabilité des alliages concernés:

- acier trempant --> martensite sous cordon si tr court, ferrite + carbures si tr suffisamment long
- acier non-trempant --> ferrite + carbures quel que soit tr.

Différents cas pratiques:

-acier non ou faiblement allié état recuit:

augmentation dureté dans la zone A1/A3, dureté stabilisée et élevée dans la zone A3/ T° f si

trempe

légère augmentation de la dureté dans la zone A1/A3 si pas de trempe.

-Acier non ou faiblement allié trempé-revenu:

adoucissement par sur-revenu en zone T° revenu/A1, augmentation dureté dans la zone

A1/A3, stabilisation à niveau maxi en zone A3/ T° f si trempe

adoucissement idem ci dessus, agmentation dureté par rapport à la zone sur-revenu dans la zone A1/A3, légère augmentation dureté dans la zone A3/ T° f si pas de trempe.

-Acier non allié bas C écroui:

chute dureté par recristallisation dans les zones T° recristallisation/A3

remontée de la dureté par régénération dans les zones A3/ T° surchauffe

chute dureté par grossissement des grains dans les zones T° surchauffe/ T° f

-Soudage multipasses:

Passes de moins en moins trempantes car pièce préchauffée par passes successives.

Adoucissement par revenu des régions réchauffées par les passes suivantes.

ETUDE DE LA ZF

Structure et donc prop méca de la ZF dépendent de la compo chimique du bain et du tr.

1) compo chimique différente du MB (si métal d'apport).

Elle est fonction:

- du comportement du métal liquide (volatilisation d'éléments, effervescence)

Volatilisation: selon tension de vapeur du métal considéré, du procédé et mode opératoire (T° bain, atmosphère, vide--> volatilisation imp en FE).

Eléments les plus volatiles: Zn (tôle galva, alliages Alu 7000, laiton), Mg (Alu), Mn Al Cu Cr (compenser la perte en Cr qui peut atteindre 4% lors du soudage des inox).

Les moins volatiles: W Mo Ti.

- des réactions entre métal liquide et milieu environnant

Environnement du bain:

-la source de chaleur (réactions physico-chimiques dans le bain notamment volatilisation).

-Le milieu gazeux :

atmosphère ambiante si mauvaise protection/courants d'air --> arc erratique, fixation de N qui « vieillit » les aciers (sauf austénitiques), O oxydation du bain/effervescence et H (soufflures) .

Gaz de soudage:

neutres ou inertes (Ar He) pas d'action chimique quelle que soit la T°

actifs: action chimique CO_2 améliore la pénétration mais + de projections, effets de carburation et oxydation, O_2 fluidifie le bain mais pertes par oxydation (Mn et Si silicates ou Ti notamment) H_2 (<5%) réducteur (cordons « blanchis ») / désoxydant / humidité (H) mais fragilise les aciers, N_2 protection envers action gammagène.

-Le milieu liquide si laitiers/flux: désoxydation, protection du bain, calmage (Al), désulfuration par Mn, déphosphoration, apport éléments Si/Al qui améliore la résistance du cordon et compense la volatilisation et scorification.

-Le MB (à travers la dilution).

- de la **dilution** (% métal de base fondu / volume total du cordon).

Facteurs de la dilution:

procédé de soudage (forte dilution en SAFP), nature MB, nature MA, prépa bords, paramètres de soudage (largeur de répartition thermique, en forte écartement on fond beaucoup de MB), position, régularité de l'apport de métal, position cordon dans la soudure (en multipasses, la dilution est maxi en passe de pénétration, mini en remplissage).

Valeurs usuelles:

15 à 40% en MIG/MAG

20 à 50% en TIG avec apport et électrodes enrobées.

25 à 80% en SAFP

100% en FE et laser (pas de MA).

Pour les aciers – de risque de trempe en ZF puisque métal d'apport – riche en C.

+ de Mn et Al Ti pour combattre le pb d'oxydation (se combinent avec O_2 et N_2).

Présence de O_2 résiduel dans la soudure dégrade la résilience.

2) Paramètres influant les mouvements et forme du bain:

forces électro-magnétiques

apport de métal complémentaire

contact avec le métal resté solide

gradient de température --> mouvement de convection / gradient de tension superficielle

forces pressions dues à l'arc

vitesse fil

nature du courant

éléments chimiques/impuretés qui modifient le gradient de tension superficielle.

Facteurs de forme et dimension du bain de fusion:

procédé et MOS: ponctualité de la source et gradient de T° dans le bain (mouvements du liquide), position de soudage, polarité électrode, angle inclinaison électrode, mouvement électrode, mode de transfert, nature du courant ...

alliage mis en oeuvre: compo chimique et tension de vapeur MB et MA, variation brutale compo chimique par pollution locale, réactions chimiques (mouvements dans le liquide), gradient de compo

chimique, conductibilité thermique, T° MB et MA.

Conséquences forme et volume ZF:

soudabilité opératoire: maintien du bain (travail en position)

soudabilité métallurgique:

surface d'échange (brassage --> dégazage/soufflures, décantation/inclusions, évolution chimique/ségrégation

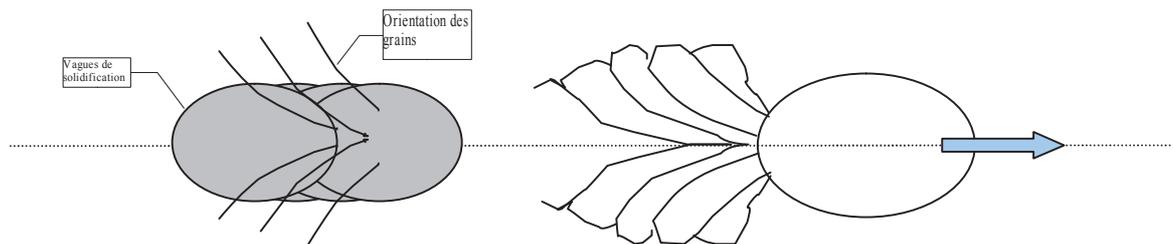
volume solidifié: cristallisation --> résilience, fissures à chaud, retassures

soudabilité globale: volume solidifié --> contraintes résiduelles, importance relative de la ZF dans les sollicitations de service.

3) Solidification en ZF: pb majeur --> gros grains et donc anisotropie des propriétés méca.

Solidification commence à l'interface liquide/solide ZL. Phéno d'**épitaxie**: prolongement des grains du métal de base dans le métal fondu. Les grains tendent progressivement à se placer parallèlement au sens de déplacement de la source de chaleur. Ils s'orientent depuis la ZL vers l'impact de la source de chaleur, perpendiculairement aux isothermes de solidification (vagues de solidification).

Gros grains basaltiques orientés dans la direction d'évacuation de la chaleur.



Vitesse cristallisation = vitesse soudage x cosinus alpha. Alpha = 90° en ZL, 0 au centre du cordon.

Hétérogénéité chimique du cordon augmente avec la vitesse de soudage.

Si vitesse de soudage > vitesse de cristallisation : grains équiaxes au centre du cordon (vagues de solidification en V).

Facteurs de cristallisation de la ZF:

dimension initiale des grains, plus il y a eu surchauffe + on a des grains énormes en ZF si pas de transfo. Si transfo on peut obtenir de plus petits grains alpha après transfo grâce au MA (produit d'apport affinant).

écrouissage et texture d'écrouissage

procédé (mode opératoire, paramètres, préchauffage)

Masse de la pièce, conductibilité thermique

Ségrégation: le liquide s'enrichit en impuretés et éléments d'alliage lors de l'avance du cordon. Ségrégation augmente avec la vitesse de soudage (elle est maximale à l'axe du cordon).

Cette ségrégation entraîne une **surfusion constitutionnelle**. Gradient de T° en avant de l'interface < gradient de T° donné par le diagramme d'éql.

Gradient T° maxi en ZL (et vitesse solidification mini), c'est l'inverse au centre du cordon.

Éléments les plus diffusibles: S N P.

Formation de **soufflures** (le bain ne dégaze pas suffisamment). Si vitesse de soudage > vitesse de dégazage: risques de soufflures.

Soufflures « rondes » pas dangereuses. Soufflures vermiculaires (si vitesse dégazage = vitesse de solidification) plus embêtantes.

Origines des gaz: le + souvent H, du métal (effervescence, Zn pour laiton et Alu 7xxx, Mg pour Alu 5xxx), cavité fermée soudée étanche, RVT surf (galva, peintures soudables), gras/huile, pollutions.

Remèdes: enrobages basiques plutôt que rutiles, arc court, limiter vitesse de soudage, soudure à plat.

Multipasses: les aciers avec point de transfo se régénèrent entre passes, Affinement du grain et donc amélioration des prop méca. On peut faire une passe supplémentaire qui sera meulée pour tout régénérer.

SOUDABILITE DES ACIERS NON ALLIES ET FAIBLEMENT ALLIES

1) Risques liés au soudage:

- dégradation des propriétés d'emploi:

fragilisation par trempe (teneur en C prépondérante: si %C augmente martensite fragile, si %C faible martensite formée n'est pas fragile pe inox martensitiques).

Perte de ductilité par surchauffe (aciers pour basse T° alliés au Ni, aciers thermoméca à grains fins S690ML pe)

fragilisation par vieillissement

perte de Re Rm (LAF --> écrouis) par recristallisation

-Fissuration:

à froid

par arrachement lamellaire

au réchauffage

les 2 derniers liés à la qualité d'élaboration de l'acier.

2) Fissuration à froid:

fragilisation par hydrogène. En ZAT ou ZF au ref vers 150°C. Rupture fragile. Jusqu'à 48h après soudage.

Effet simultané/comboinaison minimale de 3 facteurs (somme des 3 > seuil critique):

contraintes résiduelles importantes

présence de H (atomique)

microstructure fragile (martensite)

Le degré de qualité de l'acier n'intervient pas.

Les fissures peuvent être en ZAT ou ZF, transversales ou longi (dép des contraintes résiduelles de soudage). Partent souvent de la racine (entaille géom, concentration de contrainte). Passe plutôt par la ZAT.

Contraintes résiduelles de soudage:

dues à l'effet du chauffage (retrait au ref) et au taux de bridage de la pièce (épaisseur, raidisseurs...).

Au + égales à Re (qui est maxi en fin de ref). Contraintes longitudinales et transversales. Les fissures se développent le plus souvent sous l'action de ces dernières (par effet d'entaille de la soudure – raccordement anguleux cordon, caniveau...).

Facteurs augmentant les contraintes:

module d'élasticité important

épaisseur pièce importante (>15/20 mm)

encastrement proche de la soudure

Raidisseur proche de la soudure

retrait important (coeff de dilatation élevé)

hauteur gorge cordon faible

Origines de l'hydrogène: issu de la décomposition d'humidité.

On distingue H diffusible à T° ambiante (qui dégaze) et H résiduel (reste dans le métal). Procédé considéré bas H si $H_{diff} < 5 \text{ ml/100 g MF}$.

SAEE basique étuvée (2h à 350°C – conservées à 150°C) 3,5ml/100g SAEE rutile 9 à 16 ml/100g SAEE cellulosique 22 ml/100g

MAG < 2 ml/100g, SAFB flux basique étuvé 3,5 ml/100g.

Dans le MB : H₂ en inclusion gazeuse, H ou H⁺ en insertion dans le réseau (généralement faible).

H issu de la décomposition de vapeur d'eau dans l'arc.

Vapeur d'eau provient:

de l'humidité ou eau de cristallisation des enrobages

de l'humidité de l'air ambiant (défaut de protection --> arc long, courants d'air)

de condensation à la surface des pièces

de fuites éventuelles des circuits de refroidissement

Microstructure fragile:

structures de trempe (martensite, bainite). Structures de trempe martensitiques + sensibles que structures bainitiques.

2 facteurs: cycle thermique (vitesse de ref) et compo chimique de l'acier.

Vitesse de ref augmente si En soudage faible, procédé à forte densité d'En (laser, FE), T° pièce basse, géométrie pièce favorisant la dispersion de la chaleur, épaisseur > 20 mm.

Teneurs en C (>0,10%) et autres éléments d'addition augmentent la trempabilité --> calcul du C_{eq}.

En procédés arc: C_{eq} < 0,35 pas de risque, entre 0,35 et 0,45 risque de martensite si tr 800-500 court, au delà de 0,45 martensite quasi-obligatoire --> définir 1 MOS.

La sensibilité avec H croit avec Re.

3 mécanismes:

Ségrégation H dans les vides (lacunes, dislocations) --> formation H₂ générant des contraintes importantes.

Absorption H en surface de fissure --> abaissement contrainte rupture.

Abaissement de dislocations (interaction H / dislocations).

H est plus soluble dans le liquide que dans la phase solide.

Au ref H reste dans l'austénite (H y est très soluble et peu mobile). A la transfo de la ZF en ferrite+carbures diminution brutale de la solubilité de H et augmentation de sa mobilité. H diffuse alors vers l'austénite de la ZAT dont la limite de solubilité n'est pas atteinte (H diffuse bien plus facilement dans la ferrite que dans l'austénite).

Fissuration apparaît en général juste sous cordon là où l'effet de trempe est maxi et où la teneur en H est maxi.

Fissuration intergranulaire pour HLE, transgranulaire pour les autres. Interne ou débouchante.

Fragilisation augmente avec taille des grains (on peut fissurer dans de la ferrite fragilisée par gros grains).

Influence fragilisante de P, Mn et Si qui ségrègent aux joints de grains dans les HLE.

Moyens de prévention: il suffit de supprimer 1 des 3 facteurs.

-Essais de fissuration Tekken (BAB) ou CTS (angle) dans les conditions de soudage à tester.

Essais d'implant: courbe de limite de fissuration.

-Interprétation courbes de fissuration:

1-prendre la courbe liée à l'acier, le procédé et le MA

2-estimer le niveau de contrainte résiduelle (=Re si bridage sévère)

3-déduire le tr 800-500 mini pour non fissuration en zone sous cordon (dureté < 350 Hv)

4-déterminer paramètres de soudage (En) permettant d'obtenir ce tr (abaque thermique).

-Règles:

-Limiter les situations de bridage --> optimiser la conception ou la séquence de soudage.

-Choix d'un procédé bas H – étuvage électrodes.

-Dégourdisage: chauffage pièces vers 80°C pour enlever l'humidité.

-Choix d'un acier à C_{eq} faible (thermomécaniques pe).

-MA à faible Re (donc forte ductilité)

-Augmenter l'En de soudage (attention à la surchauffe)

-Préchauffage (entre 100 et 300°C)

-Postchauffage (pour laisser dégazer H au ref. 75 à 300°C / 15 à 90 min) – T° critique de postchauffage (T° mini) – couple T°/temps.

-Soudure hétérogène: MA inox austénitique ou alliage Ni (pas sensible à la fissuration à froid, piège H en ZF, limite les contraintes résiduelles car Re + faible). Attention: carac méca en ZF très différentes de celles du MB --> attention à la tenue en service (fatigue thermique). Souder à faible énergie pour limiter la dilution.

-TTAS --> martensite revenue + libération des contraintes (500°C 1 h ou +).

3) Grossissement du grain / surchauffe: abaissement des caractéristiques mécaniques (Re Rm A% et K). Fragilisation. Vitesse de refroidissement faible, énergie de soudage forte, T° initiale pièce importante, T° entre passes importante, cycle thermique long, faible épaisseur, faible conductivité thermique.

Gros grains de ferrite en ZAT.

On peut limiter la taille des grains en ZF en jouant sur le métal d'apport (MA affinant).

On peut raffiner tout ou partie des grains par les passes suivantes si soudage multipasses.

4) Vieillessement:

perte de ductilité de l'acier (risque de rupture fragile par clivages) due à précipitation de nitrures de fer Fe₄N dans la ferrite. Affecte MB et ZF (N₂ se décompose dans l'arc et diffuse à l'état atomique).

Facteurs:

Compo chimique: %N > 0,01.

Mise en solution de N à 1 teneur > limite de solubilité à T° amb.

Traitement thermique vers 200°C accélère la précipitation des nitrures (quelques mois à T° ambiante)

Etat écroui (facteur aggravant).

Moyens de prévention:

En ZF limiter la pénétration de N (éviter arc long, courants d'air...)

MA avec éléments dénitrurants (Ti, Al)

Choisir aciers avec %N < 0,01 et %Al > 0,02 (élément dénitrurant)

5) Arrachement lamellaire:

phénomène assez rare lié à la qualité d'élaboration de l'acier.

Fissures au niveau de soudures d'angle multipasse suivant le fibrage de l'acier, sur produit plat épais, acier non allié basique.

Résistance à la traction dans le sens travers court faible.

Facteurs:

inclusions (sulfures de Mn) déformées au laminage

contraintes résiduelles de soudage en sens travers court.

Moyens de prévention:

choisir 1 MB non sensible: qualité Z15 < Z25 < Z35

contrôle US

Rechargement préalable (beurrage) pour répartir les efforts sur 1 + grande surf.

Diminuer les contraintes résiduelles de soudage en sens travers court (modifier conception --> soudure BAB, diminuer taux de bridage, optimiser séquence de soudage, MA faible résistance).

6) Fissuration au rechauffage:

Très très rare.

Fissures intergranulaires en ZAT sur aciers faiblement alliés résistants à chaud. A lieu entre 350 et 700°C au cours d'un réchauffage (traitement thermique de revenu pe ou soudage multipasses).

Manque de ductilité en ZAT à haute T°. Déformation du métal consécutive au détensionnement.

Facteurs:

contraintes résiduelles de soudage élevées.

Compo chimique acier (impuretés P S, éléments d'addition Cr Mo)

Microstructure (gros grains, durcissement par précipitation de carbures dans les grains, ségrégation d'impuretés aux joints de grains).

Moyens de prévention: délicat car pas d'étude quantitative.

Choisir un acier non sensible (peu d'impuretés, éviter nuances types Cr + Mo + V).

Limiter les contraintes de soudage (modifier conception, diminuer taux de bridage, optimiser séquence de soudage, MA faible résistance, parachever raccordements soudures pour éviter effet d'entaille avant réchauffage).

Atténuer effets de structure en effectuant 1 recouvrement optimal des ZAT en multipasses.

THLE: préchauffage/postchauffage/TTAS. Gorge + importante.

Attention au détensionnement des MC (perte de caractéristiques mécaniques MB).

QL: mieux vaut les détensionner.

7) Cas particuliers:

Fontes: T° de fusion < de 300°C à celle des aciers.

Fontes grises: 3 à 4% C sous forme de graphite lamellaire (ajout de Si) ou graphite sphéroïdal (Mg). Lamelles = effet d'entaille --> fontes fragiles, sphères --> comportement ductile. Utilisées pour pièces de fonderie.

Fontes non alliées à structure ferritique, ferrito-perlitique, perlitique.

Fontes alliées à structure austénitique ou martensitique.

Difficilement soudables. Mg est volatile, ref trop rapide transforme la fonte grise en fonte blanche.

Seules les fontes alliées austénitiques sont soudables.

Fontes blanches: 2 à 3%C sous forme de Cémentite. Extrêmement fragiles. Utilisées pour le rechargement dur.

Dépôts en soudage fragiles et présentant des fissures.

Fontes malléables à cœur blanc: fonte blanche décarburée par TT. %C < 0,1. Structure ferritique ou ferrito-perlitique. Se comporte comme 1 acier. Teneur en impuretés (S et P) élevée.

Insoudable par les procédés classiques (pb de fissuration).

Fontes malléables à cœur noir: fonte blanche graphitisée par TT. Décomposition de Cémentite en nodules de graphite.

Insoudables (redeviennent fontes blanches au soudage).

Techniques de soudage des fontes: soudage / brasage / soudobrasage

Soudabilité opératoire: apport calo < aciers car T° fusion <. Difficulté de souder en position car grande fluidité.

Soudabilité métallurgique: formation de structures fragiles sous l'effet du cycle thermique. Risque de fissuration ou rupture brutale dès que les contraintes résiduelles de soudage dépassent Re.

2 techniques de soudage des fontes grises:

Régime thermique chaud: préchauffage à 500°C pour conférer au matériau 1 plasticité suffisante et diminuer notablement les vitesses de ref. Produit d'apport en fonte.

Régime thermique froid: sous faible énergie, dépôts multiples. T° entre passes 70/80°C. Dépôts de 30 à 60 mm. Limiter au minimum la zone affectée par le cycle thermique (où il y aura constituants fragiles et fissures). Pièces massives. Procédé à l'arcet. Faible intensité pour limiter la dilution. Profil de cordon concave (pour éviter concentration de contraintes). Apport de Ni pur ou alliage de Ni (MIG ou EE). TTAS possible pour adoucir les régions affectées.

Aciers moulés: lettre G en début de désignation.

Soudabilité métallurgique comparable à celles des aciers corroyés (à l'exception de l'arrachement lamellaire qui n'existe pas sur les produits moulés).

Particularités:

Ajout de C, Si et Ce pour assurer la bonne fluidité, élts peu favorables au soudage au-delà d'un certain pourcentage.

Phéno de ségrégation --> compo chimique non homogène dans la pièce.

Défauts de solidification (microretassures, soufflures...) qui doivent être éliminés par gougeage ou meulage avant soudage.

Aciers à 13% Mn: aciers austénitiques. Pièces soumises à usure, caractère amagnétique, plaques de blindage. Acier hadfield 1%C. Durcissement en surf par écrouissage (tenue aux chocs). + le matériau travaille + il se durcit. Applications: chemin de fer (aiguillages), concasseurs de pierres.

Etat hypereffé.

Sensibles à la précipitation de carbures aux joints de grains dans la plage 400/900°C --> perte de ductilité.

Eviter les ref longs.

Soudure sur pièce froide, énergie et dilution aussi faibles que possible.

Apport austénitique NiCr --> cordons ductiles et sans fissures.

Préférer en soudage les nuances à %C < 1 et %Si < 0,5. Présence de Cu et de P défavorable.

Aciers au Ni: appareils fonctionnant à basse T°. Cryogénie.

Aciers alliés au Mn Ni (0,5 à 1,5% Ni) ou au Ni (5 à 9%). Garantie de résilience de -60 à -196°C.

Soudage: pas de risque de fissuration à froid (formation d'1 martensite à bas C). Sujet à fragilisation par grossissement du grain. Souder en régime "froid" pour réduire la ZAT. Simple dégourdissage, pas de préchauffage. Limiter la dilution.

-aciers 0,5 à 3,5% Ni: soudure homogène avec TTAS (580°C ref à l'air calme) ou soudure hétérogène (apport inconel préférable, inox austénitique possible) sans TTAS.

-aciers 5 à 9%Ni : soudure hétérogène impératif (apport inconel préférable, inox austénitique possible) sans TTAS.

SOUDABILITE DES ACIERS FORTEMENT ALLIES

Oxydes colorés après soudage ou traitement thermique pas bons pour tenue corrosion (oxydes non protecteurs).

Dégraissage + décontamination (dissolution des polluants) à l'acide nitrique dilué.

Ou Dégraissage + décapage chimique (HNO₃ + HF) ou mécanique (dissolution superficielle de l'acier) + passivation (pas obligatoire) en milieu assez oxydant (acide nitrique).

Rinçage à l'eau sans chlorures dans les 2 cas.

1) Soudabilité des inox martensitiques:

Sensibles à la fissuration à froid (idem aciers). Martensite pas fragile si %C faible.

Facteurs:

Martensite toujours présente en région sous cordon.

Contraintes résiduelles de soudage quasiment toujours suffisantes pour entraîner fissuration.

Moyens de prévention:

réduire au maximum le taux d'hydrogène (procédé bas hydrogène).

Limiter le bridage et le Re du MB.

Pré et postchauffage pour dégazer au max H.

Traitement thermique de revenu après soudage (1h 700°C).

Soudure hétérogène --> ZF austénito-ferritique ou austénitique ductile.H maintenu en solution en ZF (ZAT préservée).

2) Soudabilité des inox semi-ferritiques:

idem martensitiques, dans une moindre mesure.

Sans préchauffage pour épaisseurs < 10 mm.

3) Soudabilité des inox ferritiques:

Sensibles à la surchauffe --> gros grains en région sous cordon --> fragilité à froid.

Sensibles à la fissuration à froid (ferrite surchauffée).

Risque de corrosion galvanique.

Moyens de prévention:

Soudage à faible énergie, passes étroites.

Affinement par recristallisation (martelage entre passes).

Apport austénitique (grains + fins et + ductiles en ZF).

Procédés bas H.

4) Soudabilité des inox austénitiques:

Corrosion intergranulaire:

Facteurs:

%C > 0,03

Non stabilisé (au Ti ou Nb)

milieu corrosif

Régions portées entre 500 et 800°C avec temps suffisant pour précipiter Cr₂₃C₆.

Moyens de prévention:

Utiliser des nuances bas C + apport bas C ou stabilisé au Nb.

Utiliser des nuances stabilisées + apport stabilisé au Nb.

Attention: si teneur en Nb > 10 x teneur en C risque de fissuration à chaud.

Eviter les protections basiques --> préférer les rutilés.

Soudage par résistance (régions sensibilisées pas en contact avec le milieu).

Soudage laser ou FE (pas le temps de précipiter).

Mise en solution des Cr₂₃C₆ à 1100°C après soudage + trempe.

Fissuration à chaud: fissures interdendritiques en ZF au cours de la solidification, dans les zones de ségrégation, à bas point de fusion et rassemblant les impuretés. Déchirement des films encore liquide lorsque la contrainte de retrait > résistance de ces films.

Surfusion constitutionnelle: présence de liquide à $1 T^\circ < T^\circ$ fusion.

Les fissures suivent l'orientation des grains.

Facteurs: 3 facteurs conjugués

-Déformations de soudage (due au retrait bridé):

coeff dilatation inox = 1,5 x acier

taux de bridage

forme et volume de la ZF (zone peu large mais haute favorable à fissuration à chaud)

performances à chaud du MB amoindries

-Augmentation de l'intervalle de solidification (solidification en austénite): surfusion thermique, ségrégation.

La ségrégation augmente avec la vitesse de cristallisation (vitesse de solidification liée directement à la vitesse de soudage).

-Impuretés. Eléments néfastes: S accroît la fragilité à chaud, P augmente fortement la dimension des grains (P et S forment des composés eutectiques avec Fe), Si (>0,015%) diminue l'adaptation plastique. Solubilité des impuretés S/P/B + importante dans les structures CC que CFC. Autres éléments jouant 1 rôle: C Bo et Nb. Tout élément qui accroît l'intervalle de solidification favorise la fissuration à chaud car augmente la ségrégation (maintien de la phase liquide).

Moyens de prévention:

-Diminuer l'intervalle de solidification en réduisant la vitesse de soudage, en choisissant 1 nuance à intervalle peu étendu et peu sensible à la ségrégation.

-Utiliser des nuances « pauvres » en S et P (S+P < 0,01%) élaborées sous vide.

-Diminuer les contraintes (modifier conception, diminuer taux de bridage, optimiser séquence de soudage, diminuer le volume du bain pour limiter dilatation et retrait, profil des cordons)

-Prendre des alliages solidifiant en ferrite delta avant de solidifier en austénite. P et S sont solubles dans la ferrite delta. 4 à 5% de ferrite résiduelle en ZF garantit qu'il n'y a pas eu de pb de fissuration à chaud (en soudure à l'arc). Elts alphasènes (%Cr éq important).

-Soudage à faible énergie pour limiter dilatations/retraits.

-T° entre passes faible.

-Souder en passes étroites / avance lente.

-Limiter épaisseurs soudées.

-Choisir matériaux à faible module d'élasticité. Etat métallurgique de moindre limite d'élasticité.

-Soudage hétérogène de façon à avoir 5 à 10% de ferrite delta en ZF (choix du métal d'apport en fonction du MB, de la dilution et du diagramme de soudabilité).

-Fissuration à chaud en ZAT aux joints de grains --> cas des matériaux moulés. Préférer des produits moulés à grains fins (sensibilité à la fissuration à chaud moindre).

2 types de défaut similaires:

fissures à hte T° en ZAT. Intergranulaires, sous l'action thermomécanique du soudage. 2 mécanismes: liquation des joints de grains à hte T° et manque de ductilité du métal solide à hte T°.

Retassures: défauts volumiques, en solidification finale, en fin de cordon, correspond au volume de métal

manquant suite au retrait à la solidification. Pas d'action des contraintes de soudage.

5) Soudabilité des inox austéno-ferritiques:

Structure ferritique subit un phéno de trempe lors du soudage. Elle ne se décompose que très partiellement en austénite au ref. On perd les propriétés du MB en ZAT et ZF.

Résilience diminue quand taux de ferrite augmente.

Remèdes: favoriser la décomposition de la ferrite en austénite au ref.

-ajout N dans gaz de protection , ajout d'élts gammagène dans MA pour stabiliser austénite en ZF.

-augmentation de l'En de soudage pour diminuer la vitesse de refroidissement et ainsi stabiliser austénite en ZAT. Préchauffage à l'extrême. Attention au risque de formation de phase sigma ou alpha prime si vitesse de ref trop faible.

-TTAS à 1150°C possible mais difficile.

Sensibles à la fissuration à froid (ferrite surchauffée). Utiliser des procédés bas H.

Forte ségrégation en ZF peut générer des pb de corrosion par piqûres (régions où Cr, N et Mo ont diminué).

Maintenir 1 %C faible en ZF pour éviter la corrosion intergranulaire (MA bas C).

6) Diagrammes de soudabilité:

Schaeffler (valable pour procédés à l'arc / monopasse)

Abscisse --> Cr équivalent

Ordonnée --> Ni équivalent

Donne la constitution d'une ZF à T° ambiante.

Permet de sélectionner 1 MA en fonction des MB.

Delong / WRC:

précise le domaine austéno-ferritique du Schaeffler (pour affiner la teneur en ferrite).

Bystram: délimitation du Schaeffler en régions selon le type de pb de soudabilité posé.

Suutala et Pacary: sensibilité à fissuration à chaud. En fonction du procédé, du taux d'impuretés (S+P), du rapport Cr eq / Ni eq.

Risque fissuration augmente quand % impuretés augmente. Diminue quand le Cr eq augmente. Procédés à cycle thermique rapide (laser, FE) sensibles à la fissuration à chaud.

Hammar et Svenson: même type de diagramme pour 304 et 316.

ASSEMBLAGES HETEROGENES

1) Cas de figure:

soudage métaux A avec MA B
soudage métaux A et B avec MA A ou B
soudage métaux A et B avec MA C
Rechargement métal A avec MA B
soudage BAB produit plaqué.

2) Mos doit garantir: bonne soudabilité en ZAT1, ZAT2 et ZF + prop méca au moins égales à celles du MB le moins performant.

Maîtrise de la dilution --> la réduire pour en limiter les conséquences.

Mode opératoire pour aciers non ou faiblement alliés doit satisfaire le métal dont le Ceq est le plus élevé.

Choix du MA: lié directement à la dilution. Pour aciers non ou faiblement alliés le MA de l'acier le moins performant convient en général (garantit les performances de l'assemblage et en général a une meilleure soudabilité), pour les aciers fortement alliés raisonner avec le Schaeffler de façon à avoir 1 ZF dans le bon domaine (20% Cr eq, 11% Ni eq).

Solution « joker » alliage de Ni (inconel). Coeff dilatation proche des inox, TTAS ne dégrade pas ses prop méca.

TTAS: compromis --> T° maxi acceptable par le métal le moins performant. On augmente alors le temps prévu pour le métal le plus performant.

Pas de traitement thermique si 1 des 2 métaux est 1 inox (coeff de dilatation différents --> contraintes / déformations).

Possibilité de procéder à 1 beurrage sur le métal nécessitant 1 TTAS. La soudure sur le 2ème métal s'effectuant après le TTAS (le beurrage « protège » le métal de base d'une réaffectation thermique).

Procédure pour aciers plaqués:

- 1- soudure homogène de la nuance sous placage en s'arrêtant quelques mm sous le placage.
- 2- dépôt d'une sous couche à la base du placage (soudure hétérogène)
- 3- soudure homogène pour reconstituer le placage.

3) Placage en matériau non ferreux:

compatibilité métallurgique entre l'acier et le matériau de placage.

Si totalement incompatible (Al Ti Zr et leurs alliages): placage reconstitué par pièce rapportée soudée sans faire fondre l'acier.

Si totalement compatible (Ni et ses alliages): dépôt direct sur l'acier en 2 à 3 couches pour réduire la dilution en surface.

Si indirectement compatible (Cu et ses alliages): apport intermédiaire (base Ni pour Cu avec acier), soudobrasage (sans fusion de l'acier) pour les alliages cuivreux.

4) Rechargement:

Dilution assez faible (10 à 15%).

Au moins 2 couches par sécurité.

CORROSION

1) Introduction:

Réaction électrochimique à l'interface entre le métal et son environnement.

Oxydation (perte d'électrons) = corrosion.

Pas de lien direct entre la morphologie et le mécanisme de la corrosion.

Influence du milieu:

- Nature: impuretés
- Concentration en agent corrosif
- T°: facteur aggravant dans tous les cas (exponentiel)
- Agitation: effet + ou -
- Aération: effet + ou -

Paramètres du métal:

- Compo chimique
- Structure: polyphasé sensible à corrosion sélective. La corrosion agit au niveau atomique.
- Traitement thermique: peut sensibiliser à certaines corrosions
- Contraintes résiduelles --> corrosion sous contraintes.
- Etat de surf: importance de la mise en propreté pour régénérer la couche de protection.

Influence du soudage:

- Modifications métallurgiques: ZF hétérogène, ZAT a pris 1 "coup de chaud". Zones meulées (prépa des bords).
- Contraintes résiduelles.
- Rupture du film protecteur.
- Nature différente MA et MB (brasage pe).
- Inox stabilisés Ti Nb (corrosion intergranulaire en ZAT, incisive en péné, fissuration dans le cordon).

Notion de potentiel: 1 métal plongé dans 1 milieu conducteur prend 1 potentiel.

Les atomes du métal produisent des électrons:

$M \rightarrow M^{n+} + ne^-$ réaction à vitesse $V1$, $M^{n+} + ne^- \rightarrow M$ à vitesse $V2$.

M^{n+} état ionique. Si $V1$ privilégiée : corrosion.

1 augmentation de potentiel par rapport à l'équilibre va provoquer la corrosion.

Cette augmentation de potentiel va se produire lorsque 2 élts de potentiel \neq sont mis en CC dans 1 milieu conducteur (c'est la pile). Les 2 éléments tendent à équilibrer leurs potentiels.

L'él't au potentiel le + faible se corrode.

Exemple: protection cathodique Fe/Zn --> on tire vers le bas la valeur du potentiel.

Corrosion galvanique: association de 2 métaux de potentiel \neq (en soudage pe ou en brasage --> assemblage hétérogène).

Les métaux ont des potentiels très bas: Fe / Ni / Cr / Mo / Al / Mg. Le Cu est + haut. Au et Pt sont beaucoup + hauts. Zn, Mg et aciers faiblement alliés ont les potentiels les + bas.

Acidité du milieu:

ions H^+ , $PH = -\log(H^+)$.

Potentiel $E = -0,06 * PH$.

+ 1 solution est acide + PH est faible. + PH est faible + potentiel est élevée --> + la corrosivité du milieu est forte.

Cas de l'oxygène: $E = 1,23 - 0,06 * PH$ oxygène renforce la corrosivité.

Passivation: M^{n+} va se recombinaison avec OH issu de $H_2O \rightarrow M(OH)_n$ hydroxyde non soluble.

Si dépôt à l'interface --> protection / corrosion. La couche doit être adhérente et étanche.

Cette recombinaison s'opère et est stable dans des conditions très précises (PH notamment).

Cas des aciers: $\text{Fe}(\text{OH})_2$ / $\text{Fe}(\text{OH})_3$ couche qui n'est pas étanche.

Inox: $\text{Cr}(\text{OH})_3$ oxydes de Cr en première approche, fonctionne bien. Ep qqes nm. Pas de rés méca.

Cette couche de passivation est donc endommagée par les opé de fab.

Sa reformation dépend peu du milieu. C'est 1 phéno quasi instantané mais il faut qqes jours pour atteindre l'efficacité totale.

Diag de stabilité de la couche en fonction de E et PH.

Chlore: corrosion par eau salée (chlorures Cl^-).

Cl^- bloque la réaction de formation de la couche de passivation et déstabilise cette couche.

Formation de molécules compliquées $(\text{Cr}_x\text{Cl}_y)^{n+}$ ioniques solubles dans l'eau.

Ce n'est pas de la corrosion au vrai sens du terme.

2) Morphologies de corrosion:

Il existe différentes morphologies.

Corrosion uniforme / généralisée: homogène/non homogène. Diminution ép sur toute la surf. Pas de relation avec le soudage.

Vitesse de corrosion = var de masse / (surf * temps), en $\text{g}/\text{m}^2\text{h}$.

On définit 4 classes A B C et D (vitesse de 0,1 à 5 $\text{g}/\text{m}^2\text{h}$).

Correspondance pour métaux de densité ≈ 8 : 0,1 $\text{g}/\text{m}^2\text{h}$ --> 0,1 mm/an.

Corrosion localisée: par plaques, par cavernes, par piqures, par fissures trans ou intergranulaires.

Corrosion par plaque:

Corrosion galvanique: "pile" formée par l'opération de soudage. Il faut pour celà 1 milieu conducteur (air ambiant peu conducteur).



ex: brasure Ag sur acier inox --> interface côté inox se corrode.
La brasure se détache.

Le problème peut déjà être inclus dans l'alliage --> élts de potentiel très \neq ou phases secondaires créées par l'opé de soudage (structure modifiée)

Laiton CuZn / Cuproalu --> structure biphasée qui peut être sensible au couplage galvanique. Corrosion sélective: 1 des 2 phases est attaquée.

Corrosion par aération différentielle: exemple d'1 canalisation qui traverse 2 milieux ayant 1 ddp ou pièce plongée partiellement dans l'eau.

Corrosion feuilletante: alliages d'alu AlCu AlMg AlZnMg.

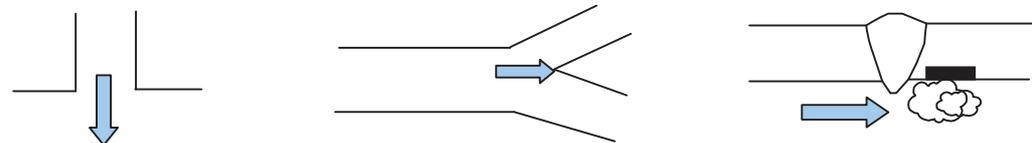
Couplage galvanique entre la matrice et la précipitation d'impuretés et d'élts mineurs peu solubles (Al_2O_3 est hygroscopique).

Corrosion érosion: destruction/reformation de la couche de passivation en continu.

La repassivation du métal se fait à son propre détriment. Fluide pas forcément corrosif.

Excès de péné / défauts accostage peuvent engendrer des tourbillons sources de corrosion érosion.

CuproNi bons en eau de mer mais mauvaise résistance en corrosion érosion.



Corrosion caverneuse: représente 80% des cas.

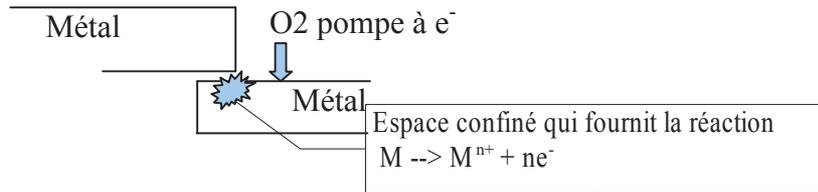
Elle diffère de la corrosion par piqûres uniquement au niveau de l'initialisation.

Corrosion caverneuse très liée à l'assemblage alors que la corrosion par piqûres très liée au milieu.

Espace confinée, phéno lié à l'oxygène.

Formation de $M(OH)^-$ (passivation) mais aussi de H^+ .

Au fur et à mesure on est de + en + acide dans cet espace confiné. Les ions restent confinés dans cet espace.



Zone cathodique en surf métal: forte concentration en O_2 : $1/2 O_2 + H_2O + 2e^- \rightarrow 2OH^-$ PH augmente, passivation.

Zone anodique à l'espace confiné: $Fe + 3H_2O \rightarrow Fe(OH)_3 + 3H^+ + 3e^-$

Le PH baisse --> dissolution de la couche de passivation.

Exemples: constructions rivetées ou boulonnées, points de rétention, soudures à clin, défauts de soudage (manque péné);



Rochage = "éponge" oxydes/métal --> multitude d'espaces confinés.

Zones meulées: état de surface médiocre.



Temps d'incubation sur inox. PH descend

doucement et atteint "PH de passivation"

(carac de chaque alliage) --> la vitesse peut alors être exponentielle.

Pas de temps d'incubation pour les aciers --> PH 6 suffit à faire démarrer le phéno.

Pollution ferritique: mixte corrosion galvanique et corrosion caverneuse.

Le tas de rouille fait l'espace confiné. Couplage galvanique entre le fer et la couche de passivation.

Le fer s'oxyde, la couche de passivation se réduit et disparaît localement. L'acier inox dépassivé se corrode en donnant des piqûres ou corrosion transgranulaire en présence de contraintes.

Simple dépôt de particules pas trop préjudiciable, par contre si particules incrustées (meulage pe) il faut traiter.

Corrosion par piqure: rare.

Très localisée.

S'amorce spontanément pour 1 alliage donné dans 1 milieu donné.

4 paramètres: PH, T° , potentiel et Cl⁻.

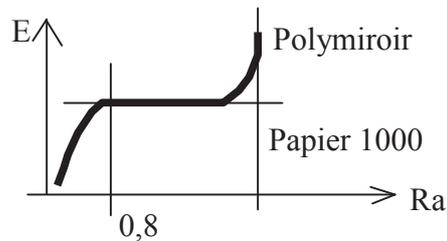
En soudage, 2 paramètres à prendre en compte:

- Etat de surface: décapage/passivation permet de s'en protéger (avec 1 bonne protection au soudage).

Une soudure non décapée sera - bonne que MB. Le rochage est inacceptable vis à vis de cette corrosion.

Décapage chimique ou méca (polissage). Ra 0,8 en agro. Grade 180/220.

Evolution du potentiel avec l'état de surf:



- Phéno de ségrégation lors de la solidification: hétérogénéités liées au mode de solidification --> la corrosion est 1 phéno microscopique.

On définit le PREN indice de corrosion à la pique $\%Cr + 3,3 \%Mo + 15\%N_2$.

Mo est prépondérant.

Notion de suralliage --> on augmente la teneur dans le MA volontairement de façon à assurer 1 % mini partout après ségrégation (pe soudage duplex avec fil alliage de Ni + 2 à 3% de N₂ dans le gaz pour compenser les pertes lors du soudage).

Corrosion intergranulaire: cas particulier.

Formation de carbures de Cr composé intermétallique à haute T° en phase solide. PREN baisse localement au voisinage des joints de grains.

Remèdes: utilisation de nuances bas C (on forme des carbures mais -), nuances stabilisées au Ti ou Nb, procédés de soudage haute én pour diminuer temps de séjour en T°.

Sigmatization: composés définis à très haute teneur en Cr --> même mécanisme.

Corrosion fissurante sous tension:

Initialisation: rupture du film passif (au niveau des plans de glissement ou au niveau d'1 pique de corrosion).

Propogation par corrosion et fragilisation par H/ ions $2H^+ + 2e^- \rightarrow 2H$ atomique qui pénètrent dans le métal.

Rupture: phéno purement méca (proche de la fissuration à froid) lorsque $K_I \rightarrow K_{IC}$.

Relations au soudage: propagation des fissures selon les contraintes résiduelles de soudage, structures de trempe fragiles + sensibles à cette fissuration.

Milieux accélérant le phéno: ceux favorisant la pique; pe hydrogène sulfuré (milieu pétrolier) H₂S multiplie les vitesses de corrosion par 10 et favorise la péné de H dans le métal.

Critère de dureté en ZAT pour ce milieu --> HV248.

3) Moyens de protection contre la corrosion:

Choix des matériaux.

Protection par revêtement (métallique, produit isolant, composé insoluble du métal à protéger).

Protection cathodique.

Protection anodique.

Inhibiteurs de corrosion.

4) Précautions en soudage:

Choix des matériaux MB et MA, choix du mode d'assemblage (risque de corrosion localisée), respect des règles d'assemblage et codes construction, éviter les défauts (manque ou excès de péné), mise en propreté après soudage (éliminer traces oxydes, reconstituer la couche de passivation).

METALLURGIE DES NON FERREUX

Al Cu et Ni CFC. Pas de transfo allotropique.

Ti et Zr: HC à T° amb, CC à haute T°.

Écrouissage: méthode durcissement. Perte en A% et soudage difficile. Tout effet thermique va permettre la recristallisation. L'état écroui est 1 état instable.

Trempe:

Sur les non ferreux à durcissement structural elle conduit à 1 adoucissement.

Sur 1 alu cet état instable évolue dans le temps, à T° amb (à partir d'1 jour et pendant environ 2 mois) --> précipitation de composés d'éql qui durcissent l'alliage (revenu). C'est la maturation ou mûrissement.

Maintien de cet état instable à basse T° uniquement.

Durcissement structural: fonctionne pour Al, Ni et Cu. Ajout d'élts au delà de la lim de solubilité. Fabrication d'1 2ème phase (composé intermétallique très dur) par précipitation très fine (10 nm). Obtenu par trempe puis revenu pour précipiter la 2ème phase dans les grains --> ensemble + homogène, dureté augmentée par rapport à 1 état recuit (d'éql) où la précipitation se fait aux joints de grains. Etat de sur-revenu: coalescence des précipités --> diminution de la dureté. Sous-revenu: dureté < état revenu classique.

ALUMINIUM ET SES ALLIAGES

T° fusion 660°C. Densité 2,7 (2700 kg/m³). module d'Young 1/3 de celui des aciers. En conception, on privilégie l'inertie pour compenser les carac méca médiocres.

Alliages: conductivité thermique + faible (diminue avec % élts augmentant).

T° de solidification < alu pur (alliages de brasage AlSi pe).

Corrosion: les élts durcis sont moins résistants. Les alliages sont - résistants. Série 2xxx + il y a de Cu - la rés est bonne.

L'alumine ne protège pas en ambiance marine.

Désignation: numérique NF EN 573-1 (la + utilisée), symbolique EN 573-2.

4 chiffres: famille d'alliage / évolution / nuance (2 chiffres arbitraires) précédés de AW pour les produits corroyés.

Produits moulés AC, produits en lingot AB, alliage mère AM suivi de 5 chiffres (2 pour la famille d'alliage, 3 pour la nuance).

Alliages de corroyages (laminés):

Sans traitement thermique (non trempants): prop méca faibles à moyennes (état recuit O).

Durcissement possible par écrouissage: état H1x écrouissage uniquement, H2x écrouissage + relaxation partielle des contraintes (chauffage), H3x écrouissage + TT de restauration (libération des contraintes). x de 1 à 9 --> degré de durcissement.

Recristallisation: 300/400°C, 0,5 à 3 h.

Série 1xxx: aluminium pur.

Tenue à la corrosion excellente, carac méca modestes, bonne formabilité, excellente conductivité thermique et électrique.

Emploi: industrie électrique, bâtiment, alimentaire, déco.

Série 3xxx: Al Mn. Excellente aptitude à la mise en forme. Bonne tenue à la corrosion. Bonne aptitude au soudage.

Emploi: chaudronnerie, bâtiment, électroménager.

Série 4xxxx: Al Si.

Emploi: métal d'apport pour le brasage (alliage eutectique), fonderie (alpax).

Série 5xxx: Al Mg. Les plus courants. Tôles. Meilleures caractéristiques mécaniques des alliages sans traitement. Bonne aptitude au soudage. Bonne tenue à la corrosion (milieu marin). Aptitude à la déformation élevée si %Mg faible + état recuit.

Emploi: construction navale, mécanique, cryogénique, charpente.

Série 8xxx: Al Li, Sc. - répandus (marginal).

Alliages à durcissement structural (trempants): thermomécaniques -> laminage + TT (trempe + recuit ou vieillissement).

Propriétés spécifiques élevées.

Principaux états de livraison: W état de trempe fraîche (instable). Trempé mûri T4, trempé revenu T6x ($1 < x < 6$), trempé sur-revenu T7x ($9 > x > 3$). T8 écrouissage avant revenu, T9 après revenu (accélère ou augmente le durcissement).

Série 2xxx: Al Cu. Caractéristiques mécaniques élevées. Soudage FE ou laser. Tenue à chaud. Sensible à la corrosion.

Emploi: aéronautique, armement.

Série 6xxx: Al Mg Si. bonnes caractéristiques mécaniques. Bonne tenue corrosion. Bonne soudabilité. Alliages de filage (profilés).

Emploi: poutres, transport, charpente, tuyauterie.

Série 7xxx: Al Zn Mg. Caractéristiques mécaniques très élevées si ajout de Cu. Soudage FE ou laser. Résistance corrosion amoindrie.

Alliages sans Cu facilement soudables par procédés classiques.

Emploi: aéronautique, armement, articles de sport.

Série 8xxx: Al Li, Cu. Très hautes caractéristiques mécaniques. - répandus.

Emploi: aéronautique (USA).

SOUDABILITE DES ALUMINIUMS

1) Conductivité thermique 5 fois celle de l'acier --> + difficile de fondre ce métal.

Risques de collage, de manque de fusion, de manque de pénétration.

Facteurs aggravants: pièces massives (épaisseur), type d'assemblage, forme chanfrein, procédé (puissance spécifique faible), T° pièce (froide).

Difficulté majeure avec procédés à l'arc dès que ép > 5 mm.

Conductivité électrique 5 fois celle de l'acier --> échauffement par effet Joule difficile à produire. Soudage par résistance --> nécessite de fortes intensités (1,5 à 2 fois celles de l'acier). On peut jouer sur l'épaisseur de la couche d'alumine.

Recommandations: types de joints spécifiques (NFA 89-310), talons de faible hauteur, chanfreins en V 40° mini, soudage de sections égales (délardage ou préchauffage de la pièce épaisse).

Préchauffage à partir de 5 mm. Pas recommandé pour les alliages trempants.

2) Tendance aux soufflures (humidité, H):

Pb constant car H est très peu soluble dans Al solide + solidification très rapide (surtout en MIG), dégazage n'a pas le temps de se faire.

H provient de surfaces sales, de l'humidité absorbée par MA et MB.

Recommandations: souder avec produits propres et secs, faible intensité (TIG CA/Ar avec décapage préalable) ou forte intensité (MIG ou TIG sous He), protection des produits d'apport, préchauffage 80/100°C de la zone de démarrage de la soudure, débit gaz protection suffisant.

Prévoir 1 ressuscitation de la surface à souder des pièces de fonderie.

3) Alumine: Al₂O₃ oxyde de surface réfractaire et isolant électrique qui est 1 obstacle au soudage (empêche le CC faible intensité).

L'alumine contient de l'eau de cristallisation et adsorbe l'humidité (soufflures).

Alumine tenace --> risque d'inclusions de fragments de film d'alumine --> défaut de type fissure ou collage interne plan.

Recommandations: éliminer par décapage ou grattage les films d'alumine "anciens" (stockage prolongé), soudage TIG sous Ar avec protection envers (décapage assuré par le CA), briser la carre envers pour assurer la péné si soudage d'1 seul côté, soudage MIG sous Ar CC ou pulsé, pas besoin de décapage en FE et laser si produits d'élaboration récente, décapage assuré par l'outil en friction malaxage, en soudure par résistance prévoir dans le cycle 1 décapage + 1 tps d'attente pour reconstituer partiellement la couche d'alumine.

4) Tendances à la fissuration à chaud des alliages trempants: surtout en ZF.

Les + alliés sont les + concernés (série 6xxx et ceux à haute résistance).

Facteurs: sensibilité en ZF et ZAT (propre à l'alliage) + retrait (Coeff de dilatation 2 fois celui de l'acier).

Recommandations: faible énergie de soudage pour diminuer le volume de métal fondu (diminue le retrait et la taille des grains) --> diminuer intensité/vitesse/passes tirées, utiliser 1 MA - sensible à la fissuration à chaud, pas de préchauffage, T° entre passes mini.

5) Autre phéno:

Coeff de dilatation 2 fois celui de l'acier --> déformations de soudage importantes. Effet de serrage, dénivellation des bords.

Choix des métaux d'apport:

en général de la même famille d'alliage que le métal à souder.

Le choix est fonction de 3 critères: facilité de soudage (type 4xxx) / propriétés méca importantes (type 5xxx) / alliages moulés (type 4xxx + basse T° de fusion).

Tableau des MA recommandés en fonction des couples à souder.

Procédés de soudage usuels:

TIG CA sous Ar, en manuel ou automatique. Décapage nécessaire avant soudage.

MIG sous Ar CC ou pulsé, en manuel ou automatique. Autodécapage (décapage si stockage prolongé).

SOA: réservé aux alliages à bonne soudabilité et ép < 2mm. Flux et rinçage nécessaires.

Soudage par résistance SER: équipements 50% + puissants que pour l'acier, CC recommandé.

Attention à la longévité des électrodes et au contrôle de l'état de surface (décapage).

Friction rotative: soudabilité variable.

US pour ép fines.

Procédés de soudage spéciaux:

TIG CC sous He, polarité directe en automatique. Intensité élevée.

MIG CC ou pulsé sous He, en automatique.

Avantages: péné et productivité élevées, pas de prépa joints, pas de soufflures.

Inconvénients: restreint aux alliages de bonne soudabilité (5xxx), coût de l'He.

FE : forte péné, vitesse élevée, faible déformation, ZAT étroites. Faibles ép. Ce procédé permet de souder des alliages insoudables en procédés conventionnels (2xxx et 7xxx pe).

Laser : nécessite des puissances + élevées que pour les aciers (coeff de réflexion élevé). Avec apport pour certains 6xxx.

Procédés de soudage nouveaux:

A-TIG: péné améliorée / TIG classique. Dépôt d'1 poudre isolante avant soudage dans la zone proche de la soudure pour augmenter la tâche de chauffe.

Plasma CA ou pulsé: péné améliorée.

Friction-malaxage (Friction Stir Welding): soudage de proche en proche sans fusion.

Propriétés des soudures:

Alliages non trempants (sans TT):

Avec ou sans apport (apports spécifiques commercialisés). Tous procédés. Soudure homogène.

Etat recuit: pas de transfo, pas de recristallisation, pas de sensibilité à la grosseur du grain.

Coeff de soudure = 1. Pratiquement toutes les prop de la soudure sont égales à celles du MB.

Etat durci par écrouissage: adoucissement des ZAT par recristallisation. Phéno irréversible.

Coeff de joint peut atteindre 0,45.

Recommandations: se limiter aux états de durcissement Hx2 (+ l'état de départ est écroui + l'adoucissement est prononcé), énergie mini pour limiter les ZAT (+ ZAT est petite - les pertes en Re sont importantes), conception de l'assemblage à optimiser (surépaisseurs ou soudures dans des zones - sollicitées).

Alliages trempants (avec TT):

Avec apport (nécessaire pour TIG / MIG) - soudage hétérogène en général (5356 pour prop max en ZF, 4043 pour éviter la fissuration à chaud).

Energie minimale (diminuer les ZAT, éviter la brûlure).

Dans tous les cas coeff de joint < 1 --> conception de l'assemblage à optimiser (surépaisseurs ou soudures dans des zones - sollicitées).

Sans revenu post-soudage (état T4 ou T6) --> coeff joint peut atteindre 0,4. Le mûrissement peut durcir ZF et ZAT.

Avec revenu post-soudage (état T4 ou état sous-revenu T61/T63/T65): le coeff de joint dépend de la dilution (0,45 si dilution nulle).

Les zones sensibles sont la zone sur-revenue et la ZF (surtout si MA ≠ MB).

La dureté de la zone "trempée" (remise en solution des élts) remontera dans le temps par le phéno de mûrissement.

Le mieux est de souder 1 état T4 (mûri) et de pratiquer 1 revenu après soudage.

La relaxation peut être utile sur 1 alliage à durcissement structural, débute vers 160°C, totale vers 350°C.

Sans apport (FE, laser, SER ...).

Sans revenu post-soudage: utiliser états T4 ou T6 Coeff de joint 0,65 à 0,95 selon le type d'alliage (car mûrissement ZF).

Avec revenu post-chauffage: états T4 ou sous-revenu T61/T63/T65. Coeff de joint 0,75 à 1 selon le type d'alliage.

Brasage fort:

Avec flux: différents types de chauffage possibles, rinçage indispensable après.

Capillaire: nécessite 1 très faible jeu (0,03 mm).

Sans flux: meilleure productivité et moins polluant. Chauffage au four sous vide ou sous Ar.

Décapage préalable. Apports spéciaux.

Brasage tendre: risque d'attaque intergranulaire sur alliages Mg > 1% ou Si > 5%. Flux très corrosifs.

CUIVRE ET SES ALLIAGES

Conductibilité thermique = 8 fois celle des aciers.

Conductivité électrique = 5 fois celle des aciers.

Coeff dilatation = aciers

Densité 8,9

T° fusion 1080°C Re 70 Mpa E 200 MPa.

Cuivres non alliés

a cuivre non désoxydé. O fragilisant donc non soudable.

b1 b2 cuivres désoxydés au P. b1 haute teneur, b2 basse teneur. Soudables.

c1 c2 cuivres sans O ni P. Soudables.

Cuivres faiblement alliés (% < 1)

Ag / Cd / Te / Cr / Be / Co+Be

Intérêt: tenue méca sup ou prop sp (usinabilité) tout en conservant des prop physiques et chimiques assez proches de celles du Cu pur.

Alliages durcissant par solution solide + écrouissage.

Alliages durcissant par TT + écrouissage éventuel.

Les états écrouis recristallisent à T° + haute que le Cu non allié --> T° de service + élevée.

Emploi: électrodes de soudage, ressorts, outillages anti-étincelants, lignes téléphoniques, pièces usinées.

Soudabilité opératoire des non et faiblement alliés:

Conductivité thermique très élevée (pire que Al) --> risques de manque de pénétration ou de fusion.

Moyens de prévention: préchauffage, énergie de soudage très élevée, procédé à haute puissance spécifique, adapter la préparation des bords (talons faible hauteur, angles élevés), utilisation éventuelle du courant pulsé.

Dilatation importante: coeff de dilatation = acier mais zone chauffée très étendue du fait de la conductibilité --> déformations au réchauffage et au refroidissement.

Moyens de prévention: adapter la conception, brider.

Forte fluidité du métal liquide: --> risque d'effondrement du bain de fusion.

Moyens de prévention: éviter soudage en position, support envers pour fortes ép.

Conductivité électrique très élevée --> risque de manque de fusion, échauffement métal-électrode plutôt que métal-métal en soudure par résistance.

Moyen de prévention: électrodes réfractaires en soudage par points.

Soudabilité métallurgique des non et faiblement alliés:

Fragilité des nuances non désoxydées: --> risque de fissuration.

Moyens de prévention: souder nuances désoxydées b ou c, apports avec désoxydant et dénitrurant.

Forte solubilité des gaz (O N H) dans le métal liquide: --> soufflures, fragilisation.

Moyens de prévention: préparation soignée (pour éviter présence oxydes, humidité ou graisse), renforcer la protection (protection envers en passes pénétrées), utiliser 1 flux si nécessaire.

Recristallisation des produits écrouis: --> résistance en ZAT et ZF < MB.

Moyens de prévention: éviter de souder les produits écrouis sinon adapter la conception pour que la soudure soit - sollicitée que MB, limiter étendue ZAT (soudage FE).

Adoucissement des Cu alliés trempants: --> résistance en ZAT et ZF < MB.

Moyens de prévention: TTAS, limiter étendue ZAT (soudage FE).

Alliages de Cu

Monophasés ou biphasés (+fragiles donc - aptes au soudage).

Alliages moulés + sensibles aux risques de fissuration à chaud (ségrégations internes).

Laitons (Cu 5 à 45 % Zn)

Fil apport soudabrasage.

Principales prop: aptitude à la mise en forme, assez bonne rés méca, assez bonne tenue corrosion.

Laitons monophasés α : < 35% Zn, malléables à froid et à chaud, rés fonction du % Zn et de l'érouissage.

Laitons biphasés β : rés + élevée, malléables à chaud.

Soudabilité:

Conductibilité thermique élevée: préchauffage en SOA (préferer TIG et MIG), én de soudage élevée, prépa des bords adaptée.

Volatilisation Zn: fumées toxiques, soufflures en ZF, porosités en ZAT.

Flamme oxydante en SOA, apport hétérogène (CuSn / CuAl / CuSi / CuNiFe).

La soudabilité se dégrade avec %Zn augmentant.

Sensibilité à la corrosion sous tension --> TTAS de relaxation vers 300°C .

Bronzes (Cu 3 à 25% Sn)

pièces moulées, produits corroyés. Prop anti-friction.

Bronzes monophasés α : malléables à froid et à chaud, rés fonction du % Sn et de l'érouissage.

Bronzes biphasés $\alpha + \delta$: alliages de fonderie, pas malléables (composé intermétallique très fragile), rés fonction de la structure.

Transition $\alpha / \alpha + \delta$: 5 à 15% Sn selon vitesse de ref.

Soudabilité: limité à la réparation - se soudent mal.

Sensibilité à la fissuration à chaud en ZF et ZAT (biphasé fragile): préchauffage < 290°C, én de soudage faible, martelage entre passes.

Soufflures: limiter préchauffage et én de soudage.

Cupro-aluminiums (Cu 4 à 14% Al)

fil apport soudabrasage, échangeurs, hélices marines, pièces de monnaie.

Principales prop: très bonne rés méca, très bonne tenue à la corrosion.

Cupro-alu monophasés α : < 8%Al, malléables à froid.

Cupro-alu biphasés $\alpha + \gamma$: malléables à chaud, rés élevée.

Soudabilité:

Conductibilité thermique élevée: préchauffage en SOA (préferer TIG et MIG), én de soudage élevée, prépa des bords adaptée.

Inclusion d'alumine: décapage (particularités du soudage alu), souder TIG Ar CA, MIG CC polarité inverse, tomber la carre inverse.

Cupro-nickels (Cu 5 à 45% Ni)

Totalement solubles --> alliages monophasés.

Principale prop: très bonne rés à la corrosion par l'eau de mer, faible sensibilité à la cavitation.

Utilisés dans les unités de dessalement d'eau de mer.

Alliages courants 90-10 et 70-30. Monel si + de Ni que de Cu.

Soudabilité: pas trop de pb.

Conductibilité thermique peu élevée: pas de préchauffage.

Risque de rochage: protection envers si soudage réalisé avec conditions surchauffantes.

Fissuration intergranulaire en ZAT: il faut A% > 16 vers 550°C sinon manque de ductilité à chaud.

Fissuration à chaud en ZF par pollution: S Pb C Si --> propreté des préparations (effacer marques de crayon, nettoyer tâches de graisse).

Possibilité de soudage par fusion avec acier: (monels également) limiter la dilution pour éviter enrichissement Fe en ZF.

Maillechorts (Cu 15 à 45% Zn 7 à 30% Ni)

Propriétés intermédiaires des laitons et des Cupro-nickel.
Soudabilité : voir laitons.

Cupro-siliciums (Cu 2 à 4% Si).

Principales prop: bonne rés au frottement, bonne rés méca, bonne tenue à la corrosion.
Soudabilité: pas de pb spécifique.

NICKEL ET SES ALLIAGES

Ni pur T° fusion 1450°C. Densité 8,9. Coeff dilatation ≈ aciers
Conductivités thermique et électrique ≈ aciers
CFC sans transfo --> pas de risque de fragilisation.

Alliages:

Conductivité thermique + faible que Ni pur.

T° solidification <

CFC également.

Désignation: AFNOR alpha numérique, désignation avec symboles chimique ISO en cours.

La + répandue UNS (USA): N xxxxx. N comme Ni. 0 (origine INCO) ou 1 (autres), famille d'alliage (parité)
1 chiffre, nuance 3 chiffres (répétition du chiffre de parité + 2 chiffres arbitraires pour la nuance). Ex:
inconel 625 N06625.

Alliages sans TT non trempants:

Tenue corrosion > aciers inoxydables.

Série paire.

N022xx: Ni non allié

N044xx: monel Ni Cu

N066xx: inconel Ni Cr

N088xx incoloy Fe Ni Cr. Soudabilité voisine des bases Ni donc intégrés à cette famille.

N10xxx: hastelloy hte teneur en Mo. Ni Mo , Ni Mo Cr.

Fe-Ni: invar

Alliages durcis par précipitation de γ' (ou durcissement structural ou vieillissement) trempants:

Haute résistance + tenue à la corrosion. Superalliages stratégiques. Turbines à gaz, turboréacteurs.

Série impaire.

N033xx: Ni non allié

N055xx: monel

N077xx: inconel, nimonic, waspalo, rené... aéronautique (pas de règles de dénomination).

N099xx: incoloy.

Durcissement par écrouissage: très fortement durcissable par écrouissage. Etat non normalisé en Europe.

La dureté et rés obtenue pour 1 d° d'écrouissage dépendent de la nuance.

Prop méca *2 mais soudabilité moins bonnes.

Ne pas souder près d'1 zone écrouie par formage à froid.

Durcissement par précipitation: très abondante, composés intermétalliques γ' Ni₃ (Ti,Al) ou γ'' Ni₃ (Ti,Nb,Al). Particules très petites (10 nm) réparties de façon homogène.

TT en 2 temps: hypertrempe après homogénéisation (955-1250°C selon compo) + revenu (620-820°C).

Augmentation de Re Rm dureté et tenue fatigue.

Baisse de A% et Kv.

Hypertrempe: état de livraison habituel. Homogénéisation vers 1020/1120°C.

Pour empêcher la précipitation de Cr₂₃C₆ comme les inox.

Etat de rés mini mais ductilité maxi pour les alliages durcis par précipitation.
Etat de mise en oeuvre habituel pour les alliages sans TT.

Relaxation:

Stabilisation dimensionnelle (650/800°C). Pas pratiqué en mécanosoudure.
Relaxation totale > 1000°C (jamais pratiqué).

SOUDABILITE DES ALLIAGES DE NICKEL

1) Viscosité du Ni: Ni fondu mouille mal. Risques de manque de fusion / collage. Chanfreins assez ouverts.

2) Protection endroit envers: TIG MIG sous Ar ou He. Péné TIG améliorée par 3 à 5% H. Latte graphite ou Cu, flux, Ar. Risque d'oxydation interne. O₂ est soluble dans le métal vers 800°C --> précipitation aux joints de grains = fragilisation (rochage).

3) Magnétisme : déviation/soufflage de l'arc. Etudier la prise de masse.

4) Soufflures: dues à H issu de l'humidité des flux et enrobages. Peut provenir de l'humidité de l'air si débit gaz insuffisant ou mauvaise position torche.
Etuvage des électrodes et séchage des flux. Vitesse lente pour favoriser dégazage.

5) Décapage, dégraissage, propreté (S Si B): alliages recouverts d'1 couche d'oxydes protectrice. Dégraissage uniquement pour le Ni pur et Monel. Sinon risque de Fissuration à chaud (en présence d'impuretés S P et B).

6) Fissuration à chaud: varie selon lots et histoire thermoméca. Evaluée par des essais.

Séries les + sensibles 600 et 800.

Les alliages au Mo y sont insensibles.

Facteurs: sensibilité ZF ou ZAT, retrait de la soudure, présence impuretés.

Recommandations: teneurs impuretés S et P < 0,005%, Si < 0,35..., diminuer le vol de métal liquide pour diminuer le retrait et la grosseur des grains --> faibles énergies de soudage: faible intensité mais faible vitesse d'avance (pour réduire la vitesse de solidification, pour limiter la ségrégation des impuretés), T° entre passes limitée (150°C), pas de préchauffage, passes étroites. Dégraissage soigneux. Pas de préchauffage.

Procédés de soudage:

Pour alliages non-trempants: EE, TIG (Ar pur ou hydrogéné), MIG (Ar pur) CC ou pulsé, SAFFP.

Pour alliages trempants: TIG, FE, laser, brasage.

Propriétés des soudures:

-Alliages sans TT soudés à l'état hypere trempé ou recuit:

Coeff de soudure = 1. Pratiquement toutes les prop de la soudure sont égales à celles du MB.

Pas de TTAS. Ne pas souder près des zones écrouies.

- Alliages à TT trempants: TIG.

Soudage à l'état trempé de préférence. Energie minimale pour limiter les ZAT et éviter la brûlure.

Revenu post-soudage après arasion des surépaisseurs et lissage des surfaces. Le revenu se faisant avec montée rapide en T° il ya risque de fissuration par effet d'entailles.

Soudage avec apport (non homogène dans tous les cas): coeff de joint < 1. Conception de l'assemblage (soudures hors zones à risques).

Soudage hétérogène: base Ni apport à tout faire. Ductile + solubilité avec H importante.

Applications: soudage des aciers auto-trempants, des aciers au Ni, des inox entre eux (austénitiques, ferritiques, martensitiques), soudage mixte aciers/inox, soudage mixte Cu/Ni, soudage de la fonte.

TITANE ET SES ALLIAGES

T° fusion 1670°C. Densité 4,51. Coeff de dilatation \approx aciers. Conductivités thermique et électrique mauvaises \approx inox.

E = acier /2. Amagnétique. Fines particules inflammables.

2 formes cristallines α HC à T° ambiante et β CC. T° transfo 882°C.

Fortement anisotrope, effet de texture sensible. Très oxydable à partir de 200°C.

Alliages ont sensiblement les mêmes prop physico-chimiques.

Désignation: symbolisation chimique EN/ISO, alpha-numérique AFNOR (1a + utilisée).

Ti non allié: T + indice de rés (kg/mm²). T35 T40...

C'est le d° de pureté qui fait la différence (+élt en nombre + rés augmente).

Ti allié: T + symboles d'élt alliage et %. TA6V TA5E.

Emplois:

résistance à la corrosion sauf acides réducteurs, prop méca faibles à moyennes.

Prop spécifiques Rés/densité très élevées: alliages α et super α , alliages biphasés $\alpha+\beta$, alliages β métastables, β stables. Domaine de l'aéronautique, compétition, prothèse, cryogénie, spatial.

Réactivité chimique:

rés à la corrosion jusqu'à 200°C. Oxyde de Ti rutile TiO₂ ép 1 μ m (film de passivation poreux). Protecteur jusqu'à 600°C (au delà le film se dissout dans le métal).

De 200 à 400°C les alliages deviennent très réactifs avec environnement: solubilités de O,N et H très élevées.

Solubilité très élevée de O --> rend le métal dur et fragile. Oxydation précédée d'1 diffusion interne (contamination non visible). Cette zone contaminée doit être éliminée.

Soudabilité: apport ELI Extra Low Interstitials (produits + purs, %O C ... diminués).

Coloration des soudures est 1 critère d'aspect.

Pas sensible à fissuration à chaud ni à froid.

1) Protection endroit/envers du fait de la forte réactivité avec l'air. Ar pur.

Dégraissage suffisant pour Ti pur (pas de solvant chloré). Décapage nécessaire pour alliages.

Protection supplémentaire: inertage mobile (traînard avec alim en Ar secondaire), boîte à gants.

Grands débits de gaz avec grille pour casser les tourbillons.

2) Grosseur des grains: en ZAT et ZF (partout où il y a passage en phase β).

Grains énormes --> baisse de Re, de ductilité mais pas de Kv. Pas d'affinement du grain par transfo.

Difficile à éviter en soudage à l'arc sur produits minces.

Solution: cycle thermique court / souder "froid" (T° entre passes).

3) Difficulté de soudage des alliages à haute rés (biphasés $\alpha+\beta$): ductilité très faible au niveau des soudures (d'autant plus que Re du MB est élevée).

4) Soufflures: dues à H provenant d'humidité (mauvaise protection, mauvais nettoyage). Pb récurrent, difficile à maîtriser.

Dans qqes cas H peut provenir du MB lui même.

Fissuration différée par H --> H migre dans le temps et passe dans les zones de contraintes résiduelles.

Formation d'hydrures fragilisants.

5) Prépa de joints: idem inox. Dégraissage pour soudures "ordinaires", décapage chimique pour soudures de qualité.

Procédés:

TIG CC sous Ar, MIG sous Ar CC ou pulsé. Mélange ArHe peut améliorer le mouillage.
Plasma, FE, laser, friction, SER, brasage diffusion.

Propriétés des soudures: l'évaluation de la qualité se fait par la coloration (couleur fonction de l'ép du film d'oxydes). Critère à utiliser avec discernement: excessif pour la ZAT, absence de couleur suspect --> peut signifier que la couche d'oxydes a été dissoute dans l'ép par chauffage, si ZF colorée suspect.

Excellent: aucune coloration, bon violacé à jaune.

Solution possible: décapage après soudure + mesure de microdureté.

Coeff de joint > 1 (rés augmentée dans le cordon, ductilité diminuée) pour les alliages biphasés. Opérations de redressage, recalibrage à froid après soudure difficiles.

Relaxation des contraintes vers 600°C pour alliages sans durcissement secondaire (TA6V pe) améliore la ductilité et la tenue à la fatigue (décapage après).

TTAS pour les alliages à durcissement secondaire et les quasi β .

Ti pur jusqu'à T50 pas de soucis.

Soudage hétérogène: direct par fusion avec les autres métaux impossible.

Fragilisation par formation de composés intermétalliques fragiles (Fe,Cr,Ni,Cu).

Nécessité d'utiliser 1 insert bimétallique pour ramener à 1 soudage homogène.

Insert obtenu par plaquage par explosion.

Autres procédés: brasage diffusion (avec précaution), brasage Ag.

Rechargement sur aciers pas possible.

ZIRCONIUM

Comportement similaire au Ti vis à vis du soudage.

Fusion 1855°C. Applications: tenue acide nitrique, gainage sur réacteur nucléaire.

Ne se soude pas avec les autres métaux --> plaquage par explosion.

Inflammation spontanée --> usinage dangereux.

S'oxyde dès 500°C. La protection doit être + étendue que le Ti.

Anisotropie très importante (tôles réalisées en passes croisées).

HAFNIUM

Réfractaire (T° fusion 3200°C): ralentisseur de neutrons dans les piles nucléaires de sous-marins.