

RÉPUBLIQUE FRANÇAISE

INSTITUT NATIONAL  
DE LA PROPRIÉTÉ INDUSTRIELLE

PARIS

(11) N° de publication :

(A n'utiliser que pour les  
commandes de reproduction).

2 508 930

A1

**DEMANDE  
DE BREVET D'INVENTION**

(21)

**N° 82 11645**

(54)

Procédé de fabrication de chemisages et de tubes à haute résistance mécanique pour puits profonds.

(51)

Classification internationale (Int. Cl.³). C 21 D 8/10; C 22 C 19/05, 38/44 // E 21 B 17/00.

(22)

Date de dépôt ..... 2 juillet 1982.

(33) (32) (31)

Priorité revendiquée : Japon, 3 juillet 1981, n° 104111/1981, 104112/1981, 104113/1981;  
10 juillet 1981, n° 106913/1981, 106914/1981, 106915/1981; 13 juillet 1981,  
n° 108985/1981, 108986/1981, 108987/1981.

(41)

Date de la mise à la disposition du  
public de la demande ..... B.O.P.I. — « Listes » n° 1 du 7-1-1983.

(71)

Déposant : Société dite : SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD., résidant au Japon.

(72)

Invention de : Takeo Kudo, Yasutaka Okada, Taishi Moroishi, Akio Ikeda, Hiroo Ohtani et  
Kunihiro Yoshikawa.

(73)

Titulaire : *Idem* (71)

(74)

Mandataire : Cabinet Lavoix,  
2, place d'Estienne-d'Orves, 75441 Paris Cedex 09.

La présente invention concerne un procédé de fabrication de chemisages et/ou de tubes pour puits profonds doués d'une grande résistance mécanique ainsi que d'une meilleure résistance à la fissuration par "stress-corrosion" (corrosion sous tension), et elle est particulièrement utile pour la fabrication de chemisages, de tubes et de tiges de forage destinés à être utilisés dans des puits profonds de production de pétrole, de gaz naturel ou d'eau géothermique (qu'on désignera ci-après par "puits profonds" d'une façon globale).

Ces derniers temps, pour explorer et atteindre de nouvelles sources de pétrole et de gaz naturel, on fore des puits de plus en plus profonds. Des puits de pétrole de 6 000m ou plus ne sont plus inhabituels, et on a parlé de puits de pétrole ayant une profondeur de 10 000 m ou plus.

Un puits profond, par conséquent, est inévitablement exposé à un environnement sévère. Outre la pression élevée, l'environnement d'un puits profond contient des matières corrosives telles que du dioxyde de carbone et des ions chlorure ainsi que du sulfure d'hydrogène humide sous haute pression.

Ainsi, les chemisages, les tubes et les tiges de forage (que l'on désignera ci-dessous par l'expression "chemisages et tubes", qui signifiera, de façon générale, des produits tubulaires pour régions pétrolifères) destinés à être utilisés dans des puits de pétrole sous de telles conditions sévères doivent présenter une résistance mécanique élevée et une résistance améliorée à la fissuration par stress-corrosion. De façon générale, l'une des mesures connues utilisées pour éviter la fissuration par stress-corrosion des chemisages et/ou des tubes des puits de pétrole a consisté à injecter dans le puits un agent de suppression de la corrosion appelé "inhibiteur". Cependant, cette mesure de prévention de la corrosion ne peut pas être utilisée dans tous les cas ; par exemple, elle n'est pas applicable aux puits de pétrole en mer.

Par conséquent, ces derniers temps, on a essayé d'utiliser un acier fortement allié de haute qualité résistant à la corrosion, tel que les aciers inoxydables Incoloy et Has-

telloy, qui sont des dénominations commerciales. Cependant le comportement de ces matériaux sous un environnement corrosif comprenant un système  $H_2S-CO_2-Cl^-$  tel que celui rencontré dans les puits de pétrole profonds n'a pas encore été étudié de façon complète.

Le brevet US 4 168 188 décrit un alliage à base de nickel contenant 12 à 18 % de molybdène, 10 à 20 % de chrome et 10 à 20 % de fer et destiné à être utilisé dans la fabrication des tiges et des tubes pour puits. Le brevet US 4 171 217 décrit également une composition d'alliage similaire dans laquelle, cette fois, la teneur en carbone est limitée à 0,030 % maximum. Le brevet US 4 245 698 décrit un super-alliage à base de nickel contenant 10 à 20 % de molybdène et destiné à être utilisé dans les puits de pétrole ou de gaz acide.

Le but de l'invention est de fournir un procédé de fabrication de chemisages et de tubes pour puits profonds présentant une résistance mécanique suffisante et une résistance suffisante à la fissuration par stress-corrosion pour supporter le forage en puits profonds et/ou un environnement sévèrement corrosif, en particulier celui comprenant un système  $H_2S-CO_2-Cl^-$  (que l'on désignera ci-dessous comme un "environnement contenant  $H_2S-CO_2-Cl^-$ "; ou simplement comme un "environnement  $H_2S-CO_2-Cl^-$ ").

D'autres caractéristiques et avantages de l'invention apparaîtront au cours de la description qui va suivre, donnée uniquement à titre d'exemple non limitatif et en regard des dessins annexés, sur lesquels :

- les Fig. 1 à 3 sont des diagrammes qui montrent la relation entre la teneur en Ni et la valeur de l'équation :  $Cr(\%) + 10Mo(\%) + 5W(\%)$  par rapport à la résistance à la fissuration par stress-corrosion aux températures de bain respectives indiquées ;

- la Fig. 4 est une vue schématique d'un spécimen maintenu par un bâti du type poutre à trois points de support ;

35 et

- la Fig. 5 est une vue schématique d'un échantil-

lon d'essai mis sous tension au moyen d'un système vis-écrou.

Au cours de ses recherches, la Demanderesse a découvert ce qui suit :

a) Sous des environnements corrosifs contenant 5  $H_2S$ ,  $CO_2$  et des ions chlorure ( $Cl^-$ ), la corrosion apparaît principalement par fissuration par stress-corrosion. Le mécanisme de la fissuration par stress-corrosion dans de tels cas est cependant tout à fait différent de celui que l'on observe généralement dans les aciers inoxydables austénitiques. Ainsi, 10 la cause principale de la fissuration par stress-corrosion dans le cas d'un acier inoxydable austénitique est la présence d'ions chlorure ( $Cl^-$ ). Au contraire, la cause principale de cette fissuration par stress-corrosion que l'on observe dans les chemisages et/ou les tubes installés dans les puits de pétrole profonds est la présence de  $H_2S$ , bien que la présence 15 d'ions  $Cl^-$  soit également un facteur.

b) Les chemisages et tubes en alliages destinés à être utilisés dans les puits de pétrole profonds sont habituellement soumis à un écrouissage afin d'améliorer leur résistance mécanique. Cependant, l'écrouissage diminue sérieusement la résistance à la fissuration par stress-corrosion. 20

c) La vitesse de corrosion d'un alliage dans un environnement corrosif  $H_2S$ - $CO_2$ - $Cl^-$  dépend des teneurs en Cr, Ni, Mo et W de l'alliage. Si le chemisage ou le tube comporte 25 une couche superficielle constituée de ces éléments, l'alliage non seulement présente une meilleure résistance à la corrosion de façon générale, mais il présente également une résistance améliorée à la fissuration par stress-corrosion, même dans l'environnement corrosif que l'on trouve dans les puits de pétrole profonds. Plus particulièrement, la Demanderesse a découvert que le molybdène est 10 fois plus efficace que le chrome, et que le molybdène est deux fois plus efficace que le tungstène, en ce qui concerne la résistance à la fissuration par stress-corrosion. Ainsi, la Demanderesse a découvert que 30 les teneurs en chrome, en tungstène et en molybdène satisfont 35 les équations :

$$Cr(\%) + 10Mo(\%) + 5W(\%) \geq 50\%$$

$$1,5\% \leq Mo(\%) + 1/2W(\%) \leq 4\%$$

En outre, la teneur en Ni est de 35 à 60 %, et la teneur en chrome est 22,5 à 35 %. Alors, même après avoir été soumis à un écrouissage, la couche superficielle de l'alliage résultant conserve une résistance notablement améliorée à la corrosion dans un environnement  $H_2S-CO_2-Cl^-$ , en particulier dans un environnement contenant du  $H_2S$  concentré à une température de 150 °C ou moins.

10 Lorsque l'alliage est utilisé dans un environnement extrêmement corrosif  $H_2S-CO_2-Cl^-$  comme dans les puits de pétrole profonds, en particulier à une température de 200 °C ou moins, il est souhaitable que les proportions de chrome(%), de tungstène(%) et de molybdène(%) satisfassent les équations :

$$Cr(\%) + 10Mo(\%) + 5W(\%) \geq 70\%$$

$$4\% \leq Mo(\%) + 1/2W(\%) < 8\%$$

et que la teneur en Ni se situe entre 25 et 60 % et la teneur en Cr entre 22,5 et 30 %.

En outre, lorsque l'alliage est utilisé dans un environnement  $H_2S-CO_2-Cl^-$  extrêmement corrosif comme dans les puits de pétrole profonds, en particulier à une température de 200 °C ou supérieure, les proportions de chrome (%), de tungstène (%) et de molybdène (%) satisfont les équations :

$$Cr(\%) + 10Mo(\%) + 5W(\%) \geq 110\%$$

$$8\% \leq Mo(\%) + 1/2W(\%) \leq 12\%$$

et la teneur en Ni se situe entre 30 et 60 % et la teneur en Cr entre 15 et 30 %.

30 d) L'addition de nickel est efficace non seulement pour améliorer la résistance de la couche superficielle à la fissuration par stress-corrosion, mais également pour améliorer la structure métallurgique elle-même de l'alliage. Ainsi, l'addition de nickel a pour résultat une résistance nettement améliorée à la fissuration par stress-corrosion.

35 e) Lorsque de l'azote, dans une quantité comprise entre 0,05 et 0,30 %, est ajouté intentionnellement à l'alliage en tant qu'élément d'alliage, la résistance mécanique de l'all

liage résultant est encore améliorée sans aucune réduction de sa résistance à la corrosion. Une teneur préférée en azote est 0,05 à 0,25 %.

5 f) Le soufre est une impureté occasionnelle, et lorsque la teneur en S n'est pas supérieure à 0,0007 %, l'aptitude au façonnage à chaud de l'alliage résultant est notablement améliorée.

10 g) Le phosphore est également une impureté occasionnelle, et lorsque la teneur en P n'est pas supérieure à 0,003 %, la susceptibilité à la fragilisation par l'hydrogène est notablement réduite.

15 h) Lorsque du cuivre dans une quantité non supérieure à 2,0 %, et/ou du Co dans une quantité non supérieure à 2,0 %, sont ajoutés à l'alliage en tant qu'éléments d'alliage additionnels, la résistance à la corrosion est encore améliorée.

20 i) Lorsque l'un ou plusieurs des éléments d'alliage suivants est ajouté à l'alliage dans la proportion indiquée, l'aptitude au façonnage à chaud est encore améliorée : terres rares, pas plus de 0,1 % ; Y, pas plus de 0,2 % ; Mg, pas plus de 0,10 % ; Ti, pas plus de 0,5 % et Ca, pas plus de 0,10 %.

25 j) Pour obtenir le degré désiré de résistance mécanique, les alliages ayant les compositions mentionnées ci-dessus sont de préférence soumis à un traitement de mise en solution solide à une température partant de la limite inférieure (°C) définie par la formule empirique suivante :

260  $\log C(\%) + 1300$  et allant jusqu'à la limite supérieure de température (°C) définie par la formule empirique suivante :  $16Mo(\%) + 10W(\%) + 10Cr(\%) + 777$  pendant une période de temps ne dépassant pas 2 heures pour dissoudre complètement les carbures qui s'y trouvent, et ils sont ensuite soumis à un écrouissage avec une diminution d'épaisseur de 10 à 60 %.

30 k) Pour obtenir le degré voulu de résistance mécanique, il est également préférable que les alliages ayant les compositions mentionnées ci-dessus soient soumis à un traitement de mise en solution solide, de préférence à une tempéra-

ture de 1050 à 1250 °C, de sorte que les composés intermétalliques et les carbures puissent tous être dissous, et soient ensuite soumis à un façonnage à chaud, la réduction d'épaisseur pour la gamme de températures non supérieure à leur température de recristallisation étant de 10 % ou plus. Le façonnage à chaud a pour but d'assurer que le traitement thermique suivant produise des grains fins recristallisés, ce qui assure un haut degré de résistance mécanique et une bonne ductilité. Ensuite, l'alliage est soumis à un traitement de mise en solution solide à une température comprise entre la limite inférieure (°C) définie par la formule empirique suivante :  $260 \log C(\%) + 1300$  et la limite supérieure (°C) définie par la formule empirique suivante :  $16Mo(\%) + 10W(\%) + 10Cr(\%) + 777$  pendant une durée ne dépassant pas 2 heures, pour fournir les grains fins recristallisés mentionnés ci-dessus et pour dissoudre simultanément les carbures éventuels précipités, ce qui donne une résistance très améliorée à la corrosion. Enfin, les alliages ainsi traités thermiquement sont soumis à un écrouissage, avec une diminution d'épaisseur de 10 à 60 % contribuant au durcissement par façonnage.

1) En outre, pour obtenir un degré plus souhaitable de résistance mécanique, les alliages mentionnés ci-dessus peuvent être soumis à un traitement de mise en solution solide, de préférence à une température de 1050 à 1250 °C, pour dissoudre complètement les composés intermétalliques et les carbures, puis les alliages peuvent être soumis à un façonnage à chaud, avec une diminution d'épaisseur de 10 % ou plus pour la gamme de température ne dépassant pas 1 000 °C, la température de finissage étant de 800 °C ou plus. Ainsi, la précipitation des composés intermétalliques et des carbures, qui risquerait de détériorer les propriétés de résistance à la corrosion de l'alliage, peut être efficacement évitée en donnant des grains cristallins fins. Ainsi, un degré élevé de résistance mécanique et de ductilité peut être obtenu grâce à la formation de ces grains cristallins fins. Les alliages peuvent alors être soumis à un écrouissage avec réduction d'épaisseur de 10 à 60 % pour obte-

nir un durcissement par façonnage.

La présente invention a été mise au point sur la base des découvertes mentionnées ci-dessus, et elle est constituée par un procédé de fabrication de chemisages et de tubes de haute résistance mécanique pour puits profonds présentant une résistance améliorée à la fissuration par stress-corrosion.

La composition d'alliage à utiliser dans la présente invention est choisie de préférence dans le groupe constitué par :

10 I) C : pas plus de 0,05 %,  
 Si : pas plus de 1,0 %,  
 Mn : pas plus de 2,0 %,  
 P : pas plus de 0,030 %, de préférence pas plus de 0,003%,  
 S : pas plus de 0,005 %, de préférence pas plus de  
 15 0,0007 %,  
 Ni : 35 à 60 %,  
 Cr : 22,5 à 35 %, de préférence 24 à 35 %,  
 un ou plusieurs des éléments Mo : moins de 4 %, et  
 W : moins de 8 %,

20 les équations suivantes étant satisfaites :  
 $Cr(\%) + 10Mo(\%) + 5W(\%) \geq 50\%$ , et  
 $1,5\% \leq Mo(\%) + 1/2W(\%) < 4\%$   
 le reste étant du fer avec des impuretés occasionnelles ;

II) C : pas plus de 0,05 %,  
 25 Si : pas plus de 1,0 %,  
 Mn : pas plus de 2,0 %,  
 P : pas plus de 0,030 %, de préférence pas plus de 0,003%,  
 S : pas plus de 0,005 %, de préférence pas plus de  
 0,0007 %,  
 30 Ni : 25 à 60 %, de préférence 35 à 60 %,  
 Cr : 22,5 à 30 %, de préférence 24 à 30 %,  
 un ou plusieurs des éléments Mo : moins de 8 %, et  
 W : moins de 16 %,  
 les équations suivantes étant satisfaites :  
 35  $Cr(\%) + 10Mo(\%) + 5W(\%) \geq 70\%$ , et  
 $4\% \leq Mo(\%) + 1/2W(\%) < 8\%$   
 le reste étant du fer avec des impuretés occasionnelles; et

III) C : pas plus de 0,05 %,  
 Si : pas plus de 1,0 %,  
 Mn : pas plus de 2,0 %,  
 P : pas plus de 0,030 %, de préférence pas plus de  
 5 0,003 %,  
 S : pas plus de 0,005 %, de préférence pas plus de  
 0,0007 %,  
 Ni : 30 à 60 %, de préférence 40 à 60 %,  
 Cr : 15 à 30 %,  
 10 un ou plusieurs des éléments Mo : pas plus de 12 %, et  
 W : pas plus de 24 %,  
 les équations suivantes étant satisfaites :  
 $Cr(\%) + 10Mo(\%) + 5W(\%) \geq 110 \%$ , et  
 $8 \% \leq Mo(\%) + 1/2W(\%) \leq 12 \%$   
 15 le reste étant du fer avec des impuretés occasionnelles.  
 L'alliage suivant l'invention peut en outre comprendre une combinaison quelconque des éléments suivants :  
 i) Cu, pas plus de 2,0 %, et/ou Co,  
 20 pas plus de 2,0 %,  
 ii) une ou plusieurs terres rares, pas plus de 0,10 % ; Y, pas plus de 0,20 % ; Mg, pas plus de 0,10 % ; Ti, pas plus de 0,5 % ; Ca pas plus de 0,10 %  
 iii) de l'azote dans une quantité de 0,05 à 0,30 %, de préférence de 0,05 à 0,25 %, peut être ajouté intentionnellement à l'alliage.  
 25 Ainsi, suivant l'invention, un alliage ayant une composition telle que mentionnée ci-dessus est, après façonnage à chaud, soumis à un traitement de mise en solution solide à une température comprise entre la température limite inférieure ( $^{\circ}C$ ) définie par la formule empirique suivante :  
 $260 \log C(\%) + 1300$  et la température limite supérieure ( $^{\circ}C$ ) définie par la formule empirique suivante :  $16Mo(\%) + 10W(\%) + 10Cr(\%) + 777$  pendant une durée ne dépassant pas 2 heures pour dissoudre les carbures présents, puis soumis à un écrouissage avec une diminution d'épaisseur de 10 à 60 %.  
 35 Selon une autre forme de réalisation de la présente

invention, l'alliage est soumis à un façonnage à chaud avec une diminution d'épaisseur de 10 % ou plus pour la gamme de température ne dépassant pas sa température de recristallisation ; puis l'alliage résultant est soumis à un traitement de mise en solution solide à une température comprise entre la température limite inférieure (°C) définie par la formule empirique suivante :

$$260 \log C(\%) + 1300$$

et la température limite supérieure (°C) définie par la formule empirique suivante :

$$16\text{Mo}(\%) + 10\text{W}(\%) + 10\text{Cr}(\%) + 777$$

pendant une durée ne dépassant pas 2 heures, et l'alliage ainsi traité thermiquement est soumis à un écrouissage avec une réduction d'épaisseur de 10 à 60 %. De préférence, avant le façonnage à chaud, l'alliage peut être soumis à un traitement de mise en solution solide à une température de 1050 à 1250 °C.

Selon encore une forme de réalisation, l'alliage est soumis à un façonnage à chaud avec une diminution d'épaisseur de 10 % ou plus pour la gamme de température ne dépassant pas 1 000 °C, la température de finissage étant de 800 °C ou plus, puis l'alliage est soumis à un écrouissage avec une diminution d'épaisseur de 10 à 60 %. De préférence, avant le façonnage à chaud, l'alliage peut être soumis à un traitement de mise en solution solide à une température comprise entre 1050 et 1 250 °C.

Par conséquent, selon un aspect large, la présente invention réside dans un procédé de fabrication de chemisages et de tubes de puits profonds de grande résistance mécanique et doués d'une meilleure résistance à une fissuration par corrosion sous tension, comprenant la préparation d'un alliage ayant la composition suivante :

C	: $\leq 0,05 \%$	Si	: $\leq 1,0 \%$
Mn	: $\leq 2,0 \%$	P	: $\leq 0,030 \%$
S	: $\leq 0,005 \%$	N	: 0 à 0,30 %
35	Ni : 25 à 60 %	Cr	: 15 à 35 %
	Mo : 0 à 12 %	W	: 0 à 24 %

$$\text{Cr}(\%) + 10\text{Mo}(\%) + 5\text{W}(\%) \geq 50\%$$

$$1,5\% \leq \text{Mo}(\%) + 1/2\text{W}(\%) \leq 12\%$$

$$\text{Cu} : 0 \text{ à } 2,0\% \quad \text{Co} : 0 \text{ à } 2,0\%$$

$$\text{Terres rares} : 0 \text{ à } 0,10\% \quad \text{Y} : 0 \text{ à } 0,20\%$$

$$5 \quad \text{Mg} : 0 \text{ à } 0,10\% \quad \text{Ti} : 0 \text{ à } 0,5\%$$

$$\text{Ca} : 0 \text{ à } 0,10\%$$

Fe et impuretés occasionnelles : le reste ;

l'application à l'alliage, après façonnage à chaud, du traitement de mise en solution solide à une température comprise entre la température limite inférieure ( $^{\circ}\text{C}$ ) définie par la formule empirique suivante :  $260 \log \text{C}(\%) + 1300$  et la température limite supérieure ( $^{\circ}\text{C}$ ) définie par la formule empirique suivante :  $16\text{Mo}(\%) + 10\text{W}(\%) + 10\text{Cr}(\%) + 777$  pendant une durée ne dépassant pas 2 heures ; et l'application d'un écrouissage à l'alliage résultant avec une diminution d'épaisseur de 10 à 60 %.

Selon une autre forme de réalisation, le procédé de la présente invention consiste à appliquer un façonnage à chaud à l'alliage avant le traitement de mise en solution solide avec une diminution d'épaisseur de 10 % ou plus pour la gamme de température non supérieure à sa température de recristallisation, puis l'application dudit traitement de mise en solution solide et de l'écrouissage de la même manière. De préférence, avant le façonnage à chaud, l'alliage peut être soumis à un chauffage à une température de 1050 à 1250  $^{\circ}\text{C}$ .

Selon encore une autre forme de réalisation, le procédé de la présente invention consiste à appliquer un façonnage à chaud à l'alliage avec une diminution d'épaisseur de 10 % ou plus pour la gamme de température non supérieure à 1 000  $^{\circ}\text{C}$ , la température de finissage étant de 800  $^{\circ}\text{C}$  ou plus, et à appliquer l'écrouissage à l'alliage écoutou résultant avec une réduction d'épaisseur de 10 à 60 %. De préférence, avant le façonnage à chaud ou l'écrouissage, on peut appliquer un traitement de mise en solution solide. A cet égard, le traitement de mise en solution solide à effectuer à une température comprise entre la température limite inférieure ( $^{\circ}\text{C}$ ) définie

par la formule empirique suivante :  $260 \log C(\%) + 1300$  et la température limite supérieure ( $^{\circ}\text{C}$ ) définie par la formule empirique suivante :  $16\text{Mo}(\%) + 10\text{W}(\%) + 10\text{Cr}(\%) + 777$  pendant une durée ne dépassant pas 2 heures, doit être appliquée avant 5 l'écrouissage lorsqu'on utilise un tel traitement de mise en solution solide.

On va maintenant décrire les raisons pour lesquelles la composition d'alliage suivant l'invention est telle que définie ci-dessus :

10 - Carbone (C) :

Plus faible est la teneur en C, moindre est la précipitation des carbures. En conséquence, lorsque la teneur en C est faible, il est possible d'abaisser le niveau de la température de chauffage avant le façonnage à chaud à un point 15 tel qu'on peut s'attendre à une forte augmentation de la résistance mécanique après l'écrouissage. Il est avantageux de maintenir la teneur en C aussi faible que possible. A ce sujet, lorsque la teneur en carbone est supérieure à 0,05 %, l'alliage est assez susceptible de subir une fissuration par corrosion 20 sous tension. Sa limite supérieure est de 0,05 %.

- Silicium (Si) :

Si est un élément nécessaire en tant qu'agent désoxydant. Cependant, lorsqu'il est présent dans une quantité supérieure à 1,0 %, l'aptitude au façonnage à chaud de l'alliage 25 résultant se détériore. La limite supérieure du silicium est définie comme étant 1,0 %.

- Manganèse (Mn) :

Mn est également un agent désoxydant, comme Si. Il est à noter que l'addition de Mn n'a pratiquement aucun effet 30 sur la résistance à la fissuration par stress-corrosion. Ainsi, la limite supérieure de cet élément a été ramenée à 2,0 %.

- Phosphore (P) :

P est présent dans l'alliage en tant qu'impureté. La présence de P dans une quantité supérieure à 0,030 % 35 conduit à une tendance à la fragilisation par l'hydrogène de l'alliage résultant. Par conséquent, la limite supérieure de

P est définie comme étant 0,030 %, de sorte que la tendance à la fragilisation par l'hydrogène peut être maintenue à un niveau inférieur. Il est à noter que lorsque la teneur en P est réduite au-delà de 0,003 %, la tendance à la fragilisation par l'hydrogène est considérablement améliorée. Par conséquent, il est extrêmement souhaitable de réduire la teneur en P à 0,003 % ou moins lorsqu'on désire obtenir un alliage présentant une résistance remarquablement améliorée à la fragilisation par l'hydrogène.

10 - Soufre (S) :

Lorsque la quantité de S, qui est présent dans l'acier en tant qu'impureté occasionnelle, est supérieure à 0,005 %, l'aptitude au façonnage à chaud se détériore. Ainsi, la quantité de S dans l'alliage est limitée à pas plus de 0,005 % afin d'empêcher la détérioration de l'aptitude au façonnage à chaud. Lorsque la quantité de S est réduite à 0,0007% ou moins, l'aptitude au façonnage à chaud est considérablement améliorée. Par conséquent, lorsque l'on désire effectuer un façonnage à chaud dans des conditions sévères, il est souhaitable de réduire la teneur en S à 0,0007% ou moins.

- Nickel (Ni) :

Le nickel améliore la résistance à la fissuration par stress-corrosion. Lorsque l'on ajoute du nickel dans une quantité inférieure à 25 %, cependant, il est impossible d'obtenir un degré suffisant de résistance à la fissuration par stress-corrosion. Par ailleurs, lorsqu'on l'ajoute dans une quantité supérieure à 60 %, la résistance à la fissuration par stress-corrosion ne peut pas être encore améliorée. Par conséquent, dans un but d'économie du matériau, la teneur en nickel est limitée à 25 à 60 % dans son aspect large. La teneur en nickel est de préférence comprise entre 40 et 60 %, afin d'améliorer encore la ténacité.

- Aluminium (Al) :

Al, comme Si et Mn, est un agent désoxydant. En outre, puisque Al ne possède aucun effet défavorable sur les propriétés de l'alliage, on peut autoriser la présence d'Al,

en tant qu'Al en solution, dans une quantité allant jusqu'à 0,5 %.

- Chrome (Cr) :

Cr améliore la résistance à la corrosion sous tension en présence de Ni, Mo et W. Cependant, une quantité de Cr inférieure à 15 % ne contribue pas à améliorer l'aptitude au façonnage à chaud, et il est nécessaire d'ajouter d'autres éléments tels que Mo et W afin de maintenir un niveau désiré de résistance à la fissuration par stress-corrosion. D'un point de vue économique, par conséquent, il n'est pas souhaitable de réduire autant la quantité de Cr. La limite inférieure de la teneur en Cr est définie comme étant 15 %. D'un autre côté, lorsque l'on ajoute Cr dans une quantité supérieure à 35 %, l'aptitude au façonnage à chaud se détériore, même lorsque la quantité de S est réduite à moins de 0,0007 %.

- Molybdène (Mo) et Tungstène (W) :

Comme déjà mentionné, ces deux éléments améliorent la résistance à la fissuration par stress-corrosion en présence de Ni et Cr. Cependant, de façon générale, lorsque Mo et W sont respectivement ajoutés dans des quantités supérieure à 12% et supérieure à 24%, les propriétés de résistance à la corrosion ne peuvent plus être améliorées dans l'environnement  $H_2S-CO_2-Cl^-$ . Plus particulièrement, l'addition de Mo et W dans des proportions supérieures à 12 % et 24 % respectivement n'apporte pas d'amélioration supplémentaire à une température de 200 °C ou plus ; supérieures à 8 % et 16 %, respectivement, à une température de 200 °C ou inférieure ; et supérieures à 4 % et 8 %, respectivement, à une température de 150 °C ou moins. En conséquence, en considérant l'économie de matière, Mo peut être ajouté dans une proportion ne dépassant pas 12 %, ou inférieure à 8 %, ou inférieure à 4 %, et W peut être ajouté dans une proportion ne dépassant pas 24 %, ou inférieure à 16 %, ou inférieure à 8 %, selon la sévérité du milieu corrosif dans lequel les chemisages et/ou les tubes produits selon la présente invention sont utilisés.

En ce qui concerne la teneur en Mo et W, la Deman-

deresse a introduit l'équation :  $Mo(\%) + 1/2W(\%)$ . Ceci est dû au fait que, puisque le poids atomique de W est deux fois le poids atomique de Mo, Mo est deux fois plus efficace que W en ce qui concerne l'amélioration de la résistance à la fissuration par stress-corrosion.

5 Lorsque la valeur de cette équation est inférieure à 8 %, il est impossible d'obtenir le niveau désiré de résistance à la fissuration par stress-corrosion, en particulier à une température de 200 °C ou plus dans l'environnement sévère.

10 D'un autre côté, lorsque la valeur est supérieure à 12 %, ceci signifie qu'un excès de Mo ou W a été ajouté, et ceci n'est pas avantageux du point de vue économique.

15 Lorsque la valeur de cette équation est inférieure à 4,0 %, il est impossible d'obtenir le degré désiré de résistance à une fissuration par corrosion sous tension à une température de 200 °C ou inférieure dans le milieu sévère. D'autre part, lorsque la valeur n'est pas inférieure à 8 %, ceci signifie qu'un excès de Mo et W a été ajouté, et ceci n'est pas avantageux du point de vue économique dans un tel milieu sévère

20 à une température de 200 °C ou moins.

25 Lorsque la valeur de cette équation est inférieure à 1,5 %, il est impossible d'obtenir le degré désiré de résistance à une fissuration par corrosion sous tension à une température de 150 °C ou inférieure dans le milieu sévère. D'autre part, lorsque la valeur est supérieure à 4,0 %, ceci signifie qu'un excès de Mo ou W a été ajouté, et ceci n'est pas avantageux du point de vue économique dans un tel milieu corrosif à une température de 150 °C ou moins.

- Azote (N) :

30 Lorsque N est ajouté intentionnellement à l'alliage, cet élément améliore la résistance mécanique de l'alliage résultant en raison du durcissement en solution solide, sans diminuer la résistance à la fissuration par corrosion sous tension. Lorsque la teneur en N est inférieure à 0,05 %, il ne confère pas à l'alliage un niveau désiré de résistance mécanique. D'un autre côté, il est assez difficile de préparer la

masse fondu et le lingot de l'alliage si N est ajouté dans une quantité supérieure à 0,30 %. Ainsi, suivant l'invention, la teneur en N, lorsqu'on ajoute cet élément, est définie comme comprise entre 0,05 et 0,30 %, de préférence entre 0,05 et

5 0,25 %.

- Cuivre (Cu) et Cobalt (Co) :

Cu et Co améliorent la résistance à la corrosion de l'alliage utilisé suivant l'invention. Par conséquent, on peut ajouter Cu et/ou Co lorsque l'on désire obtenir une résistance à la corrosion particulièrement élevée. Cependant, l'addition de Cu dans une quantité supérieure à 2,0 % tend à diminuer l'aptitude au façonnage à chaud. L'addition de Co dans une proportion supérieure à 2,0 % n'apporte pas d'amélioration supplémentaire. La limite supérieure de chacun de ces éléments

15 est 2,0 %.

- Terres rares, Y, Mg, Ti et Ca :

Tous ces éléments améliorent l'aptitude au façonnage à chaud. Par conséquent, lorsque l'on doit soumettre l'alliage à un façonnage à chaud sévère, il est souhaitable d'incorporer dans l'alliage au moins un de ces éléments. Cependant, lorsque l'on ajoute des terres rares dans une quantité supérieure à 0,10 %, ou bien Y dans une quantité supérieure à 0,20 %, ou bien Mg dans une quantité supérieure à 0,10 %, ou bien Ti dans une quantité supérieure à 0,5 %, ou bien Ca dans une quantité supérieure à 0,10 %, il n'y a aucune amélioration notable de l'aptitude au façonnage à chaud. Au contraire, on observe parfois une détérioration de l'aptitude au façonnage à chaud.

Ainsi, l'addition de ces éléments est limitée à pas plus de 0,10 % pour les terres rares, à 0,20 % pour Y, 30 à 0,10 % pour Mg, à 0,5 % pour Ti et à 0,10 % pour Ca.

Par ailleurs, suivant l'invention, les teneurs en Cr, Mo et W sont également liées par l'équation suivante :

$$\text{Cr}(\%) + 10\text{Mo}(\%) + 5\text{W}(\%)$$

Les Fig. 3 à 7 montrent la relation entre Cr(%) + 35 10Mo(%) + 5W(%) et Ni(%) en ce qui concerne la résistance à la fissuration par stress-corrosion dans des conditions corro-

sives sévères.

Afin d'obtenir les données indiquées à la Fig. 1, on a préparé, coulé, forgé et laminé à chaud une série d'alliages Cr-Ni-Mo, Cr-Ni-W et Cr-Ni-Mo-W dans chacun desquels 5 on a fait varier les proportions de Cr, Ni, Mo et W, afin de réaliser des plaques d'alliage de 7 mm d'épaisseur. Les plaques résultantes ont été alors soumises à un traitement de mise en solution solide à 1000 °C pendant 30 minutes, et refroidies à l'eau. Après la fin du traitement de mise en solution solide, 10 on a effectué un écrouissage avec une réduction d'épaisseur de 22%, afin d'améliorer sa résistance mécanique. Des spécimens (épaisseur 2 mm x largeur 10 mm x longueur 75 mm) ont été découpés dans la feuille laminée à froid dans la direction perpendiculaire à la direction de laminage.

15 Chacun de ces spécimens a été maintenu sur un bâti du type poutre à trois points de support tel que représenté sur la Fig.4. Ainsi, le spécimen S sous tension, à un niveau de contrainte de traction correspondant à la limite élastique à 0,2 % d'hystérésis (ou de déviation résiduelle), a été soumis 20 à l'essai de fissuration par stress-corrosion. C'est ainsi que le spécimen et le bâti ont été immersés dans une solution à 20 % de NaCl (température du bain 150 °C) saturée en  $H_2S$  et en  $CO_2$  à une pression de 10 atm, respectivement, pendant 1 000 heures.

25 Après immersion pendant 1 000 heures, on a examiné visuellement l'apparition de la fissuration. Les données résultantes indiquent qu'il existe une relation définie, comme présenté à la Fig. 1, entre la teneur en Ni(%) et l'équation :  $Cr(%) + 10Mo(%) + 5W(%)$ , qui est un paramètre conçu pour la 30 première fois par la Demanderesse, en ce qui concerne la résistance à la fissuration par stress-corrosion.

Le mode opératoire ci-dessus a été répété à l'exception de ce qui suit :

35 Ladite série d'alliages a été préparée, coulée, et forgée pour donner des brames de 50 mm d'épaisseur, qui ont ensuite été laminées à chaud à 1 200 °C. L'épaisseur de la bra-

me a été réduite à 10 mm tandis que la température a été abaissée à 1 000 °C. A ce moment, il ne se produit généralement pas de recristallisation. Ensuite, les brames ont encore été laminées à chaud à une épaisseur de 7 mm avec une réduction d'épaisseur de 30 % à des températures de 1 000 °C ou moins pour donner des plaques laminées à chaud de 7 mm d'épaisseur. La température du bain de ladite solution de NaCl à 20 % était de 200 °C. Les résultats obtenus sont récapitulés sur la Fig. 2.

Ensuite, ce laminage à chaud des brames a été effectué avec une réduction d'épaisseur de 30 % dans la gamme de température de 1 000 à 900 °C, qui était la température de finissage du laminage à chaud. La température du bain de ladite solution à 22 % de NaCl était de 300 °C. Les résultats obtenus sont récapitulés à la figure 3.

Aux Fig. 1 à 3, le symbole "O" représente le cas où il ne s'est produit aucune fissuration notable, tandis que le symbole "X" indique l'apparition d'une fissuration. Comme on le voit d'après les données indiquées aux Fig. 1 à 3, les articles en alliage fabriqués selon la présente invention ont une bien meilleure résistance à la fissuration par corrosion sous tension dans des conditions sévères.

L'alliage à utiliser suivant l'invention peut comprendre, en tant qu'impuretés occasionnelles, B, Sn, Pb, Zn, etc., chacun dans une quantité inférieure à 0,1 %, sans conduire à aucun effet défavorable sur les propriétés de l'alliage.

Selon un premier aspect de la présente invention, les carbures sont complètement dissous en maintenant l'alliage à une température comprise entre la température limite inférieure (°C) définie par la formule :  $260 \log C(\%) + 1300$  et la température limite supérieure (°C) définie par la formule :  $16Mo(\%) + 10W(\%) + 10Cr(\%) + 777$  pendant une durée de 2 heures ou moins. Ces formules ont été déterminées empiriquement sur la base des résultats obtenus après un certain nombre d'essais. Lorsque la température est inférieure à ladite température limite inférieure, il est impossible de dissoudre complètement les carbures, et une quantité notable de carbures restent à l'é-

tat non dissous, ce qui rend l'alliage plus susceptible d'une fissuration par corrosion sous tension. Par ailleurs, lorsque la température est supérieure à la température limite supérieure ou que la durée de séjour est supérieure à 2 heures, les 5 grains cristallins deviennent plus grossiers, et il est impossible de parvenir à un degré souhaitable de résistance mécanique par l'écrouissage consécutif. En conséquence, selon la présente invention, la température du traitement de mise en solution solide et le temps de séjour de ce traitement ont été dé- 10 finis comme ci-dessus.

Comme on l'a déjà mentionné ci-dessus, la présente invention utilise un écrouissage après le traitement de mise en solution solide afin d'augmenter le degré de résistance de l'alliage. Cependant, lorsque la diminution d'épaisseur dans 15 l'écrouissage est inférieure à 10 %, on ne peut pas obtenir le degré désiré de résistance mécanique. Par ailleurs, lorsque la diminution d'épaisseur est supérieure à 60 %, on constate un degré notable d'altération de la ductilité et de la ténacité. En conséquence, selon la présente invention, la réduction 20 d'épaisseur pendant l'écrouissage est fixée à la gamme de 10 à 60 %.

En outre, selon un autre aspect de la présente invention, on conduit le façonnage à chaud avec une réduction d'épaisseur de 10 % ou plus pour la zone de température du 25 point de recristallisation ou au-dessous. Lorsque la réduction d'épaisseur est inférieure à 10 %, il n'est pas possible d'obtenir une quantité suffisante de grains fins cristallins recristallisés, qui sont essentiels pour obtenir des chemisages et des tubes ayant le degré désiré de résistance mécanique et 30 de ductilité dans le traitement thermique consécutif. De préférence, un préchauffage à une température de 1050 à 1250 °C est appliqué avant le façonnage à chaud. Lorsque la température est inférieure à 1050 °C, la résistance de l'alliage à la déformation est encore grande, et il est assez difficile d'effectuer 35 le travail. En outre, une quantité importante de composés intermétalliques et de carbures reste à l'état non dissoute, ce

qui provoque une diminution de la ténacité et de la résistance à la corrosion de l'alliage. Par contre, lorsque la température est supérieure à 1250 °C, la déformation dans le façonnage à chaud est si fortement diminuée qu'il est assez difficile d'appliquer ce façonnage à chaud.

Dans un mode de réalisation préféré, l'alliage est façonné à chaud avec une réduction d'épaisseur de 10 % ou plus pour la plage de température comprise entre le point de recristallisation, généralement environ 1 000 °C, et la température de finissage, qui est de 800 °C ou plus. Lorsque la température de finissage est inférieure à 800 °C, les carbures tendent à précipiter pendant le façonnage à chaud, ce qui altère la résistance à la corrosion.

Le façonnage à chaud peut être suivi par le traitement thermique, c'est-à-dire le traitement de mise en solution solide déjà décrit en détail ci-dessus.

Ainsi, selon la présente invention, il est possible de fabriquer des chemisages, des tubes et des tiges de forage, etc., pour puits profonds, ayant par exemple une limite élastique à 0,2 % d'hystéresis de  $785 \text{ N/mm}^2$ , de préférence de  $834 \text{ N/mm}^2$  ou plus, ainsi qu'une bonne ductilité et une bonne ténacité, et qui ont une excellente résistance à la fissuration par corrosion sous tension, par une combinaison des compositions d'alliage et des conditions de fabrication indiquées.

#### 25 Exemples :

Des alliages fondus ayant chacun les compositions d'alliage respectives indiquées dans les tableaux ci-dessous ont été préparés en utilisant une combinaison d'un four classique à arc électrique, d'un four de décarburation à l'argon et à l'oxygène lorsqu'il est nécessaire d'effectuer une désulfuration et une addition d'azote, et d'un four de refusion sous laitier électro-conducteur lorsqu'il est nécessaire d'effectuer une déphosphoration. L'alliage fondu ainsi préparé a alors été coulé sous la forme d'un lingot rond ayant un diamètre de 500mm, lingot sur lequel on a effectué un forgeage à chaud à une température de 1200 °C pour former une billette ayant un diamètre

de 150 mm.

Pendant le forgeage à chaud, on a examiné visuellement la billette en ce qui concerne la formation de fissures, dans le but d'évaluer l'aptitude au façonnage à chaud de l'alliage. La billette a ensuite été soumise à une extrusion à chaud pour obtenir un tuyau ayant une dimension de 60 mm de diamètre x 4 mm d'épaisseur de paroi, et le tuyau ainsi obtenu a alors été soumis à un écrouissage. Les conditions de fabrication sont également résumées dans les Tableaux suivants.

Ainsi, des tuyaux constitués d'un alliage suivant l'invention, des tuyaux comparatifs dans lesquels certains éléments d'alliage se trouvent en dehors de la plage suivant l'invention, et des tuyaux classiques ont été réalisés. Les alliages classiques N°s 1 à 4 correspondent à SUS 316(JIS), SUS 310 S(JIS), Incoloy 800 et SUS 329 J1(JIS), respectivement.

Un spécimen annulaire de 20 mm de long a été découpé dans chacun de ces tuyaux, puis une partie de la longueur circonférentielle de l'anneau correspondant à un angle de 60° a été éliminée par découpage, comme représenté à la Fig. 5. Le spécimen d'essai ainsi obtenu a été mis sous tension sur sa surface à un niveau de contrainte de traction correspondant à la limite élastique à 0,2 % d'hystérésis, au moyen d'un boulon traversant les parties de paroi opposées de l'anneau. Le spécimen et le boulon ont été immersés dans une solution à 20 % de NaCl (température du bain 150 °C, 200 °C, 300 °C), pendant 1 000 heures. La solution a été maintenue en équilibre avec une atmosphère dans laquelle la pression partielle de  $H_2S$  est 0,1 atm, ou 1 atm, ou 15 atm, et la pression partielle de  $CO_2$  10 atm. Après avoir terminé l'essai de fissuration par stress-corrosion dans ladite solution de NaCl, on a déterminé si une fissuration par stress-corrosion était ou non apparue. Les résultats des essais sont résumés dans les tableaux ci-dessous, en même temps que les résultats d'essais de fissuration par façonnage à chaud pendant le forgeage à chaud et que des données expérimentales de propriétés mécaniques. Dans les tableaux ci-dessous, dans chaque colonne, le symbole "O" indique le cas

où on n'a pas observé de fissuration, tandis que le symbole "X" représente le cas où une fissuration s'est produite.

Comme on le voit d'après les données expérimentales, les tuyaux comparatifs ne répondent aux exigences pour 5 aucune des propriétés d'aptitude au façonnage à chaud, de résistance mécanique et de résistance à la fissuration par stress-corrosion. Par contre, les tuyaux constitués d'un alliage suivant l'invention sont satisfaisants en ce qui concerne toutes ces propriétés. C'est-à-dire que les tuyaux constitués d'un 10 alliage suivant l'invention possèdent un niveau désiré de résistance mécanique et de résistance à la fissuration par stress-corrosion ainsi qu'une aptitude satisfaisante au façonnage à chaud, et, en ce qui concerne ces propriétés, elles sont également supérieures à celles des tuyaux classiques constitués d'alliages classiques. 15

TABLEAU I

Alliag- ge N°	Composition d'alliage ( % en poids )								trai- tement mis en solution solide	réduc- tion d'épais- seur (%)		
	C	Si	Mn	P	Al	Si sol.	Ni	Cr	Mo	W	Autres	
1												900
2	0,02	0,24	0,59	0,017	0,001	0,14	50,6	25,3	3,7	-	(N:0,026)	-
3												1050
4	0,02	0,15	0,75	0,014	0,002	0,19	35,9	24,9	2,9	-	(N:0,021)	-
5	0,01	0,25	0,88	0,016	0,002	0,23	59,3	25,0	3,1	-	(N:0,028)	-
6	0,01	0,18	0,91	0,013	0,001	0,21	40,2	23,2	3,3	-	(N:0,023)	-
7	0,008	0,10	0,86	0,030	0,003	0,19	39,8	34,5	2,7	-	(N:0,018)	-
8	0,03	0,31	0,97	0,019	0,001	0,21	36,7	34,7	1,6	-	(N:0,026)	-
9	0,02	0,52	0,69	0,008	0,001	0,17	45,2	30,5	3,9	-	(N:0,023)	-
10	0,01	0,38	0,82	0,019	0,002	0,39	50,6	23,8	1,5	2,8	(N:0,020)	-
11	0,02	0,11	0,71	0,015	0,0005	0,09	51,3	34,8	-	3,1	(N:0,024)	-
12	0,01	0,07	0,69	0,015	0,002	0,24	56,5	25,5	-	7,7	(N:0,023)	-
13	0,02	0,23	0,77	0,014	0,001	0,20	57,2	29,6	2,4	-	Cu:1,9 (N:0,024)	-
14	0,02	0,22	0,81	0,017	0,001	0,18	51,3	28,2	2,6	1,2	Cu:0,5,Co:1,7 (N:0,021)	-
15	0,01	0,35	1,76	0,003	0,002	0,43	49,8	28,7	3,0	0,4	La+Ce:0,023 (N:0,022)	1,0
16	0,01	0,15	0,92	0,011	0,001	0,36	47,2	30,1	2,5	-	Y:0,043 (N:0,019)	-
17	0,02	0,22	0,72	0,024	0,0003	0,18	49,6	31,2	2,1	-	Mg:0,016 (N:0,022)	1050
18	0,02	0,34	0,98	0,012	0,001	0,27	41,3	30,4	2,6	-	Ca:0,025,Co:1,6 (N:0,016)	-
19	0,01	0,17	0,93	0,027	0,002	0,10	49,6	29,6	2,9	-	Ti:0,39 (N:0,019)	-
20	0,01	0,14	0,86	0,021	0,001	0,16	47,2	28,7	3,3	-	Y:0,028,Mg:0,019 (N:0,018)	-

22

TABLEAU I (Suite)

Pré- sente- Inven- tion	21	0,02	0,17	0,98	0,003	0,003	0,27	49,2	25,3	3,8	-	Ti:0,08 (N:0,017)
	22	0,01	0,09	0,72	0,016	0,001	0,09	48,6	24,6	2,7	-	Cu:1,6,Ca:0,036 (N:0,025)
	23	0,01	0,11	0,76	0,025	0,001	0,14	40,3	23,6	3,0	-	Cu:1,7,Co:1,4,Y:0,046, Mg:0,009 (N:0,24)
	24	0,008	0,35	0,69	0,021	0,002	0,12	41,2	27,2	2,3	-	N:0,25
	25	0,02	0,27	0,91	0,019	0,001	0,15	46,7	29,6	2,6	-	N:0,16,Cu:1,3
	26	0,01	0,15	1,33	0,016	0,0009	0,35	55,6	31,3	3,3	1,0	N:0,18,Y:0,038
	27	0,01	0,19	0,86	0,018	0,002	0,19	57,2	27,7	2,7	-	N:0,12,Mg:0,016
	28	0,01	0,13	0,92	0,026	0,0008	0,21	53,3	29,6	2,8	-	N:0,10,Ta,Ce:0,027, Ti:0,13
	29	0,02	0,22	0,84	0,027	0,001	0,23	56,2	25,6	3,5	-	N:0,09,Cu:1,3,Co:0,9, Y:0,031,Mg:0,010
Comparati- tif.	1	0,02	0,26	0,75	0,018	0,002	0,26	33,8*	27,3	3,1	-	(N:0,017)
	2	0,01	0,35	0,88	0,026	0,009*	0,20	46,3	37,0*	2,6	0,4	(N:0,016)
	3	0,03	0,17	0,49	0,019	0,003	0,17	38,2	29,2	1,4*	-	(N:0,022)
	4	0,02	0,13	0,83	0,018	0,001	0,16	45,3	23,5	-	2,8*	- (N:0,019)
	5											1,0
Classifi- que	6	0,02	0,21	0,79	0,017	0,002	0,14	41,6	25,2	2,0	-	(N:0,025)
	7											1,100*
	8											1,000
	1	0,04	0,52	1,41	0,027	0,011	0,01	12,8	17,2	2,4	-	Cu:0,1 (N:0,020)
	2	0,05	0,50	1,29	0,028	0,012	-	20,4	25,2	-	-	(N:0,014)
	3	0,05	0,52	1,10	0,016	0,008	0,32	31,8	20,5	-	-	Ti:0,26 (N:0,035)
	4	0,04	0,49	0,82	0,025	0,010	-	5,4	25,4	2,2	-	(N:0,027)
												1,050
NOTE:	* en dehors de l'intervalle suivant l'invention.											
	Les quantités d'azote entre parenthèses correspondent à N en tant qu'impureté.											

5\*  
65\*  
22  
1,0  
1,000  
1,100\*

TABLEAU 2

Présenta- tion	Inven- tion	Allia- ge No.	Fissura- tion pen- dant le forgeage à chaud			Fissuration sous H <sub>2</sub> S-10 pen- atm CO <sub>2</sub> , dans 20%NaCl à 150°C			Limité élas- tique à 0,2% d'hystérisis			Résistan- ce à la traction (N/mm <sup>2</sup> )			Allongement (%)	Réduc- tion de section (%)	Résistance aux chocs (kg.m/cm <sup>2</sup> à 0°C)
			H <sub>2</sub> S 0,1 atm	H <sub>2</sub> S 1 atm	H <sub>2</sub> S 15 atm	H <sub>2</sub> S 0,1 atm	H <sub>2</sub> S 1 atm	H <sub>2</sub> S 15 atm	792,6	826,0	12	53	5,6				
1	1	1				966,3	993,8	13	66	66	13,4						
	2	2				1219,4	1266,5	11	61	61	8,6						
	3	3				820,1	850,5	16	77	77	18,9						
	4	4				835,8	874,1	18	79	79	21,3						
	5	5				825,0	846,6	16	78	78	20,4						
	6	6				848,6	887,8	15	73	73	18,6						
	7	7				915,3	955,5	13	68	68	14,2						
	8	8				860,3	894,7	17	79	79	22,9						
	9	9				874,1	925,1	15	72	72	18,0						
	10	10	0	0	0	932,9	975,1	15	70	70	13,6						
	11	11				813,2	862,3	17	75	75	16,8						
	12	12				820,1	876,0	21	80	80	24,1						
	13	13				881,9	924,1	14	70	70	19,5						
	14	14				866,2	918,2	15	72	72	20,8						
	15	15				849,5	885,8	17	78	78	21,4						
	16	16				836,8	869,2	16	73	73	16,0						
	17	17				878,0	901,5	13	76	76	17,7						
	18	18				846,6	880,0	16	75	75	17,6						
	19	19				820,1	852,5	16	79	79	24,3						

TABLEAU 2 (Suite)

Présen-	21		335,6	370,1	79	22,3
te	22		820,1	355,4	75	18,4
Inver-	23		982,0	984,9	79	25,0
tion	24	0	0	1041,8	1076,2	16,9
	25	0	0	1017,3	1050,7	16,4
	26			983,0	1037,9	14
	27			909,4	959,4	76
	28			933,9	965,3	75
	29			820,1	860,3	68
	1				18	68
	2	X	-	X	837,8	13
	3		-	-	-	81
	4		O	767,1	810,3	14
Com-	5	O	X	752,4	780,9	72
para-	6			954,5	996,7	75
tif	7		O	748,5	781,9	32
	8	O		474,8	747,5	81
	1			129,0	1328,3	27
	2	X	X		6	80
Clas-	3		O	697,5	714,2	28
sique	4			704,4	733,8	16
				721,0	735,7	81
				884,9	899,6	82
					14	73
					17,7	17,7

NOTE: Les N°s d'alliages correspondent à ceux du Tableau 1.

TABLEAU 3

Allia- ge No.	Composition d'alliage ( % en poids)							Durée (h)	Réduc- tion d'épais- seur (%)		
	C	Si	Mn	P	S	Al (sol.)	Ni	Cr	Mo	W	autres
1	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
2	0,01	0,17	0,76	0,012	0,002	0,17	51,3	24,6	5,9	-	(N:0,021)
3	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
4	0,02	0,19	0,81	0,015	0,001	0,20	25,8	5,3	-	(N:0,018)	-
5	0,008	0,17	0,64	0,014	0,002	0,14	59,1	25,4	5,6	-	(N:0,026)
6	0,01	0,26	0,73	0,008	0,0002	0,22	30,4	23,0	5,7	-	(N:0,018)
7	0,01	0,08	0,46	0,017	0,001	0,43	29,6	29,1	6,1	-	(N:0,028)
8	0,01	0,19	0,86	0,012	0,002	0,26	31,5	29,3	4,2	-	(N:0,022)
9	0,02	0,22	0,71	0,011	0,001	0,18	32,6	25,5	7,9	-	(N:0,021)
Présen- te	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
10	0,02	0,14	0,94	0,017	0,001	0,16	40,5	22,9	3,1	6,4	(N:0,014)
11	0,01	0,16	0,83	0,003	0,0004	0,12	41,3	28,8	-	8,3	(N:0,022)
Inven- tion	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
12	0,01	0,06	0,90	0,021	0,002	0,36	50,6	25,2	-	15,4	(N:0,023)
13	0,02	0,11	0,94	0,013	0,002	0,20	50,8	29,2	5,6	-	Cu:1,9 (N:0,022)
14	0,005	0,19	0,81	0,016	0,001	0,14	30,5	28,1	5,2	2,6	Co:1,8 (N:0,017)
15	0,02	0,14	1,59	0,014	0,001	0,19	41,2	25,6	6,2	-	Y:0,038 (N:0,016)
16	0,008	0,22	0,98	0,021	0,001	0,16	56,8	29,0	5,9	-	Ti:0,34 (N:0,018)
17	0,01	0,23	0,82	0,024	0,001	0,20	59,3	28,3	6,6	-	Y:0,025, Mg:0,011 (N:0,021)

TABLEAU 3 ( Suite )

Allia- ge N°	Composition d'alliage ( % en poids )							Trai- tement de mise en solu- tion solide	Réduc- tion d'épais- seur (%)		
	C	Si	Mn	P	S	Al (sol.)	Ni	Cr	Mo	W	autres
18	0,02	0,11	0,69	0,014	0,001	0,14	47,1	24,6	6,7	-	La:Ce:0,016,Ca:0,031, Ti:0,10 (N:0,014)
19	0,01	0,22	0,96	0,013	0,002	0,20	49,3	25,2	5,9	-	Cu:1,7,Ca:0,031 (N:0,023)
20	0,009	0,17	0,93	0,021	0,002	0,38	41,2	25,3	6,2	-	Cu:1,2,Co:0,9,Y:0,038 Mg:0,007 (N:0,019)
21	0,02	0,34	1,61	0,019	0,002	0,18	38,6	27,8	5,9	-	N:0,26
22	0,01	0,26	0,72	0,022	0,001	0,22	39,2	29,1	6,3	-	N:0,14,Cu:1,6
23	0,01	0,42	0,84	0,018	0,001	0,26	51,3	26,5	6,2	1,3	N:0,19,Y:0,037
24	0,02	0,18	0,83	0,022	0,002	0,27	56,2	23,2	7,3	-	N:0,10,Mg:0,014
25	0,02	0,22	0,81	0,020	0,0007	0,13	55,6	28,2	6,6	-	N:0,08,La+Ce:0,022, Ti:0,08
26	0,01	0,08	0,86	0,017	0,001	0,21	59,2	27,6	5,4	-	N:0,13,Cu:0,9,Co:1,3, Y:0,020,Mg:0,011
										1,0	
1	0,03	0,13	0,67	0,016	0,001	0,15	23,8*	25,6	5,8	1,2	- (N:0,024)
2	0,01	0,24	0,91	0,024	0,011*	0,26	46,3	31,5*	6,1	-	- (N:0,022)
3	0,02	0,15	0,78	0,012	0,003	0,14	40,2	27,2	3,7*	-	- (N:0,027)
4	0,01	0,22	0,81	0,018	0,002	0,27	35,6	26,3	-	7,4*	- (N:0,018)
5											760*
6	0,01	0,21	0,88	0,016	0,002	0,21	41,4	25,6	4,3	-	- (N:0,020)
7											1200*
8											1050
											5*
											65*

Remarque:

\* Hors de la plage de la présente invention.

Les quantités d'azote entre parenthèses correspondent à N en tant qu'impureté.

TABLEAU 4

N° Allia- ge	Fissuration sous $H_2S$ -10 à 20%NaCl dans $CO_2$ à 200°C			Limité élastique à 0,2% d'hystérosis (N/mm <sup>2</sup> )	Résistance à la traction (N/mm)	Allongement (%)	Réduction de section (%)	Résistance aux chocs (kg.m/cm <sup>2</sup> à 0°C)
	$H_2S$ 0,1 atm	$H_2S$ 1 atm	$H_2S$ 15 atm					
1				791,7	635,8	19	80	22,5
2				998,7	1041,8	14	75	15,4
3				1166,4	1205,6	12	68	17,7
4				920,2	975,1	10	39	17,5
5				961,4	1017,3	14	72	13,7
6				838,8	870,1	12	61	18,4
7				943,7	995,7	10	44	15,6
8				896,6	941,7	12	51	10,6
9				877,0	905,4	15	78	19,3
Pré- sente	0	0	0	834,8	869,2	15	79	20,6
Inven- tion	10	0	0	935,9	1005,5	10	43	15,2
	11			918,2	968,2	14	66	11,5
	12			847,6	907,4	19	76	19,1
	13			948,6	1000,6	10	38	15,4
	14			869,2	908,4	15	79	10,6
	15			844,6	913,3	19	75	14,2
	16			878,0	938,8	20	77	20,4
	17			928,0	973,1	14	68	13,4
	18			895,7	936,9	17	77	19,6
	19			877,0	905,5	15	78	16,3
	20							

TABLEAU 4 (suite)

21				1161,5	1229,2	8	37	15,4
22				1062,4	1120,3	10	42	17,6
23	0	0	0	994,7	1054,6	17	71	16,1
24				967,3	1012,4	12	75	16,9
25				942,7	999,6	15	72	14,4
26				963,3	1014,4	15	74	15,4
1			X	918,2	953,5	5	21	0,5
2	X	-	-	-	-	-	-	-
3	a		0	878,0	900,6	13	76	17,3
4				799,5	837,8	13	67	8,2
5	0	0	X	930,0	958,4	13	65	4,6
6				749,5	779,9	18	81	24,6
7			O	425,8	750,4	29	82	25,4
8				1339,1	1385,2	7	28	4,0

NOTE: Les N°s d'alliages correspondent à ceux du Tableau 3.

## T 1.3 L 1.1. U 5

2508930

N°	Alliag- ge	Composition d'alliage ( % en poids )							Traitement de mise en solu- tion solide temp. (°C)	Durée (h )	Réduc- tion d'épais- seur (%)				
		C	Si	Mn	P	S	Al. (sol.)	Ni	Cr	Mo	W	autres			
1													900	1,0	35
2	0,01	0,23	0,68	0,016	0,001	0,13	48,2	20,7	9,8	—	(N:0,027)	—	1100	1,0	60
3													900	1,0	35
4	0,03	0,33	0,92	0,022	0,002	0,16	31,2	20,4	9,6	—	(N:0,016)	—	1050	0,5	
5	0,02	0,21	0,76	0,007	0,001	0,22	59,5	19,8	10,2	—	(N:0,034)	—	1050	1,0	
6	0,01	0,12	0,92	0,016	0,0008	0,12	40,7	15,8	10,1	—	(N:0,019)	—	950	2,0	
7	0,01	0,09	0,76	0,003	0,001	0,14	41,2	29,4	10,6	—	(N:0,018)	—	1200	0,2	
8	0,02	0,07	0,68	0,021	0,0006	0,18	33,5	29,6	8,2	—	(N:0,024)	—	1100		
9	0,008	0,19	0,82	0,015	0,001	0,46	48,2	19,9	11,5	—	(N:0,017)	—	1000		
10	0,01	0,26	0,91	0,020	0,002	0,28	40,6	27,8	4,2	8,1	(N:0,019)	—	1100		
11	0,01	0,33	0,86	0,008	0,0005	0,12	46,2	28,7	—	16,7	(N:0,023)	—	1100		
12	0,02	0,08	0,70	0,022	0,001	0,14	50,5	16,4	—	23,1	(N:0,020)	—	1100		
13	0,02	0,20	0,82	0,016	0,001	0,18	51,3	17,2	9,3	—	Cu:1,8 (N:0,019)	—	1000		
14	0,006	0,34	1,68	0,015	0,002	0,33	56,6	20,5	11,2	2,7	Co:0,7 (N:0,028)	—	1000	1,0	
15	0,01	0,23	0,86	0,012	0,001	0,13	34,2	19,8	10,6	1,2	La+Ce:0,026 (N:0,014)	—	1100		
16	0,01	0,14	0,88	0,029	0,001	0,12	35,6	25,6	9,3	—	Y:0,042 (N:0,019)	—	1100		
17	0,02	0,14	0,98	0,020	0,001	0,28	56,3	29,0	10,7	—	Ti:0,43 (N:0,017)	—	1100		
18	0,01	0,28	0,92	0,022	0,001	0,16	50,5	28,6	11,6	—	Y:0,019, Mg:0,021 (N:0,016)	—	1100		

TABLEAU 5 (suite)

	19	0,01	0,17	0,73	0,012	0,002	0,15	37,6	20,6	10,3	-	La+Ce:0,024 Ca:0,022 Ti:0,13 (N:0,019)
	20	0,01	0,34	0,79	0,010	0,001	0,36	39,1	21,3	9,9	-	Cu:1,4 Ca:0,031 (N:0,024)
Présen- te Inven- tion	21	0,02	0,21	1,14	0,013	0,001	0,13	45,6	16,8	10,4	-	Cu:0,7 Co:1,6 Y:0,039 (N:0,017)
	22	0,02	0,23	0,87	0,018	0,002	0,14	48,2	17,6	9,6	-	Cu:0,7 Co:1,6 Y:0,039 (N:0,008)
	23	0,007	0,13	0,73	0,022	0,0005	0,25	50,6	25,2	10,3	-	N:0,27
	24	0,01	0,09	1,29	0,023	0,001	0,17	48,6	24,6	9,2	-	N:0,15 Cu:1,4
	25	0,02	0,26	0,67	0,019	0,001	0,18	55,6	23,5	11,1	-	N:0,21 Y:0,041
	26	0,01	0,24	0,79	0,017	0,002	0,27	58,2	22,5	9,2	0,8	N:0,13 Mg:0,015
	27	0,01	0,13	0,78	0,025	0,002	0,21	57,6	20,9	8,6	2,3	N:0,07 La+Ce:0,017 Ti:0,03
	1	0,02	0,17	0,75	0,024	0,003	0,26	28,8*	27,3	9,2	-	(N:0,021)
	2	0,02	0,27	0,86	0,018	0,010*	0,21	49,3	31,5*	8,6	-	(N:0,026)
	3	0,02	0,20	0,84	0,011	0,001	0,38	35,2	20,6	7,4*	-	(N:0,017)
Comparati- f	4	0,01	0,14	0,71	0,016	0,002	0,13	31,6	25,2	14,8*	-	(N:0,019)
	5										840*	
	6	0,02	0,17	0,76	0,012	0,002	0,21	41,6	20,6	7,5	-	(N:0,018)
	7										1200*	
	8										1050	
											5*	
											65*	

Remarque \* Hors de la plage de la présente invention.  
Les quantités d'azote entre parenthèses correspondent à N en tant qu'impureté.

TABLEAU 6

N°	Allia- ge	Fissuration sous $H_2S-10$ à 0°C dans $CO_2$			Limité élasti- que à 0,2% d'hystéresis	Résistance à la traction (N/mm <sup>2</sup> )	Allonge- ment (%)	Réduc- tion de section (%)	Résistance aux choc (kg.m/cm <sup>2</sup> à 0°C)
		$H_2S$ 0,1 atm	$H_2S$ 1 atm	$H_2S$ 15 atm					
1					843,7	894,7	16	61	12,4
2					976,1	1025,1	16	73	9,7
3					1207,6	1264,5	11	67	9,0
4					869,2	931,0	11	49	5,1
5					877,0	952,6	19	78	20,2
6					877,0	941,8	16	74	14,1
7					862,3	928,0	18	72	16,9
8	Pré- sente	0	0	0	851,5	915,3	18	69	13,6
9	Inven- tion	0	0	0	875,1	922,1	16	72	11,6
10					867,2	934,9	18	70	17,4
11					852,5	918,2	17	67	12,5
12					861,3	903,5	18	79	23,6
13					910,4	947,6	18	78	22,8
14					850,5	928,0	19	73	16,2
15					890,7	947,6	13	62	7,7
16					847,6	915,3	17	70	10,9
17					916,3	973,2	19	75	20,3
18					890,7	957,5	19	68	13,3

TABLEAU 6 (Suite)

	19	900,6	937,8	15	63	9,5
	20	880,9	934,9	13	61	7,6
	21	861,3	898,6	18	78	23,6
Pré- sente- tion	22	1063,4	1105,6	13	71	19,8
Irven- tion	23	999,6	1066,3	18	69	16,2
	24	0	1037,9	1101,7	18	68
	25	0	1016,3	1083,0	17	69
	26	0	959,4	1034,0	18	71
	27	0	999,6	1073,2	19	70
	1	0	807,4	852,5	9	39
	2	X	-	-	-	0,7
Com- para- tif	3	0	-	-	-	-
	4	0	845,6	882,9	10	58
	5	X	934,9	957,5	5	26
	6	0	954,5	984,9	12	68
	7	0	802,5	842,7	15	80
	8	0	432,6	741,6	28	80
		X	1232,1	1284,1	6	31
						3,1

NOTE: Les N°s d'alliages correspondent à ceux du Tableau 5.

TABLEAU 7

Al- la- li- ge N°	Composition d'alliage (% en poids)							Fonçage à chaud			Reduction de masse en temp. de réduc- tion d'épais- sieur solide	Reduction d'épais- sieur l'avan- çant 1 'é- paisseur solide		
	Al	C	Si	Mn	P	Al sol.	Ni	Cr	Mo	W	autres	Temp. (°C)	Temps. (h)	Durée crouissage (%)
1												10		
2												20	1050	
3												22		
4	0,01	0,12	0,78	0,010	0,002	0,13	48,6	25,2	3,2	0,2	-	(N:0,023)	30	
5												50		
6														10
7														35
8	0,03	0,38	1,58	0,021	0,001	0,23	35,6	29,6	2,6	0,3	-	(N:0,016)	950	
9	0,01	0,34	1,09	0,015	0,002	0,16	59,0	27,2	2,2	1,6	-	(N:0,031)		
10	0,02	0,24	0,88	0,003	0,0005	0,11	38,6	34,4	2,8	0,4	-	(N:0,013)		1,0
11	0,01	0,26	0,74	0,009	0,001	0,24	39,2	34,6	1,6	-	-	(N:0,024)		
12	0,02	0,18	0,58	0,016	0,002	0,22	47,2	34,7	-	3,2	-	(N:0,023)		
13	0,01	0,19	0,93	0,019	0,0003	0,19	50,5	28,3	-	7,7	-	(N:0,019)		
14	0,01	0,17	0,88	0,009	0,001	0,18	45,3	23,6	2,9	-	Chi:1,9 (N:0,013)			22
15	0,02	0,14	0,79	0,018	0,0008	0,17	44,2	25,6	3,1	-	Y:0,034 Co:1,8 (N:0,018)	1150		
16	0,01	0,13	0,92	0,013	0,002	0,21	46,3	26,2	2,6	-	La+Ce:0,023 (N:0,019)	960	2,0	
17	0,03	0,18	0,76	0,016	0,001	0,19	47,9	24,8	3,3	-	Mg:0,014 (N:0,014)	1030	1,0	0,5

NOTE: \* en dehors de l'intervalle suivant l'invention.

\*\* Réduction d'épaisseur pour la gamme de températures égale et inférieures à la température de recristallisation.  
Les quantités d'azote entre parenthèses correspondent à N en tant qu'impureté.

TABLEAU 7 (Suite)

Classification	Comparative										5*	1200	5*	750*	1150*	5*	65*						
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10													
Presente invention	18 0,02 0,38 1,68 0,015 0,002 0,27 50,3 23,8 2,7 - Ca:0,036	19 0,01 0,26 0,97 0,323 0,0007 0,24 51,2 25,6 2,4 0,8 Ti:0,32,Mg:0,009, Y:0,021	20 0,008 0,24 0,86 0,015 0,003 0,23 49,8 28,9 3,0 - Cu:1,6,Ca:0,022, Ti:0,04	21 0,01 0,27 0,89 0,017 0,001 0,25 39,7 31,2 3,1 - N:0,22	22 0,02 0,29 0,71 0,018 0,002 0,10 41,2 31,9 0,6 2,6 N:0,18,Cu:1,7, Co:1,6	23 0,01 0,15 0,76 0,017 0,001 0,17 40,6 32,6 0,7 3,1 N:0,16,Ca:0,012, Y:0,026	24 0,03 0,17 0,73 0,023 0,002 0,16 41,3 31,8 0,9 2,3 N:0,12,Cu:1,4, Mg:0,014	25 0,01 0,16 0,69 0,021 0,003 0,15 33,8* 29,6 2,2 - - (N:0,017)	26 0,04 0,43 0,98 0,026 0,009* 0,18 46,2 36,1* 2,5 1,2 - (N:0,014)	27 0,02 0,35 0,88 0,019 0,002 0,24 38,4 29,3 1,3* - - (N:0,015)	28 0,02 0,24 0,87 0,014 0,002 0,22 40,9 26,2 - 2,6* - (N:0,023)	29 0,04 0,52 1,41 0,027 0,011 - 12,8 17,2 2,4 - Cu:0,1	30 0,05 0,50 1,29 0,028 0,012 - 20,4 25,2 - - -	31 0,05 0,52 1,10 0,016 0,008 0,32 31,8 20,5 - - Ti:0,26	32 0,04 0,49 0,82 0,025 0,010 - 5,4 25,4 2,2 - -	33 0,04 0,52 1,41 0,027 0,011 - 12,8 17,2 2,4 - Cu:0,1	34 0,05 0,50 1,29 0,028 0,012 - 20,4 25,2 - - -	35 0,05 0,52 1,10 0,016 0,008 0,32 31,8 20,5 - - Ti:0,26	36 0,04 0,49 0,82 0,025 0,010 - 5,4 25,4 2,2 - -	37 0,04 0,52 1,41 0,027 0,011 - 12,8 17,2 2,4 - Cu:0,1	38 0,05 0,50 1,29 0,028 0,012 - 20,4 25,2 - - -	39 0,05 0,52 1,10 0,016 0,008 0,32 31,8 20,5 - - Ti:0,26	40 0,04 0,49 0,82 0,025 0,010 - 5,4 25,4 2,2 - -

TABLEAU 8

N° Pré- sente- Inven- tion	Fissuration sous $H_2S-10$ d'hydrogène dans $CO_2$ dans 20%NaCl à 150°C			Limité élastique à 0,2% d'hystéresis (N/mm <sup>2</sup> )	Résistance à la traction (N/mm)	Allongement (%)	Réduction de la section (%)	Résistance aux chocs (kg.m/cm <sup>2</sup> à 0°C)
	Allia- ge N°	Fissura- tion pen- dant le forgeage à chaud	$H_2S$ 0,1 atm	$H_2S$ 1 atm				
1					627,0	856,4	16	79
2					856,4	888,8	16	80
3					889,8	924,1	15	76
4					937,6	962,4	14	72
5					724,0	764,2	27	83
6					967,3	1003,6	14	71
7					1152,7	1234,1	13	72
8	0	0	0	0	917,2	930,0	15	75
9					869,2	915,3	21	80
10					936,9	959,4	13	74
11					918,2	945,7	13	74
12					880,0	913,3	16	76
13					846,6	897,6	15	77
14					953,5	985,9	13	69
15					908,4	944,7	15	72
16					877,0	908,4	16	76
17					828,0	848,6	18	80

TABLEAU 8 (Suite)

	18		815,2	351,5	18	81	25,7
	19		852,5	890,7	15	75	18,6
Présente	20		879,0	907,4	18	80	23,0
Inven-	21	0	0	1044,8	1075,2	13	73
tion	22		0	966,3	1007,5	14	73
	23			995,7	1026,1	13	74
	24			928,0	967,3	15	76
	1			X	819,1	14	69
	2	X		-	-	-	11,3
	3			786,8	825,0	14	76
Com-	4			771,1	787,7	15	80
para-	5		0	717,1	754,4	19	79
tif	6	0	0	869,2	895,7	14	68
	7			712,2	742,6	20	81
	8			X	466,0	692,6	82
	9				1048,7	1129,1	8
	1				X	718,1	54
Classique	2	0				744,6	3,6
	3			X	X	14	75
	4					728,9	20,6
						760,3	15,1
						769,1	20,9
						925,1	16,4
						12	70

NOTE: Les N°s d'alliages correspondent à ceux du Tableau 7.

TABLEAU 9

Alliages n°	Composition d'alliage (% en poids)							Fagonnage à chaud	Traitement de mise en solution solide	Réduc- tion d'épais- seur pen- dant l'é- crouissage (%)		
	C	Si	Mn	P	Al sol.	Ni	Cr	Mo	W	autres		
1											10	22
2											20	22
3											30	35
4	0,02	0,14	0,86	0,009	0,001	0,24	50,9	25,6	6,0	0,2	50	50
5												
6											950	10
7												35
8	0,03	0,18	0,77	0,024	0,001	0,18	25,9	29,6	5,6	0,6	— (N:0,024)	1200
9	0,01	0,13	0,91	0,013	0,002	0,16	59,0	28,2	6,2	1,9	— (N:0,019)	1,0
10	0,02	0,14	0,78	0,015	0,0008	0,17	41,9	23,4	6,5	—	— (N:0,022)	22
11	0,01	0,18	0,86	0,017	0,001	0,14	38,1	29,1	5,8	0,8	— (N:0,016)	30
12	0,02	0,17	0,91	0,012	0,001	0,21	39,1	28,9	4,2	—	— (N:0,027)	30
13	0,01	0,33	0,51	0,018	0,0009	0,20	44,6	26,3	7,6	—	— (N:0,014)	1050
14	0,02	0,27	0,67	0,016	0,003	0,21	46,3	28,6	—	8,4	— (N:0,025)	880
15	0,04	0,26	0,77	0,003	0,0005	0,23	50,2	25,2	—	15,1	— (N:0,023)	2,0
16	0,01	0,28	0,81	0,019	0,002	0,25	48,9	28,6	3,0	6,2	— (N:0,011)	920
17	0,02	0,24	0,97	0,023	0,001	0,27	46,1	23,3	5,9	— Cu:1,8 (N:0,014)	—	920
18	0,01	0,24	0,98	0,017	0,001	0,26	45,1	26,5	7,1	— Co:1,7 (N:0,018)	—	960
19	0,01	0,26	1,53	0,014	0,0004	0,21	46,4	25,9	5,6	— La+Ce:0,024 Y:0,023 (N:0,021)	1150	1,0
20	0,02	0,22	1,02	0,017	0,002	0,19	46,8	24,9	6,4	— Mg:0,015 (N:0,022)	1080	0,5

Présente invention

TABLEAU 9 (suite)

Présente invention	21	0,02	0,24	1,32	0,014	0,002	0,22	49,3	24,6	6,6	- Ca:0,033	Ti:0,38, Mg:0,012, Y:0,031	Cn:1,7, Ca:0,019, Ti:0,07	22	0,02	0,37	1,02	0,021	0,002	0,26	52,2	26,1	5,8	0,9	Ti:0,38, Mg:0,012, Y:0,031	
23	0,01	0,24	0,88	0,018	0,001	0,27	38,9	25,6	6,2	-	N:0,24	1,0	24	0,01	0,24	0,70	0,017	0,0004	0,16	40,3	27,2	1,2	5,7	N:0,14, Cu:1,6, Co:1,9		
25	0,01	0,17	0,79	0,024	0,001	0,10	41,6	28,8	3,4	1,6	N:0,17, Ca:0,014, Y:0,023	30	1050	26	0,008	0,15	0,71	0,026	0,002	0,17	40,9	29,4	1,8	6,2	N:0,12, Cu:1,4, Mg:0,014	
27	1	0,01	0,14	0,66	0,021	0,003	0,15	23,8*	27,5	5,2	-	(N:0,019)	1,0	27	0,02	0,34	0,97	0,019	0,006*	0,18	45,6	31,4*	6,5	-	(N:0,017)	
28	3	0,02	0,31	0,86	0,018	0,001	0,23	37,8	28,1	3,2*	1,4	-	(N:0,015)	29	0,01	0,25	0,87	0,014	0,002	0,20	40,1	23,4	- 7,6*	-	(N:0,023)	
30	5	6	7	0,02	0,16	0,82	0,012	0,001	0,14	48,2	23,6	3,5*	-	(N:0,023)	31	0,02	0,34	0,97	0,019	0,006*	0,18	45,6	31,4*	6,5	-	(N:0,017)
32	8	9	10	0,02	0,16	0,82	0,012	0,001	0,14	48,2	23,6	3,5*	-	(N:0,023)	33	0,02	0,34	0,97	0,019	0,006*	0,18	45,6	31,4*	6,5	-	(N:0,017)

NOTE: \* en dehors de l'intervalle suivant l'invention.

\*\* Réduction d'épaisseur pour la gamme de températures égale, et inférieures à la température de recristallisation.

Les quantités d'azote entre parenthèses correspondent à N en tant qu'impureté.

NOTE: \* en dehors de l'intervalle suivant l'invention.

\*\* Réduction d'épaisseur pour la gamme de températures égale, et inférieures à la température de recristallisation.

Les quantités d'azote entre parenthèses correspondent à N en tant qu'impureté.

TABLEAU 10

N°	Allia- ge	Fissuration sous $H_2S$ -IO d'un CO <sub>2</sub> dans 20MnCr <sub>2</sub> à 200°C			Limité élas- tique à 0,2% d'hystéresis (N/mm <sup>2</sup> )	Résistance à la traction (N/mm)	Allonge- ment (%)	Réduc- tion de la section (%)	Résistance aux chocs (kg.m/cm <sup>2</sup> à 0°C)
		$H_2S$ 0,1 atm	$H_2S$ 1 atm	$H_2S$ 15 atm					
1					895,7	936,9	17	78	22,3
2					918,2	951,6	16	75	21,6
3					933,9	975,1	15	76	22,3
4					977,1	1022,2	15	74	20,4
5					727,9	836,8	21	79	23,8
6					1163,5	1227,2	13	71	11,3
7	Présen- te				1233,1	1301,8	12	68	7,6
8					998,7	1043,8	10	53	6,4
9	Inven- tion	0	0	0	897,6	956,5	20	78	18,3
10		0	0	0	896,6	928,0	17	76	6,8
11					965,3	1016,3	11	46	5,8
12					916,3	930,0	13	76	16,3
13					944,7	994,7	16	75	17,5
14					903,5	944,7	16	73	19,4
15					925,1	965,3	16	76	17,7
16					875,1	935,9	16	70	13,4
17					962,4	1005,5	11	60	5,9
18					944,7	972,2	12	64	7,6
19					923,1	957,5	13	69	10,4
20					877,0	905,5	15	78	16,4

TABLEAU 10 (suite)

21				930,0	967,3	15	70	14,9
22				931,9	983,9	16	72	16,3
Présen- te	23	0	0	879,0	938,8	19	76	19,1
Inven- tion	24	0	0	1053,6	1101,7	15	72	18,6
	25			926,1	959,4	17	77	20,1
	26			1027,1	1068,3	15	72	14,6
	27			1055,6	1121,3	10	48	15,6
	1			X	969,2	1022,2	6	29
	2	X	-	-	-	-	-	0,5
	3			876,0	898,6	13	72	12,6
Com- para- tif	4		0	790,7	819,1	15	75	14,9
	5			895,7	936,9	14	68	10,7
	6	0	X	977,1	1019,3	6	46	1,4
	7			808,3	858,4	17	78	23,4
	8			483,6	771,1	31	81	27,5
	9		O	1357,7	1287,1	8	54	1,8

NOTE: Les N°s d'alliages correspondent à ceux du Tableau 9.

TABLEAU 11

Al- lia- ge n°	Composition d'alliage (% en poids)							Fagonnage à chaud	Traitement d'épais- seur pen- dant l'é- crouissage							
	C	Si	Mn	P	S	Al sol.	Ni	Cr	Mo	W	autres	temp. de chauf- fage (°C)	Reduc- tion d'épais- seur solide %	temp. de chauf- fage (°C)	Reduc- tion d'épais- seur solide %	temp. de chauf- fage (°C)
1												10				
2												20				
3												30				
4	0,01	0,16	0,78	0,012	0,001	0,17	51,2	25,1	9,7	-	- (N:0,021)	50				
5												1000				
6													10			
7													35			
8	0,02	0,33	0,77	0,22	0,001	0,19	30,8	23,8	9,9	0,4	- (N:0,015)					
9	0,03	0,26	0,84	0,019	0,0009	0,22	59,4	26,2	7,6	1,6	- (N:0,025)					
10	0,04	0,25	0,90	0,011	0,003	0,17	36,2	16,0	10,3	0,8	- (N:0,020)	1200	30			
11	0,01	0,18	0,49	0,021	0,0005	0,24	38,3	29,7	6,1	4,0	- (N:0,013)			1080	22	
12	0,02	0,13	0,66	0,015	0,002	0,15	42,3	21,6	11,9	-	- (N:0,025)					
13	0,02	0,23	0,76	0,014	0,001	0,28	50,2	27,2	-	16,8	- (N:0,017)					
14	0,01	0,14	0,97	0,010	0,002	0,16	49,6	19,2	-	23,5	- (N:0,013)					
15	0,02	0,25	0,78	0,016	0,301	0,27	45,2	20,6	5,2	10,6	- (N:0,015)					
16	0,02	0,18	0,81	0,011	0,007	0,13	55,3	24,6	9,6	- Cu:1,6 (N:0,016)				880	2,0	
17	0,01	0,24	1,52	0,014	0,0004	0,20	56,2	23,2	10,2	- Co:1,8 (N:0,022)				950	1,0	
18	0,01	0,15	0,96	0,009	0,001	0,20	53,1	25,2	6,3	4,6 La+Ce:0,022, Y:0,016 (N:0,021)				1000		
19	0,01	0,22	0,95	0,002	0,002	0,22	54,3	24,6	5,8	5,6 Mg:0,014 (N:0,022)				1120	0,5	

TABLEAU 11 (suite)									
Présente	Présente	Présente	Présente	Présente	Présente	Présente	Présente	Présente	Présente
invention	invention	invention	invention	invention	invention	invention	invention	invention	invention
20	0,94	0,17	0,79	0,025	0,001	0,17	35,3	19,6	9,4
21	0,01	0,24	0,68	0,013	0,001	0,21	40,2	25,2	8,6
22	0,02	0,16	1,28	0,003	0,0004	0,09	42,3	20,5	10,1
23	0,02	0,35	0,63	0,020	0,002	0,18	50,6	25,6	9,2
24	0,01	0,15	0,82	0,021	0,002	0,25	51,2	24,2	6,4
25	0,008	0,26	0,96	0,019	0,003	0,14	55,3	26,1	3,6
26	0,02	0,33	0,86	0,019	0,001	0,18	54,9	27,2	7,3
1	0,02	0,24	0,83	0,015	0,003	0,20	28,5*	25,2	8,3
2	0,01	0,28	0,87	0,018	0,011	0,22	40,3	31,6*	9,2
3	0,03	0,31	0,76	0,023	0,001	0,26	51,2	28,3	7,5*
4	0,01	0,23	0,87	0,013	0,002	0,19	45,3	25,1	15,1*
5									
6	0,01	0,12	0,79	0,009	0,002	0,18	49,7	20,6	7,3*0,2
7									
8									
9									

NOTE: \* en dehors de l'intervalle suivant l'invention.

\*\* Réduction d'épaisseur pour la gamme de températures égale et inférieures

à la température de recristallisation.

Les quantités d'azote entre parenthèses correspondent à N en tant qu'impureté.

22  
1100  
30  
1,0  
22  
1100  
30  
1050  
5\*  
65\*

TABLEAU 12

No.	Alliages			Fissuration sous $H_2S$ -10 atm $CO_2$ dans 20% $NaCl$ à 300°C	Limité élastique à 0,2% à la traction d'hystéresis	Résistance à la traction	Allongement de section (%)	Réduction de section (%)	Résistance aux chocs (kg·m/cm <sup>2</sup> à 0°C)
	$H_2S$ 1 atm	$H_2S$ 15 atm	$H_2S$ 1 atm						
1				880,9	945,7	19	73		18,9
2				892,7	930,0	19	74		17,2
3				937,8	992,8	17	71		14,6
4				957,5	1011,4	18	70		13,7
5				690,6	796,6	26	76		21,6
6				989,8	1061,4	14	67		9,6
7				1251,8	1306,7	11	56		5,2
8				869,2	908,4	10	45		6,9
9	0	0	0	918,2	950,6	13	69		11,7
10	0	0	0	828,0	892,7	17	76		21,3
11				943,7	996,7	10	45		7,4
12				895,7	943,7	15	63		8,9
13				879,0	935,9	18	74		19,1
14				893,7	937,8	18	76		22,1
15				906,4	945,7	14	63		9,6
16				965,3	1016,3	17	74		19,2
17				939,8	972,2	17	76		20,6
18				951,6	1004,5	15	71		18,4
19				925,1	966,3	16	76		19,3

Présente invention

TABLEAU 12 (suite)

Présen-	20				856,6	937,8	15	66	9,6
te	21				916,3	947,6	15	78	7,6
	22				910,4	962,4	11	60	7,6
Inven-	23	0	0	0	1077,1	1138,9	12	54	10,4
tion	24	0	0		977,1	1015,3	14	66	16,6
	25				982,0	1038,9	13	69	11,4
	26				1073,2	1115,4	16	71	9,8
	1				969,2	1022,2	6	28	0,6
	2	X	-	-	-	-	-	-	-
	3				908,4	945,7	17	72	14,3
Compar-a-	4				895,7	936,9	15	71	10,7
tif	5	0	0		851,5	895,7	14	74	22,7
	6				1006,5	1042,8	8	42	3,8
	7				825,0	876,0	14	78	23,3
	8				447,3	747,5	28	80	27,6
	9				1181,1	1241,9	7	56	3,0

NOTE: Les Nos d'alliages correspondent à ceux du TABLEAU 11.

Tableau 13

Al- Ce No.	Composition d'alliage ( % en poids )							Façonnage à chaud			Reduction d'épaisseur pendant l'écrouissage (%)			
	C	Si	Mn	P	S	Al sol.	Ni	Cr	Mo	W	autres	Temp. de chauffage (°C)	Reduc- tion d'épais- seur (%)	Temp. finissa- ge (°C)
1												1050	30	
2												1250		
3														
4	0,01	0,23	0,87	0,009	0,001	0,20	56,5	25,6	3,1	-	- (N:0,018)		10	22
5												50		
6														
7														
8	0,03	0,25	0,72	0,025	0,002	0,16	35,4	29,3	3,3	-	- (N:0,027)		900	
9	0,02	0,27	0,56	0,018	0,002	0,14	59,1	28,6	3,8	-	- (N:0,019)			
10	0,01	0,10	0,73	0,012	0,001	0,19	40,3	23,2	2,6	1,2	- (N:0,014)			
11	0,01	0,09	0,68	0,002	0,001	0,17	41,2	34,5	1,5	1,0	- (N:0,017)			
12	0,04	0,16	0,54	0,015	0,003	0,09	39,6	33,6	1,7	-	- (N:0,022)			
13	0,01	0,14	0,72	0,024	0,001	0,23	50,6	25,9	3,9	-	- (N:0,035)			
14	0,01	0,13	0,98	0,016	0,001	0,38	51,2	34,6	-	3,2	- (N:0,027)			
15	0,009	0,21	0,75	0,019	0,0005	0,16	49,3	25,3	-	7,8	- (N:0,019)			
16	0,02	0,22	1,76	0,003	0,0007	0,25	47,6	25,3	2,7	-	Cu:1,8 (N:0,016)			
17	0,01	0,27	0,89	0,016	0,002	0,16	55,4	24,9	3,5	-	Y:0,044, Co:1,7 (N:0,017)			
18	0,01	0,38	0,77	0,012	0,001	0,12	54,2	23,6	3,1	-	La+Ce:0,024 (N:0,012)			
19	0,02	0,43	0,76	0,010	0,001	0,19	56,3	25,2	3,3	-	Mg:0,012 (N:0,016)			

## TABLEAU 13 (suite)

NOTE: \*\* Réduction d'épaisseur pour la température de 1000°C et moins.

TABLEAU 14

No.	Alliage	Fissuration sous H <sub>2</sub> S-10 atm CO <sub>2</sub> dans 20%NaCl à 50°C		Limité élastique à 0,2% à la traction d'hystérosis	Allongement de section (%)	Résistance aux chocs (KJ/m <sup>2</sup> à 0°C)
		H <sub>2</sub> S 1 atm	H <sub>2</sub> S 15 atm			
1				867,8	52C,2	16
2				872,1	907,4	18
3				842,7	875,1	20
4				923,1	964,3	15
5				836,8	869,2	19
6				990,8	1063,4	14
7				1307,7	1365,6	9
8				964,3	992,8	13
9		0	0	917,2	972,2	19
10		0	0	885,8	917,2	15
11				978,1	1016,3	12
12				945,7	983,0	15
13				918,2	955,5	15
14				888,8	924,1	16
15				924,1	964,3	15
16				950,6	998,7	13
17				918,2	958,4	18
18				887,8	928,0	16
19				858,4	894,7	17

Présente invention

TABLEAU 14 (suite)

20				885,8	918,2	15	75	16,9
Présen- te	21	0	0	931,9	964,3	14	70	12,7
Inven- tion	22	0	0	1071,3	1121,3	16	68	9,3
	23			1025,1	1075,2	12	63	8,1
	24			1005,5	1045,7	13	73	12,5
	25			1075,2	1120,3	11	54	6,6
	1			X	878,0	922,1	14	68
	2	X	-	-	-	-	-	8,6
	3	0	0	0	X	861,2	907,4	-
Compar- atif	4	X	-	-	-	865,2	881,9	12,5
	5					-	-	16,4
	6					799,5	824,0	-
	7					947,6	983,9	13,3
	8			0	0	422,8	770,1	3,1
	9				X	1296,9	1358,7	23,7
	1	0				767,1	813,2	2,0
Classi- que	2		X			777,9	825,0	22,3
	3		X			787,7	819,1	16,4
	4		0			918,2	942,7	18,8
						11	69	15,8

NOTE: Les N°s d'alliages correspondent à ceux du TABLEAU 13

TABLEAU 15

Al- Li- age No.	Composition d'alliage ( % en poids )							Fagomage à chaud Temp. de chauf- fage (°C)	Reduc- tion d'épaisseur d'épais- seur (%)	Reduction de l'épaisseur pendant l'écras- sage (%)		
	C	Si	Mn	P	S	Al sol.	Ni	Cr	Mo	W	autres	
1												
2												
3												
4	0,01	0,25	0,68	0,016	0,002	0,19	55,4	25,4	6,2	-	- (N:0,025)	
5												
6												
7												
8	0,009	0,13	0,70	0,024	0,001	0,37	25,2	28,1	5,3	-	- (N:0,029)	
9	0,03	0,25	0,99	0,007	0,0305	0,12	59,3	29,2	5,8	-	- (N:0,021)	
10	0,02	0,21	0,76	0,012	0,002	0,24	41,2	23,0	4,6	2,2	- (N:0,017)	
11	0,02	0,24	0,58	0,019	0,001	0,16	43,0	29,8	3,7	1,4	- (N:0,014)	
12	0,02	0,27	0,73	0,025	0,001	0,14	40,6	29,6	4,1	-	- (N:0,025)	
13	0,01	0,22	0,75	0,024	0,002	0,09	50,9	26,8	7,7	-	- (N:0,039)	
14	0,01	0,10	0,74	0,019	0,003	0,23	51,4	29,6	-	8,4	- (N:0,022)	
15	0,04	0,27	0,70	0,003	0,001	0,25	49,6	24,3	-	15,3	- (N:0,019)	
16	0,01	0,15	0,56	0,014	0,002	0,41	45,4	26,4	5,8	-	Cu:1,9 (N:0,014)	
17	0,02	0,39	0,88	0,002	0,0005	0,18	55,6	23,8	5,4	-	Co:1,8 (N:0,016)	
18	0,01	0,14	0,76	0,010	0,002	0,16	56,3	25,4	6,1	-	LatCe:0,016, Y:0,034 (N:0,016)	
19	0,01	0,41	0,75	0,013	0,001	0,16	55,1	27,6	5,8	-	Mg:0,009 (N:0,014)	

TABLEAU 15 (suite)

Comparatif	Présentation	900			22			30			51			2			1		
		1200	30	900	1200	30	900	1200	30	900	1200	30	900	1200	30	900	1200	30	900
5								950*				15							
6									5*										
7	0,02	0,34	0,76	0,021	0,002	0,18	39,5	23,9	4,3	-	-	(N:0,027)			750*				
8										1200	30				30	900			5*
9																		65*	

NOTE: \* En dehors de l'intervalle suivant l'invention.

\*\* Réduction d'épaisseur pour la température de 1000°C et moins.

Les quantités d'azote entre parenthèses correspondent à N en tant qu'impureté.

TABLEAU 16

Alliage	Fissuration sous $H_2S$ -10 atm $CO_2$ dans 20%NaCl à 200°C			Limité glas-d'hystéresis à 0,28% d'hystéresis			Allongement à la traction (mm/mm)	Résistance de section (kg/mm²)	Réduction de section (%)	Résistance aux chocs (kg/mm² à 0°C)
	No.	$H_2S$	$H_2S$	$H_2S$	1 atm	15 atm				
1				552,6	1005,5	13	65	14,4		
2				938,8	995,7	16	74	19,1		
3				922,1	975,1	16	77	21,8		
4				977,1	1034,0	14	69	16,7		
5				845,6	901,5	17	77	23,4		
6				1016,3	1062,4	15	70	12,2		
7				1259,6	1320,4	11	56	5,7		
8				858,4	892,7	13	68	10,2		
9		O	O	932,9	997,7	18	72	16,8		
10		O	O	865,2	895,7	15	78	18,3		
11		O	O	909,4	943,7	17	76	20,9		
12		O	O	877,0	927,0	19	76	21,1		
13		O	O	925,1	966,3	17	78	22,3		
14		O	O	898,6	937,8	18	79	21,6		
15		O	O	932,9	973,2	15	67	16,4		
16		O	O	977,1	1031,0	13	62	9,3		
17		O	O	941,8	995,7	14	69	18,8		
18		O	O	928,0	967,3	17	76	19,2		
19		O	O	889,8	937,8	17	75	16,1		

TABLEAU 16 (suite)

	20			798,5	928,0	15	78	8,3
	21			944,7	994,7	16	74	19,7
Pré- sente	22	0	0	1083,0	1116,4	13	64	9,2
inven- tion	23	0	0	1063,4	1115,4	12	63	10,5
	24			1005,5	1043,8	13	65	10,7
	25			1108,5	1141,9	11	59	11,2
	1			X	848,6	886,8	13	67
	2	X	-	-	-	-	-	8,2
	3			-	-	-	-	-
Compara- tif	4	0	0	X	856,4	890,7	15	69
	5			X	864,3	908,4	12	65
	6			X	913,3	967,3	6	30
	7	X	-	-	785,8	815,2	17	79
	8			X	437,5	689,6	32	80
	9			O	1309,6	1364,6	4	17
Clas- sique	1	0		X	757,3	771,1	12	70
	2			X	774,0	807,4	15	69
	3			X	760,3	809,3	13	74
	4			O	943,7	972,2	11	67
								12,1

NOTE: Les Nos d'alliages correspondent à ceux du TABLEAU 15

TABLEAU 17

Al- 113- NO.	Composition d'alliage ( % en poids )							Faconnage à chaud	Reduc- tion d'épais- seur	Temp. finissage (°C)	Reduction d'épaisseur pendant l'écrouissage (%)	
	C	Si	Mn	P	S	Al sol.	Ni	Cr	Mo	W	autres	
1												1050
2												1250
3												30
4	0,01	0,16	0,58	0,023	0,001	0,17	51,2	20,7	10,5	—	— (N:0,026)	10
5												50
6												15
7												35
8	0,02	0,37	0,67	0,021	0,003	0,13	30,6	24,6	9,4	—	— (N:0,019)	60
9	0,009	0,26	0,69	0,004	0,002	0,44	59,2	23,9	10,4	—	— (N:0,016)	54
10	0,008	0,24	0,87	0,016	0,001	0,27	40,6	15,5	8,6	2,4	— (N:0,027)	900
11	0,01	0,08	0,63	0,019	0,002	0,23	39,6	29,8	7,6	1,4	— (N:0,012)	1200
12	0,005	0,19	0,98	0,026	0,001	0,33	40,3	29,2	8,1	—	— (N:0,027)	820
13	0,02	0,21	0,82	0,002	0,001	0,29	51,9	23,5	12,0	—	— (N:0,023)	870
14	0,01	0,17	0,78	0,025	0,002	0,17	50,6	29,6	—	16,2	— (N:0,027)	910
15	0,01	0,21	0,64	0,013	0,001	0,09	48,4	16,4	—	23,9	— (N:0,019)	960
16	0,01	0,12	0,74	0,026	0,003	0,24	46,1	15,6	5,3	10,1	— (N:0,014)	
17	0,02	0,23	0,38	0,015	0,001	0,23	45,9	20,5	8,7	—	Cu:1,7 (N:0,014)	
18	0,01	0,48	0,72	0,022	0,001	0,19	54,3	21,3	10,6	—	Co:1,9 (N:0,015)	
19	0,03	0,17	0,69	0,013	0,002	0,31	53,9	21,9	9,3	—	La+Ce:0,019, Y:0,038 (N:0,018)	
20	0,01	0,23	0,83	0,021	0,001	0,29	57,2	18,9	10,5	—	Mg:0,016 (N:0,012)	

TABLEAU 17 (suite)

Compératif	Présente invention										900	900	22	
	21	0,002	0,33	0,79	0,011	0,001	0,17	41,1	19,6	9,9				
21	0,01	0,28	0,75	0,021	0,001	0,19	40,9	20,4	9,2	-	Ti:0,31, Mg:0,008 Y:0,031			
22	0,01	0,29	0,88	0,014	0,002	0,14	51,6	26,8	10,3	-	Cu:1,6, Ca:0,028, Ti:0,04			
23	0,02	0,24	1,94	0,003	0,0005	0,17	49,1	27,5	9,6	-	N:0,26			
24	0,02	0,21	0,71	0,024	0,001	0,23	48,2	20,1	9,7	0,9	N:0,17, Cu:1,7, Co:1,4			
25	0,009	0,27	0,76	0,017	0,0005	0,44	45,4	23,6	4,3	9,2	N:0,10, Ca:0,017, Y:0,033	1200	30	
26	0,01	0,14	0,94	0,014	0,001	0,31	51,9	20,5	2,6	14,2	N:0,18, Cu:1,7, Mg:0,012			
27	1	0,01	0,18	0,70	0,023	0,001	0,19	28,6*	17,6	8,4	-	(N:0,021)		
28	2	0,04	0,17	0,56	0,017	0,013*	0,23	41,2	30,9*	8,5	-	(N:0,036)		
29	3	0,01	0,11	0,79	0,010	0,003	0,08	44,3	21,6	7,6*	-	(N:0,020)		
30	4	0,01	0,19	0,71	0,011	0,001	0,19	50,9	28,8	-	15,0*	-	(N:0,014)	
31	5											950*	15	
32	6											5*		
33	7	0,02	0,26	0,59	0,018	0,003	0,14	40,3	20,5	6,4	-	(N:0,012)	1200	30
34	8											750*		
35	9											900		
												5*		
												65*		

NOTE: \* En dehors de l'intervalle suivant l'invention.

\*\* Réduction d'épaisseur pour la température de 1000°C et moins.

Les quantités d'azote entre parenthèses correspondent à N en tant qu'impureté.

TABLEAU 18

No.	Alliage	Fissuration		Limité élas-		Résistance	Résistance		
		for- geage à chaud	atm CO <sub>2</sub>	atm H <sub>2</sub> S	atm H <sub>2</sub> S	à 0,2% d'hystéresis	à la trac- tion	de section	aux chocs (kJ·m <sup>-2</sup> à 0°C)
						(N/mm <sup>2</sup> )	(%)	(%)	
1						1016,3	13	64	9,8
2						899,6	18	77	21,2
3						864,3	19	78	24,2
4						912,3	16	73	15,7
5						849,5	20	81	26,8
6						976,1	16	73	12,4
7						1237,0	11	52	7,0
8						928,0	12	64	7,8
9		0	0	0	0	916,3	20	79	24,3
10		0	0	0	0	877,0	17	73	18,7
11						890,7	18	70	11,7
12						945,7	13	49	7,6
13						933,9	18	71	17,3
14						919,2	20	78	21,4
15						906,4	16	73	14,5
16						889,8	14	67	14,1
17						1002,6	11	57	6,2
18						962,4	16	74	16,3
19						909,4	18	73	16,9
20						894,7	21	78	23,5

Présente inventio

TABLEAU 18 (suite)

	21				900,6	937,8	14	63	9,5	
Présen-	22				894,7	946,7	18	74	14,4	
te	23	0	0	0	916,3	986,9	19	72	12,3	
Inven-	24	0	0	0	1124,2	1178,2	14	74	11,7	
tion	25				1021,2	1072,2	14	66	12,1	
	26				954,5	1005,5	16	71	16,3	
	27				1024,2	1058,5	16	64	11,4	
	1			X	839,7	860,3	14	76	14,6	
	2	X	-	-	-	-	-	-	-	
	3				875,1	903,5	13	74	12,7	
Compara-	4	0	0	0	896,6	954,5	17	72	13,4	
tif	5				1024,2	1050,7	6	38	2,4	
	6			X	847,6	885,8	16	78	8,6	
	7	X	-	-	-	-	-	-	-	
	8	0	0	0	X	523,9	771,1	28	66	11,4
	9				1271,4	1315,4	4	29	1,2	

Note: Les Nos d'alliances correspondent à ceux du Tableau 17.

Comme on l'a décrit de façon complète ci-dessus, l'alliage suivant l'invention est supérieur par son niveau élevé de résistance mécanique et de résistance à la fissuration par stress-corrosion, et il est particulièrement utile pour la 5 fabrication de chemisages et/ou de tubes et/ou de colonnes perdues et/ou de tiges de forage destinés à être utilisés dans les puits profonds de production de pétrole brut, de gaz naturel et d'eau géothermique, et pour d'autres applications.

- REVENDICATIONS -

1.- Procédé de fabrication de chemisages et de tubes à haute résistance mécanique pour puits profonds présentant une résistance améliorée à la fissuration par corrosion sous tension, ce procédé étant caractérisé en ce que l'on

5 prépare un alliage ayant la composition suivante:

C : $\leq$ 0,05%	Si : $\leq$ 1,0%
Mn : $\leq$ 2,0%	P : $\leq$ 0,030%
S : $\leq$ 0,005%	N : 0 à 0,30%
Ni : 25 à 60%	Cr : 15 à 35%
10 Mo : 0 à 12%	W : 0 à 24%
Cr(%) + 10Mo(%) + 5W(%) $\geq$ 50%	
1,5% $\leq$ Mo(%) + 1/2W(%) $\leq$ 12%	
Cu: 0 à 2,0%	Co: 0 à 2,0%
Terres rares: 0 à 0,10%	Y : 0 à 0,20%
15 Mg: 0 à 0,10%	Ti: 0 à 0,5%
Ca: 0 à 0,10%	

Fe et impuretés occasionnelles: le reste; après façonnage à chaud, on applique à l'alliage un traitement de mise en solution solide à une température comprise entre la température limite inférieure ( $^{\circ}$ C) définie par la formule empirique suivante:  $260 \log C(%) + 1300$  et la température limite supérieure ( $^{\circ}$ C) définie par la formule empirique suivante:  $16Mo(%) + 10W(%) + 10Cr(%) + 777$  pendant une durée non supérieure à 2 heures; et on applique un écrouissage à l'alliage résultant avec une réduction d'épaisseur de 10 à 60%.

2.- Procédé suivant la revendication 1, caractérisé en ce que l'on effectue le façonnage à chaud avec une réduction d'épaisseur de 10% ou plus pour la gamme de températures non supérieure à sa température de recristallisation.

3.- Procédé suivant la revendication 1, caractérisé en ce que l'on effectue le façonnage à chaud avec une réduction d'épaisseur de 10% ou plus pour la gamme de températures non supérieure à  $1000^{\circ}$ C, la température de finissage étant  $800^{\circ}$ C ou plus.

4.- Procédé de fabrication de chemisages et de tubes à haute résistance mécanique pour puits profonds présentant

une résistance améliorée à la fissuration par corrosion sous tension, ce procédé étant caractérisé en ce que l'on prépare un alliage ayant la composition suivante:

	C : $\leq$ 0,05%	Si : $\leq$ 1,0%
5	Mn : $\leq$ 2,0%	P : $\leq$ 0,030%
	S : $\leq$ 0,005%	N : 0 à 0,30%
	Ni : 25 à 60%	Cr : 15 à 35%
	Mo : 0 à 12%	W : 0 à 24%
	Cr(%) + 10Mo(%) + 5W(%) $\geq$ 50%	
10	1,5% $\leq$ Mo(%) + 1/2W(%) $\leq$ 12%	
	Cu : 0 à 2,0%	Co : 0 à 2,0%
	Terres rares: 0 à 0,10%	Y : 0 à 0,20%
	Mg : 0 à 0,10%	Ti : 0 à 0,5%
	Ca : 0 à 0,10%	
15	Fe et impuretés occasionnelles: le reste;	
	on applique à l'alliage résultant un façonnage à chaud avec une réduction d'épaisseur de 10% ou plus pour la gamme de températures non supérieure à 1000°C, la température de finissage étant 800°C ou plus, et on applique	
20	un écrouissage à l'alliage façonné à chaud résultant avec une réduction d'épaisseur de 10 à 60%.	
	5.- Procédé suivant la revendication 4, caractérisé en ce que, avant le façonnage à chaud, l'alliage est chauffé à une température de 1050 à 1250°C.	
25	6.- Procédé suivant la revendication 5, caractérisé en ce que, avant l'écrouissage, l'alliage façonné à chaud est chauffé à une température comprise entre la température limite inférieure (°C) définie par la formule empirique suivante: $260 \log C(%) + 1300$ et la température limite	
30	supérieure (°C) définie par la formule empirique suivante: $16Mo(%) + 10W(%) + 10Cr(%) + 777$ pendant une durée non supérieure à 2 heures.	
35	7.- Procédé suivant l'une des revendications 1 et 4, caractérisé en ce que la teneur en soufre n'est pas supérieure à 0,0007%.	
	8.- Procédé suivant l'une des revendications 1 et 4, caractérisé en ce que la teneur en phosphore n'est pas	

supérieure à 0,003%.

9.- Procédé suivant l'une des revendications 1 et 4, caractérisé en ce que la teneur en azote est comprise entre 0,05 et 0,30%.

5 10.- Procédé suivant l'une quelconque des revendications 1 à 9, caractérisé en ce que la teneur en Ni est 35 à 60%, la teneur en Cr est 22,5 à 35%, et:

$$\begin{aligned} \text{Cr(%) + 10Mo(%) + 5W(%)} &\geq 50\%, \\ 1,5\% \leq \text{Mo(%) + 1/2W(%)} &\leq 4\%. \end{aligned}$$

10 11.- Procédé suivant l'une quelconque des revendications 1 à 9, caractérisé en ce que la teneur en Cr est 22,5 à 30%, et:

$$\begin{aligned} \text{Cr(%) + 10Mo(%) + 5W(%)} &\geq 70\%, \\ 4\% \leq \text{Mo(%) + 1/2W(%)} &\leq 8\%. \end{aligned}$$

15 12.- Procédé suivant l'une quelconque des revendications 1 à 9, caractérisé en ce que la teneur en Ni est 30 à 60%, la teneur en Cr est 15 à 30%, et:

$$\begin{aligned} \text{Cr(%) + 10Mo(%) + 5W(%)} &\geq 110\%, \\ 8\% \leq \text{Mo(%) + 1/2W(%)} &\leq 12\%. \end{aligned}$$

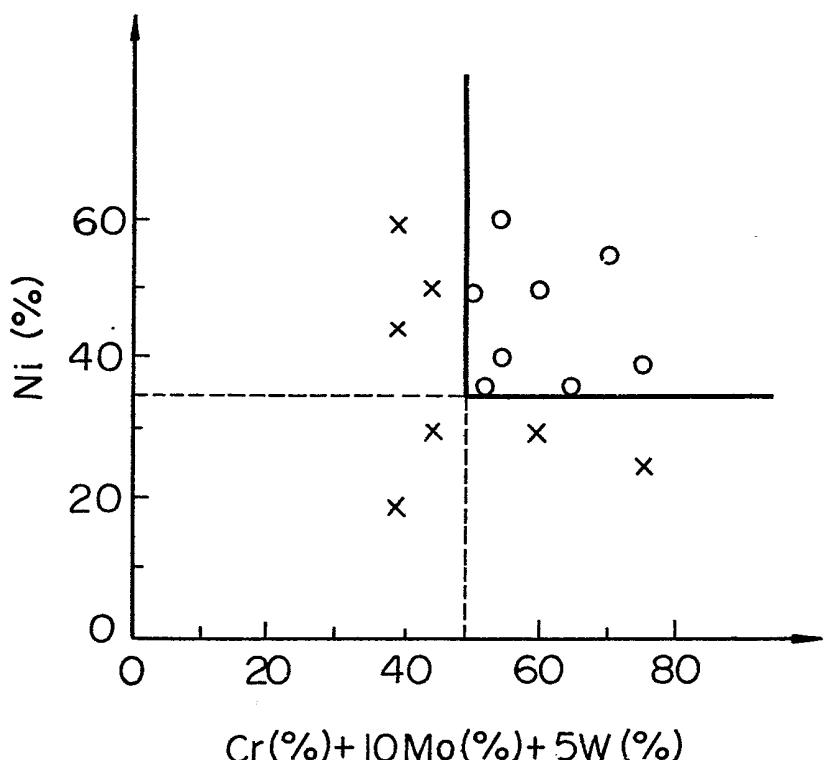
1/4

Fig. 1

Temp. du Bain : 150°C

Composition de Base de l'alliage:

C	Si	Mn	P	S	N
0,01	0,2	0,6	0,010	0,001	0,12



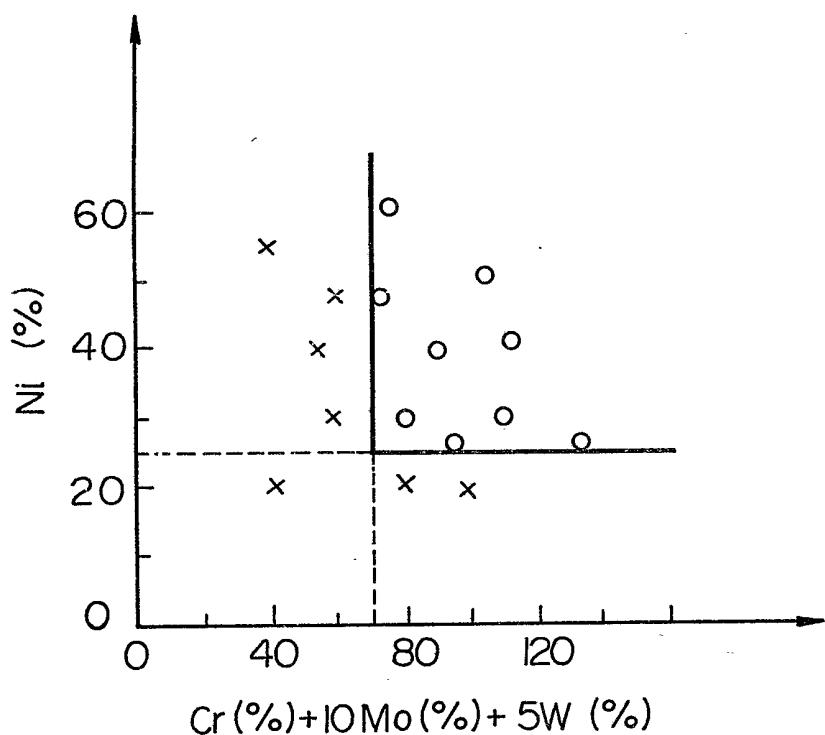
2/4

Fig. 2

Temp. du Bain : 200°C

Composition de Base de l'alliage :

C	Si	Mn	P	S	N
0,01	0,3	0,6	0,010	0,001	0,15



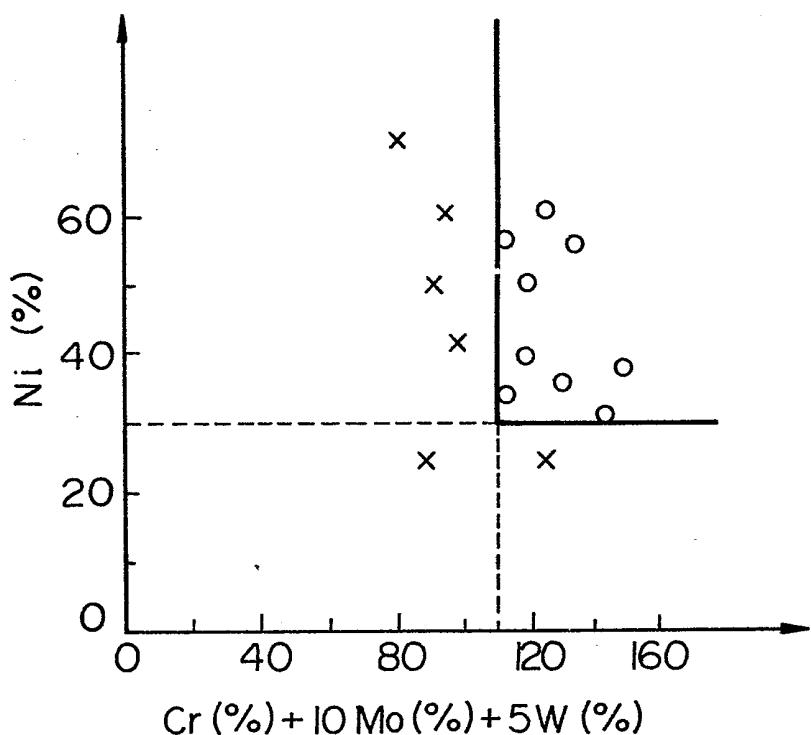
3/4

Fig. 3

Temp. du Bain : 300°C

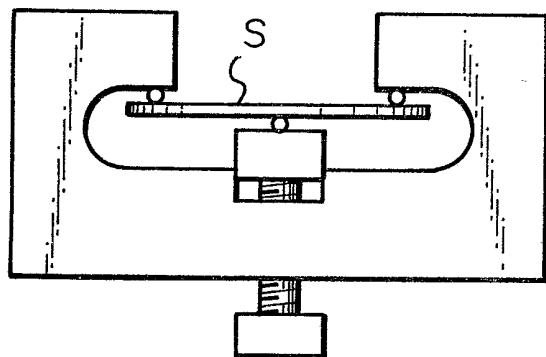
Composition de Base de l'alliage :

C	Si	Mn	P	S	N
0,01	0,3	0,6	0,010	0,0007	0,04



4/4

*Fig. 4*



*Fig. 5*

