

(12) DEMANDE INTERNATIONALE PUBLIÉE EN VERTU DU TRAITÉ DE COOPÉRATION EN MATIÈRE DE BREVETS (PCT)

(19) Organisation Mondiale de la Propriété
Intellectuelle
Bureau international



(10) Numéro de publication internationale
WO 2011/036352 A1

(43) Date de la publication internationale
31 mars 2011 (31.03.2011)

PCT

- (51) Classification internationale des brevets :
C22C 38/18 (2006.01) C21D 6/00 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C21D 8/02 (2006.01)
B21D 3/02 (2006.01)
- (21) Numéro de la demande internationale :
PCT/FR2010/000628
- (22) Date de dépôt international :
17 septembre 2010 (17.09.2010)
- (25) Langue de dépôt : français
- (26) Langue de publication : français
- (30) Données relatives à la priorité :
PCT/FR2009/001134
24 septembre 2009 (24.09.2009) FR
- (71) Déposant (pour tous les États désignés sauf US) :
ARCELORMITTAL INVESTIGACIÓN Y
DESARROLLO SL [ES/ES]; CL/Chavarrí, 6, E-48910
Sestao, Bizkaia (ES).
- (72) Inventeurs; et
- (75) Inventeurs/Déposants (pour US seulement) :
CHASSAGNE, Francis [FR/FR]; 65, rue de Souchez,
F-62400 Bethune (FR). BRUYERE, Blandine [FR/FR];
4, rue de Pressy, F-62550 Tangry (FR). MITHIEUX,
Jean-Denis [FR/FR]; 8, chemin des Grands Rietz,
F-62120 Mametz (FR).
- (74) Mandataire : PLAISANT, Sophie; ArcelorMittal
France, Research & Development Intellectual Property, 5,
rue Luigi Cherubini, F-93200 Saint Denis (FR).
- (81) États désignés (sauf indication contraire, pour tout titre
de protection nationale disponible) : AE, AG, AL, AM,
AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BR, BW, BY, BZ,
CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO,
DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT,
HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP,
KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD,
ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI,
NO, NZ, OM, PE, PG, PH, PL, PT, RO, RS, RU, SC, SD,
SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR,
TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) États désignés (sauf indication contraire, pour tout titre
de protection régionale disponible) : ARIPO (BW, GH,
GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG,
ZM, ZW), eurasien (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ,
TM), européen (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK,
EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU,
LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, SE, SI, SK,
SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ,
GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).
- Publiée :
— avec rapport de recherche internationale (Art. 21(3))

(54) Title : FERRITIC STAINLESS STEEL HAVING HIGH DRAWABILITY PROPERTIES

(54) Titre : ACIER INOXYDABLE FERRITIQUE A HAUTES CARACTERISTIQUES D'EMBOUTISSABILITE

(57) Abstract : The invention relates to a hot-rolled, or hot-rolled and annealed, metal sheet which is made of ferritic stainless steel manufactured by a method including at least two asymmetrical hot-rolling steps, the steel including, by weight percent: $0.001\% \leq C \leq 0.08\%$, $N \leq 0.08\%$, $0.02\% \leq Mn \leq 1.1\%$, $Si \leq 1.1\%$, $P \leq 0.04\%$, $S \leq 0.015\%$, $10.5\% \leq Cr \leq 25\%$, $Mo \leq 3\%$, $Cu \leq 1\%$, $Ti \leq 1\%$, $Zr \leq 1\%$, $Nb \leq 1\%$, the remainder of the composition consisting of iron and unavoidable impurities resulting from the production process. The metal sheet has a mean grain size, at the mid-thickness in the rolling direction d_{ac} , which is less than or equal to 50 μm .

(57) Abrégé : L'invention concerne une tôle laminée à chaud, ou laminée à chaud et recuite, en acier inoxydable ferritique fabriquée par un procédé comprenant au moins deux étapes de laminage à chaud asymétrique, l'acier comprenant en pourcentage pondéral : $0,001\% \leq C \leq 0,08\%$, $N \leq 0,08\%$, $0,02\% \leq Mn \leq 1,1\%$, $Si \leq 1,1\%$, $P \leq 0,04\%$, $S \leq 0,015\%$, $10,5\% \leq Cr \leq 25\%$, $Mo \leq 3\%$, $Cu \leq 1\%$, $Ti \leq 1\%$, $Zr \leq 1\%$, $Nb \leq 1\%$, le reste de la composition étant constitué de fer et d'impuretés inévitables résultant de l'élaboration. La tôle a une taille moyenne de grains à mi-épaisseur dans le sens du laminage d_{ac} , inférieure ou égale à 50 μm .



WO 2011/036352 A1

ACIER INOXYDABLE FERRITIQUE A HAUTES CARACTERISTIQUES D'EMBOUTISSABILITE

L'invention concerne des tôles d'aciers inoxydables ferritiques présentant une
5 haute emboutissabilité en rétreint et une faible sensibilité au défaut de
« roping » ou de « chiffonnage », utilisables pour la fabrication de pièces,
d'accessoires ou d'appareils ménagers, électroménagers, d'équipements
individuels ou collectifs, de pièces utilisables dans les domaines de
l'automobile, de la thermique, du bâtiment et de l'industrie. L'invention
10 concerne également un procédé de fabrication de telles tôles d'aciers
inoxydables ferritiques.

Les aciers inoxydables ferritiques se développent en particulier grâce à un
coût moindre par rapport aux aciers inoxydables austénitiques, ces derniers
comprenant notamment des additions coûteuses de nickel : ainsi la nuance
15 d'acier austénitique la plus courante EN 1.4301 ou AISI 304, contient au
moins 8% de nickel.

Le développement des aciers inoxydables ferritiques est néanmoins freiné
par la limitation de certaines de leurs propriétés, en particulier leur faible
ductilité comparée à celle des aciers inoxydables austénitiques et par
20 l'apparition éventuelle d'un défaut appelé « chiffonnage », ou « roping » ou
encore « ridging ». Ce défaut se manifeste lors de la mise en forme à froid,
par exemple lors d'une opération d'emboutissage de tôles, par l'apparition
localisée et prématurée de bandes parallèles à la direction de laminage
formant un micro-relief ou des ondulations. Il est non seulement préjudiciable
25 à l'aspect de la pièce, mais également associé à une moindre
emboutissabilité.

La faible ductilité des aciers inoxydables ferritiques limite donc les possibilités
de mise en forme de pièces. Pour le procédé d'emboutissage en particulier,
leur capacité d'expansion pure (cas d'une tôle bloquée par un serre-flan dans
30 une presse d'emboutissage) reste limitée, mais est compensée par une
capacité de déformation en rétreint (cas d'un emboutissage d'une tôle
glissant sous le serre-flan sans expansion sur la tête plate d'un poinçon) bien
supérieure à celle des aciers inoxydables austénitiques. L'adaptation de la

forme des pièces pour favoriser le mode de déformation en rétreint conjuguée à une amélioration des propriétés d'emboutissabilité en rétreint et à une diminution de la sensibilité au chiffonnage des aciers inoxydables ferritiques, permet donc le développement de ces aciers dans la mesure où les solutions
5 proposées sont économiquement viables.

Parmi les solutions proposées, le brevet EP1225242 décrit un procédé destiné à augmenter le coefficient d'anisotropie r (on sait que ce coefficient, caractérisant la résistance à l'amincissement est lui-même corrélé avec l'amélioration de l'emboutissabilité en rétreint) des aciers inoxydables
10 ferritiques, les principales étapes de ce procédé consistant à :

- chauffer à 1000-1200°C une brique d'acier inoxydable ferritique de composition définie,
- effectuer au moins une passe au laminoir dégrossisseur à un taux de réduction supérieur à 35% pour assurer une bonne recristallisation de
15 l'ébauche,
- effectuer au moins une passe au laminoir finisseur à basse température (700°C à 800°C) à un taux de réduction de 20 à 40% afin d'augmenter l'écroutissage,
- effectuer un recuit de la bande à chaud, un premier laminage à froid, un
20 recuit intermédiaire, un deuxième laminage à froid et un recuit final dans les conditions suivantes :

- avec un taux de réduction total entre 80 et 90% réparti de façon équilibrée entre les deux étapes de laminage à froid
- avec une température de recuit final de 850°C à 1050°C
25 permettant une recristallisation complète du produit sans croissance excessive du grain (indice de taille de grain $G > 6$) ni remise en solution des carbures.

De cette façon il est possible d'obtenir une texture cristallographique se rapprochant de la fibre gamma idéale $\{1,1,1\} \langle u,v,w \rangle$, plus simplement
30 définie par un rapport d'intensité des raies de rayon X $\{222\} / \{200\}$ élevé conduisant à un coefficient d'anisotropie moyenne élevée ($\bar{r} = (r_0 + 2r_{45} + r_{90})/4$) favorable à l'emboutissage en rétreint.

Dans le cas d'un acier inoxydable ferritique non stabilisé, comme défini par la norme EN 1.4016, ce procédé s'avère peu efficace pour différentes raisons :

- 5 - le recuit de la bande laminée à chaud, alors sous forme de bobine, a également pour fonction de transformer la martensite éventuellement présente, en ferrite et en carbures de chrome. Le recuit vise à une homogénéisation de la teneur en chrome autour de ces carbures de chrome pour éviter la corrosion intergranulaire au cours de l'opération de décapage chimique qui suit le recuit de la bobine laminée à chaud. La diffusion du chrome dans les zones déchromées autour des carbures
10 nécessitant un maintien de plusieurs heures à 800°C, le recuit de la bobine laminée à chaud ne peut donc pas être effectué en continu dans un four à passage mais sous cloche dans un four de recuit vase clos. Lors de la montée lente en température de la bobine au cours du recuit vase clos, une restauration s'effectue à mi-épaisseur du produit qui ne permet
15 plus à la recristallisation de se produire.
- lors du recuit final dans un four à passage après le second laminage à froid, la température maximale possible est limitée par la formation d'austénite au delà de 850°C qui se transforme en martensite au cours du refroidissement et dégrade la ductilité et l'emboutissabilité. La température
20 maximale permettant d'éviter la formation de martensite au cours du refroidissement n'est pas assez élevée pour obtenir une croissance suffisante des grains et atteindre une taille de grain optimale. Ceci conduit à une texture cristallographique comprenant une fibre gamma décalée (c'est à dire dont le maximum d'intensité n'est pas sur la fibre gamma
25 mais sur une orientation décalée d'environ 10° par rapport à $\{h,k,l\} = \{1,1,1\}$) et peu intense, ainsi que des orientations de type «cube», qui sont néfastes à l'emboutissabilité en rétreint.

Dans le cas général des aciers inoxydables ferritiques non stabilisés ou stabilisés au Ti, au Nb ou au Zr, les solutions connues pour améliorer
30 l'emboutissabilité sont limitées par:

- la dégradation de l'aspect de surface : la baisse de la température de fin de laminage à chaud génère des incrustations d'oxydes dans la bande laminée à chaud car l'écart de dureté entre l'oxyde et le métal augmente

lorsque la température baisse ce qui facilite l'incrustation de l'oxyde dans la bande.

- le format limite qui peut être atteint par laminage à chaud (largeur maximale / épaisseur minimale) est réduit par l'augmentation de l'effort de laminage due à la baisse de température de fin de laminage à chaud.
- le coût excessif d'un laminage à froid réalisé en deux étapes avec recuit intermédiaire qui ne se justifie que pour des produits très minces et haut de gamme qui ne représentent qu'un marché limité.

Les moyens connus pour limiter le défaut de roping des aciers inoxydables ferritiques consistent à :

- augmenter la proportion de grains équiaxes de la brame coulée par différents moyens : brassage électromagnétique, précipitation au cours de la solidification de différents type de précipités : les brevets EP1491646 et EP0924313 décrivent ainsi des aciers inoxydables ferritiques comportant respectivement une dispersion d'oxydes contenant du magnésium, ou d'oxydes de titane associés à des nitrures de titane, ces précipités servant ensuite de germes pour favoriser une solidification équiaxe.
 - effectuer un laminage à froid en deux étapes avec un recuit intermédiaire de recristallisation, comme le décrit le brevet EP 1225242.
 - Pour des nuances non stabilisées comme celles de la norme EN 1.4016, effectuer un recuit d'une bande laminée à chaud à une température supérieure à 900°C de façon à obtenir une structure austéno-ferritique, refroidir rapidement pour former partiellement de la martensite, laminier à froid ce produit, puis effectuer un recuit pour décomposer la martensite.
- Ce procédé est décrit dans les brevets GB1209345 et US3653981.

Ces moyens sont cependant aussi limités pour différentes raisons :

- l'obtention d'une brame à structure 100% équiaxe ne garantit pas l'absence totale de roping.
- comme on l'a précédemment exposé, le laminage à froid en deux étapes avec un recuit intermédiaire ne concerne que des produits particuliers car d'un coût excessif
- le laminage à froid d'un produit contenant de la martensite dégrade fortement la ductilité et l'emboutissabilité du produit après recuit final.

La présente invention a pour but de résoudre les problèmes mentionnés ci-dessus. Elle vise en particulier à mettre à disposition une tôle d'acier inoxydable ferritique présentant une bonne capacité de déformation en rétreint.

- 5 L'invention vise également à mettre à disposition une tôle d'acier inoxydable ferritique avec un coefficient d'anisotropie moyen \bar{r} élevé.

La présente invention vise également à mettre à disposition un acier inoxydable ferritique peu sensible au défaut de roping, particulièrement dans le cas des tôles les plus minces.

- 10 Elle vise également à mettre à disposition une tôle d'acier inoxydable ferritique avec une texture cristallographique se rapprochant d'une fibre gamma idéale favorisant l'aptitude à l'emboutissage.

Elle vise encore à mettre à disposition une tôle avec une texture cristallographique ne présentant pas de longues bandes de grains d'orientations proches.

- 15 Elle vise également à obtenir une tôle d'acier présentant une bonne planéité après chaque passe de laminage à chaud afin de pouvoir poursuivre le laminage à chaud et d'effectuer sans difficulté le bobinage de la tôle.

Elle vise aussi à obtenir une tôle d'acier présentant un bon aspect de surface sans incrustations d'oxyde après laminage à chaud.

- 20 Elle vise encore à mettre à disposition un procédé de fabrication économique, applicable à une large gamme d'aciers inoxydables ferritiques et trouvant des applications dans les domaines du ménager, de l'électroménager, de la collectivité, de l'automobile, du bâtiment et de l'industrie.

- 25 Dans ce but, l'invention a pour objet une tôle laminée à chaud, ou laminée à chaud et recuite, en acier inoxydable ferritique fabriquée par un procédé comprenant au moins deux étapes de laminage à chaud asymétrique, l'acier comprenant en pourcentage pondéral : $0,001\% \leq C \leq 0,08\%$, $N \leq 0,08\%$, $0,02\% \leq Mn \leq 1,1\%$, $Si \leq 1,1\%$, $P \leq 0,04\%$, $S \leq 0,015\%$, $10,5\% \leq Cr \leq 25\%$, $Mo \leq 3\%$, $Cu \leq 1\%$, $Ti \leq 1\%$, $Zr \leq 1\%$, $Nb \leq 1\%$, le reste de la composition étant
- 30 constitué de fer et d'impuretés inévitables résultant de l'élaboration, la tôle

ayant une taille moyenne de grains à mi-épaisseur dans le sens du laminage $d_{\alpha C}$ inférieure ou égale à 50 μ m.

A mi-épaisseur de la tôle laminée à chaud ou laminée à chaud et recuite, le maximum d'intensité de la fibre alpha à mi-épaisseur est préférentiellement inférieur ou égal à 10.

Selon un mode préférentiel, la tôle laminée à froid et recuite est telle que ses teneurs en Ti, Nb, Zr, C, N satisfont à : $\frac{Ti}{48} + \frac{Nb}{93} + \frac{Zr}{91} < \frac{C}{12} + \frac{N}{14}$, et telle que

l'intensité maximale de la fibre gamma à mi-épaisseur de la tôle est supérieure ou égale à 10.

Préférentiellement, la tôle laminée à froid et recuite est telle que les teneurs en Ti, Nb, Zr, C, et N de ladite tôle satisfont à : $\frac{Ti}{48} + \frac{Nb}{93} + \frac{Zr}{91} \geq \frac{C}{12} + \frac{N}{14}$ et telle

que l'intensité maximale de la fibre gamma à mi-épaisseur de la tôle est supérieure ou égale à 14.

La tôle laminée à froid et recuite, dont les teneurs en Ti, Nb, Zr, C, N satisfont

à : $\frac{Ti}{48} + \frac{Nb}{93} + \frac{Zr}{91} < \frac{C}{12} + \frac{N}{14}$, satisfait préférentiellement à : $\bar{r} + 0,21 e > 1,33$; \bar{r}

étant le coefficient d'anisotropie moyen et e l'épaisseur de la tôle, exprimée en millimètres.

La tôle laminée à froid et recuite, dont les teneurs en Ti, Nb, Zr, C, et N

satisfont à : $\frac{Ti}{48} + \frac{Nb}{93} + \frac{Zr}{91} \geq \frac{C}{12} + \frac{N}{14}$, satisfait préférentiellement à : $\bar{r} + 0,41 e$

> 1.83 , \bar{r} étant le coefficient d'anisotropie moyen et e l'épaisseur de la tôle, exprimée en millimètres.

La tôle laminée à froid et recuite présente préférentiellement une moyenne arithmétique Pa de l'ondulation de la tôle dans le sens perpendiculaire à la direction de laminage après traction de 15% dans la direction de laminage,

inférieure ou égale à 5 μ m.

L'invention a également pour objet un procédé de fabrication d'une tôle laminée à chaud en acier inoxydable ferritique, comprenant les étapes successives selon lesquelles on approvisionne un acier de composition ci-dessus, puis on procède à la coulée d'un demi-produit à partir de cet acier.

On porte ensuite le demi-produit à une température T_R comprise entre 1130°C et 1270°C pour obtenir un demi-produit réchauffé puis on lamine à chaud le demi-produit, le laminage à chaud comportant au moins deux étapes de laminage asymétrique, la déformation relative au cours de chacune des étapes étant supérieure ou égale à 10%, la valeur absolue de la différence relative ΔV de vitesse circonférentielle entre le cylindre inférieur de travail et le cylindre supérieur de travail lors des étapes étant comprise entre 10% et 60%, la température de fin de laminage T_{FL} étant comprise entre 750°C et 1000°C, de façon à obtenir un produit laminé à chaud. On bobine ensuite le produit laminé à chaud à une température T_{Bob} comprise entre 400°C et 950°C pour obtenir une tôle laminée à chaud.

Selon un mode particulier, on fabrique une tôle laminée à chaud et recuite en approvisionnant une tôle fabriquée selon le procédé ci-dessus, dont les teneurs en Ti, Nb, Zr, C, N satisfont à : $\frac{Ti}{48} + \frac{Nb}{93} + \frac{Zr}{91} < \frac{C}{12} + \frac{N}{14}$, puis on recuit la tôle laminée à chaud à une température T_{R1} comprise entre 700 et 900°C.

Selon un mode particulier, on fabrique une tôle laminée à chaud et recuite en approvisionnant une tôle fabriquée selon le procédé ci-dessus, dont les teneurs en Ti, Nb, Zr, C, N satisfont à : $\frac{Ti}{48} + \frac{Nb}{93} + \frac{Zr}{91} \geq \frac{C}{12} + \frac{N}{14}$, puis on recuit la tôle laminée à chaud à une température T_{R1} comprise entre 850 et 1150°C.

L'invention a également pour objet un procédé de fabrication d'une tôle laminée à froid et recuite en acier inoxydable ferritique, comprenant les étapes successives selon lesquelles on approvisionne une tôle laminée à chaud fabriquée selon le procédé ci-dessus, ou une tôle laminée à chaud et recuite fabriquée par l'un des procédés ci-dessus, puis on découpe la tôle laminée à chaud ou laminée à chaud et recuite pour obtenir une tôle découpée. On lamine à froid la tôle découpée de façon à obtenir une tôle laminée à froid puis on recuit la tôle laminée à froid à une température T_{R2} comprise entre 700 et 1150°C.

L'invention a également pour objet l'utilisation de la tôle d'acier ci-dessus, ou fabriquée par un des procédés décrits ci-dessus, pour la fabrication de pièces d'appareils ménagers, électroménagers, d'équipements individuels ou

collectifs, de pièces utilisables dans les domaines de l'automobile, de la thermique, du bâtiment et de l'industrie.

D'autres caractéristiques et avantages de l'invention apparaîtront au cours de la description ci-dessous donnée à titre d'exemple et faite en référence aux figures jointes suivantes :

- La figure 1a) illustre la microstructure d'une tôle laminée à chaud et recuite d'un acier inoxydable ferritique non stabilisé fabriqué dans des conditions suivant l'invention ; par comparaison, la figure 1b) présente la microstructure d'un acier ferritique non stabilisé fabriqué dans des conditions de référence.

- La figure 2a) illustre la microstructure d'une tôle laminée à chaud et recuite d'un acier inoxydable ferritique stabilisé fabriqué dans des conditions suivant l'invention ; la figure 2b) présente la microstructure d'un acier ferritique stabilisé fabriqué dans des conditions de référence.

La figure 3 présente le coefficient d'anisotropie moyen en fonction de l'épaisseur, pour une tôle laminée à froid d'acier inoxydable ferritique non stabilisé.

La figure 4 présente le coefficient d'anisotropie moyen en fonction de l'épaisseur, pour une tôle laminée à froid d'acier inoxydable ferritique stabilisé.

En ce qui concerne la composition chimique de l'acier, le carbone en solution solide ou précipité, augmente la résistance mais diminue simultanément l'aptitude à la mise en forme. Par ailleurs le carbone est un élément qui augmente le domaine d'existence de la phase austénitique. La température à partir de laquelle l'austénite se forme est d'autant plus basse que la teneur en carbone en solution solide est élevée. Cependant, pour permettre la recristallisation lors du recuit continu de la tôle laminée à froid, une température suffisante doit être atteinte. La teneur en carbone doit être limitée pour que la température de recristallisation de la ferrite soit inférieure à la température à laquelle l'austénite se forme, afin d'éviter la transformation de celle-ci en martensite lors du refroidissement rapide qui suit le recuit continu et qui fragiliserait fortement le matériau. La teneur en carbone doit donc être limitée à 0,08% en poids pour permettre une bonne recristallisation du matériau sans risque de fragilisation par l'apparition de martensite au

refroidissement après recuit continu et pour ne pas diminuer la formabilité. Cependant, une teneur en carbone excessivement basse, au dessous de 0,001%, conduit à une augmentation du coût de production.

Comme le carbone, l'azote augmente les caractéristiques de résistance.

5 Cependant, l'azote comme le carbone augmente le domaine d'existence de la phase austénitique et baisse la température d'apparition de l'austénite au chauffage. Afin de limiter les risques de fragilisation par la formation de martensite au refroidissement, la teneur en azote doit être inférieure ou égale à 0,08%. On verra également ci-dessous que les teneurs en carbone et en
10 azote doivent être mises en regard avec celles en titane, niobium et zirconium de l'acier.

En se combinant avec le soufre, le manganèse en teneur supérieure ou égale à 0,02% améliore la ductilité à chaud lors de la fabrication de l'acier.

15 Cependant, le manganèse est un élément durcissant en solution solide et, du point de vue de la formabilité, sa teneur doit être inférieure ou égale à 1,1 % en poids.

Le silicium promeut la stabilité de la phase ferritique et contribue à la désoxydation de l'acier. Cependant, sa teneur doit rester inférieure ou égale à 1,1% afin de limiter le durcissement en solution solide qui dégrade la ductilité
20 à chaud et la formabilité à froid.

Le soufre et le phosphore sont des impuretés qui diminuent la ductilité à chaud et la formabilité. Le phosphore ségrège facilement aux joints de grains et diminue leur cohésion. A ce titre, les teneurs en soufre et phosphore doivent être respectivement inférieures ou égales à 0,015% et 0,04% en
25 poids.

Le chrome est un élément essentiel pour la stabilisation de la phase ferritique et pour accroître la résistance à la corrosion. En liaison avec les autres éléments de la composition, sa teneur minimale doit être supérieure ou égale à 10,5% afin d'obtenir une structure ferritique et une résistance minimale à la
30 corrosion. Sa teneur maximale ne doit pas cependant excéder 25% sous peine d'augmenter excessivement la résistance mécanique à l'ambiante et de diminuer consécutivement l'aptitude à la mise en forme.

Le molybdène accroît la limite d'élasticité et la résistance à la rupture. Cependant, au delà de 3% en poids, la ductilité et l'aptitude à la mise en forme diminuent de façon trop importante.

Le cuivre a également un effet durcissant. En quantité excessive, il diminue la ductilité lors du laminage à chaud. A ce titre, la teneur en cuivre doit donc être inférieure ou égale à 1% en poids.

Les inventeurs ont mis en évidence que la teneur en éléments stabilisants : titane, zirconium, niobium de l'acier, conjointement avec les teneurs en carbone et en azote, déterminent le type de texture qu'il est possible d'obtenir en vue des résultats visés par l'invention.

En raison de leurs faibles solubilités dans la ferrite, le carbone et l'azote précipitent sous forme de carbures $M_{23}C_6$ et de nitrures Cr_2N à une température inférieure à 900°C. Cette précipitation généralement située aux joints de grains conduit à un appauvrissement en chrome au voisinage de ces joints et donc à une sensibilisation à la corrosion intergranulaire. Cette sensibilisation peut se rencontrer en particulier dans les zones affectées par la chaleur en soudage qui ont été réchauffées à très haute température. Ce phénomène de sensibilisation peut être évité par l'addition d'éléments formant des nitrures, des carbures ou des carbonitrures très stables thermiquement. De cette façon, on réduit le plus possible le carbone et l'azote en solution et on évite ainsi une précipitation ultérieure de carbures et de nitrures de chrome. Le titane, le niobium et le zirconium jouent ainsi ce rôle d'éléments stabilisants.

L'invention vise à la fabrication de tôles d'aciers inoxydables ferritiques, stabilisés ou non stabilisés :

- Dans le premier cas, l'acier ne contient pas suffisamment d'éléments stabilisants par rapport à sa teneur en carbone et en azote, ceci étant exprimé par le fait que ses teneurs, exprimées en poids, en Ti, Nb, Zr, C, N

satisfont à : $\frac{Ti}{48} + \frac{Nb}{93} + \frac{Zr}{91} < \frac{C}{12} + \frac{N}{14}$. Les inventeurs ont alors mis en évidence

que les buts fixés par l'invention étaient atteints lorsque la tôle d'acier présentait les caractéristiques suivantes :

- une taille moyenne de grain ferritique à mi-épaisseur de la tôle d_{ac} après laminage à chaud, ou laminage à chaud et recuit, inférieure ou égale à 50 μ m dans le sens du laminage, direction dans laquelle le grain a été le plus allongé par la déformation.

5 - une intensité maximale de fibre alpha à mi-épaisseur de la tôle laminée à chaud ou laminée à chaud et recuite inférieure ou égale à 10. On rappelle que la fibre alpha désigne une texture cristallographique dont la direction $\langle 110 \rangle$ des cristaux est parallèle à la direction de laminage. Après diffraction des rayons X sur une tôle, on caractérise la texture par une
10 représentation de la fonction de distribution d'orientation des cristaux dans l'Espace d'Euler, et on définit une intensité maximale de fibre alpha inférieure ou égale à 10 lorsque dans l'ensemble des grains ayant une direction $\langle 110 \rangle$ parallèle à la direction de laminage à $\pm 10^\circ$ près, aucune orientation ne présente une occurrence plus de dix fois plus élevée que celle qu'elle aurait
15 si toutes les orientations des grains étaient parfaitement aléatoires.

 - une intensité maximale de fibre gamma à mi-épaisseur de la tôle laminée à froid et recuite, supérieure ou égale à 10. On rappelle que la fibre gamma désigne une texture cristallographique dont le plan $\{111\}$ des cristaux est parallèle à la surface de la tôle. Après diffraction des rayons X sur une
20 tôle, on caractérise la texture par une représentation de la fonction de distribution d'orientation des cristaux dans l'Espace d'Euler, et on définit une intensité maximale de fibre gamma supérieure ou égale à 10 lorsque dans l'ensemble des grains ayant un plan $\{111\}$ parallèle à la surface de la tôle à $\pm 10^\circ$ près, au moins une des orientations présente une occurrence au
25 moins dix fois plus élevée que celle qu'elle aurait si toutes les orientations des grains étaient parfaitement aléatoires.

De plus, dans le cas d'une tôle laminée à froid et recuite, les inventeurs ont mis en évidence que les buts de l'invention sont atteints d'une manière particulièrement satisfaisante, en prenant en compte l'épaisseur e de la tôle
30 d'acier mise en œuvre, lorsque celle-ci satisfait à : $r + 0,21 e > 1,33$

Dans cette expression, e est exprimée en millimètres, et \bar{r} désigne le coefficient d'anisotropie moyen, c'est à dire $\bar{r} = (r_0 + r_{90} + 2 r_{45}) / 4$, avec :

r_0 : coefficient de Lankford dans la direction parallèle à la direction de laminage

5 r_{90} : coefficient de Lankford dans la direction perpendiculaire à la direction de laminage

r_{45} : coefficient de Lankford dans la direction faisant un angle de 45° par rapport à la direction de laminage

Enfin, dans le cas d'une tôle laminée à froid et recuite, les inventeurs ont mis en évidence que les buts de l'invention sont atteints quand le paramètre P_a , qui caractérise la moyenne arithmétique de l'ondulation de la tôle dans le sens perpendiculaire à la direction de laminage après traction de 15% dans la direction de laminage, est inférieur ou égal à 5 μ m.

- Dans le second cas, lorsque l'acier est suffisamment stabilisé par rapport à sa teneur en carbone et en azote, c'est à dire lorsque ses teneurs, exprimées en poids, en Ti, Nb, Zr, C, N satisfont à : $\frac{Ti}{48} + \frac{Nb}{93} + \frac{Zr}{91} \geq \frac{C}{12} + \frac{N}{14}$, les

inventeurs ont mis en évidence que les buts fixés par l'invention étaient atteints lorsque la tôle d'acier présentait les caractéristiques suivantes :

- une taille moyenne de grain ferritique à mi-épaisseur de la tôle d_{ac} après laminage à chaud ou après laminage à chaud et recuit inférieure à 50 μ m dans le sens du laminage, direction dans laquelle le grain a été le plus allongé par la déformation.

- une intensité maximale de fibre alpha à mi-épaisseur de la tôle laminée à chaud ou laminée à chaud et recuite, inférieure ou égale à 10.

25 - une intensité maximale de fibre gamma à mi-épaisseur de la tôle laminée à froid et recuite, supérieure ou égale à 14

De plus, dans le cas d'une tôle laminée à froid et recuite, les inventeurs ont mis en évidence que les buts de l'invention sont atteints d'une manière particulièrement satisfaisante, en prenant en compte l'épaisseur e de la tôle

30 d'acier mise en œuvre, lorsque celle-ci satisfait à : $\bar{r} + 0,41 e > 1,83$

\bar{r} désignant le coefficient d'anisotropie moyen défini ci-dessus, e étant exprimée en millimètres.

Enfin, dans le cas d'une tôle laminée à froid et recuite, les inventeurs ont mis en évidence que les buts de l'invention sont atteints quand le paramètre Pa défini ci-dessus, est inférieur ou égal à $5\mu\text{m}$.

La mise en œuvre du procédé de fabrication selon l'invention est la suivante :

On élabore un acier dont la composition a été exposée ci-dessus. Cette élaboration est suivie d'une coulée d'un demi-produit, en lingots ou en continu, par exemple sous forme de brames allant de 150 à 250 mm d'épaisseur. On peut également effectuer la coulée sous forme de brames minces de quelques dizaines de millimètres d'épaisseur entre cylindres d'acier contra-rotatifs. On porte ce demi-produit à une température T_R comprise entre 1130°C et 1270°C : la température doit être limitée à 1270°C afin que la brame ne se déforme pas par fluage dans le four de réchauffage, T_R doit également être supérieure à 1130°C : en effet, le laminage qui va suivre est constitué généralement d'un passage au sein d'un train de laminage dégrossisseur ou de plusieurs passages au sein d'un laminoir dégrossisseur, puis d'un passage au sein d'un train de laminage finisseur ou de plusieurs passages au sein d'un finisseur réversible de type Steckel. Les trains comportent eux-mêmes différentes cages de laminoirs si bien que la réduction d'épaisseur s'effectue par le passage successif au sein de ces différentes cages. Le laminage à chaud asymétrique est réalisé au moins au cours de deux passes dans le train finisseur ou dans le laminoir Steckel. Si la température T_R était inférieure à 1130°C , on ne pourrait garantir que la température de fin de laminage T_{FL} soit effectuée dans la gamme de température précise qui va être présentée ci-dessous.

Les dernières étapes de laminage à chaud sont particulièrement importantes pour la réalisation de l'invention : en premier lieu, on met en œuvre un laminage asymétrique, ce qui désigne un laminage dans lequel il existe une différence relative ΔV de vitesse circonférentielle entre le cylindre inférieur de travail et le cylindre supérieur de travail, cylindres au sein desquels est laminé

le demi-produit. Ces conditions de laminage asymétrique peuvent être obtenues avec des diamètres de cylindre inférieur et supérieur différents ou avec une vitesse de rotation différente des cylindres inférieur et supérieur, ces possibilités pouvant être combinées. Dans le cas de cylindres avec deux diamètres différents D_1 et D_2 , avec $D_1 > D_2$, on définit :

$\Delta V = 1 - \frac{D_2}{D_1}$. Lorsque les cylindres ont deux vitesses de rotation différentes,

V_1 et V_2 , avec $V_1 > V_2$, on définit : $\Delta V = 1 - \frac{V_2}{V_1}$. Dans tous les cas, le laminage à

chaud asymétrique a pour effet d'introduire une composante de cisaillement au sein du produit laminé. Les inventeurs ont mis en évidence que les caractéristiques exposées ci-dessus, en termes de texture, de taille moyenne de grain à mi-épaisseur, de coefficient d'anisotropie, de paramètre d'ondulation, étaient obtenues lorsque le laminage comportait au moins deux étapes de laminage asymétrique dans le train finisseur ou dans le laminoir Steckel. En terminant le laminage à chaud par ces étapes de laminage asymétrique, on accroît au maximum l'énergie de déformation dans le demi-produit en évitant une restauration éventuelle. On mettra donc avantagusement le procédé en œuvre en effectuant le laminage asymétrique dans les conditions de l'invention lors de la dernière et de l'avant-dernière étape de laminage à chaud. Le procédé peut comprendre plus de deux étapes de laminage asymétrique, ce qui renforce la déformation de cisaillement, mais un minimum de deux étapes doit toujours être respecté. Les inventeurs ont mis en évidence que les conditions suivantes doivent être simultanément respectées, de façon à créer un taux particulier de déformation critique par cisaillement dans une gamme de température précise :

- la déformation relative au cours de chacune des étapes de laminage asymétrique doit être supérieure ou égale à 10% afin d'assurer un cisaillement suffisant. Pour chacune des étapes de laminage, la déformation relative est définie par le rapport : (épaisseur du produit immédiatement avant laminage à l'étape considéré - épaisseur du produit immédiatement après

laminage à l'étape considérée) / (épaisseur du produit immédiatement avant laminage à l'étape considérée).

- la valeur absolue de la différence relative $|\Delta V|$ de vitesse circonférentielle entre le cylindre inférieur de travail et le cylindre supérieur de travail lors de chacune des étapes de laminage asymétrique doit être comprise entre 10 et 60%. Au dessous de 10%, le taux de cisaillement n'est pas suffisant pour obtenir la taille de grain et les textures recherchées. Cependant, au delà de 60%, le cisaillement important conduit à une planéité de la bande avant la passe suivante de laminage à chaud ou avant le bobinage, qui n'est plus satisfaisante.

- la température de fin de laminage T_{FL} doit être comprise entre 1000°C et 750°C : au dessus de 1000°C, l'écrouissage est insuffisant pour permettre une recristallisation optimale ultérieure, ce qui diminue l'efficacité du procédé. Au dessous de 750°C, de l'oxyde s'incruste dans la tôle au cours du laminage à chaud car sa dureté devient trop élevée comparativement à celle de l'acier.

- on bobine ensuite ce produit laminé à chaud à une température T_{Bob} comprise entre 400 et 950°C pour obtenir une tôle laminée à chaud : cette gamme de température permet soit d'obtenir une recristallisation optimale durant le maintien quasi-isotherme que subit la bobine après le bobinage soit de conserver un écrouissage suffisant pour une recristallisation optimale lors du recuit ultérieur. Elle permet d'autre part d'éviter l'apparition de défauts de surface à des températures T_{Bob} plus basses que 400°C.

Ce mode de fabrication de tôles laminées à chaud est bien adapté aux aciers inoxydables ferritiques stabilisés définis ci-dessus. Il peut être avantageusement complété par un recuit en continu par passage dynamique de la bande au sein d'un four, ceci alors dans une gamme de température T_{R1} de 850°C à 1150°C. On obtient alors une bande laminée à chaud et recuite qui présente une parfaite recristallisation.

Dans le cas d'aciers inoxydables ferritiques non stabilisés, le procédé ci-dessus peut conduire à l'apparition locale de martensite ; on recuit alors avantageusement la tôle laminée à chaud en effectuant un recuit lent (ou « recuit vase clos » de la bobine) à une température T_{R1} comprise entre 700

et 900°C : cette gamme de température permet la transformation de la martensite en ferrite et en carbures de chrome, ainsi que l'homogénéisation de la teneur en chrome de la matrice.

Lorsque l'on souhaite fabriquer des tôles de plus faible épaisseur, on fabrique
5 tout d'abord des tôles laminées à chaud, ou laminées à chaud et recuites selon le procédé décrit ci-dessus.

Après décapage de ces tôles par un procédé connu en lui-même, on lamine celles-ci en appliquant par exemple un taux de réduction de 30 à 90%, afin d'obtenir une tôle laminée à froid. On recuit ensuite en continu la tôle laminée
10 à froid à une température T_{R2} comprise entre 700 et 1150°C. On obtient alors de la sorte une tôle laminée à froid et recuite parfaitement recristallisée.

La présente invention va être maintenant illustrée à partir des exemples suivants donnés à titre non limitatif :

15 Exemple 1 – acier inoxydable ferritique non stabilisé

On a élaboré un acier inoxydable ferritique non stabilisé dont la composition, exprimée en pourcentage pondéral, figure au tableau ci-dessous

C	N	S	P	Mn	Si	Cr	Mo	Cu	Ti	Nb	Zr
0,044	0,040	0.003	0,029	0,410	0,237	16,09	0,027	0,104	0,004	0,015	0,001

$$Ti/48+Nb/93+Zr/91 = 0.0003$$

20 $C/12+N/14 = 0.006$

Tableau 1 : Composition chimique de l'acier inoxydable ferritique non stabilisé

Le produit a été coulé sous forme de brame de 210mm d'épaisseur. La brame a été réchauffée à 1200°C puis laminée à chaud au laminoir
25 dégrossisseur pour obtenir une ébauche de 30 mm d'épaisseur, dont la température était de 1070°C. Cette ébauche a été soumise à un laminage à chaud de finition en six passes dans différentes conditions où l'on a fait varier :

- les déformations relatives ϵ_i au cours de ces étapes de laminage. La
30 déformation à chaque étape est définie par la réduction en épaisseur du produit de part et d'autre de la cage de laminage considérée. Si e_i

désigne l'épaisseur du produit après passage dans la cage (i), et e_{i-1} l'épaisseur du produit avant entrée dans la cage (i), alors : $\epsilon_i = 1 - \frac{e_i}{e_{i-1}}$.

ϵ_5 désigne dans ce cas la déformation relative à l'avant-dernière étape de laminage, ϵ_6 la déformation relative à la dernière étape de laminage.

5

- la valeur absolue $|\Delta V_i|$ de la différence relative ΔV_i de vitesse circonférentielle entre le cylindre inférieur de travail et le cylindre supérieur de travail, au cours de chacune de ces étapes de laminage. Les étapes de laminage sont effectuées soit en condition symétrique ($\Delta V=0$), soit en condition asymétrique.

10

- la température de fin de laminage T_{FL}
- la température de bobinage T_{bob} .

Les détails relatifs à ces différentes conditions sont présentés au tableau 2.

N° d'essai		ϵ_1	$ \Delta V_1 $	ϵ_2	$ \Delta V_2 $	ϵ_3	$ \Delta V_3 $	ϵ_4	$ \Delta V_4 $	ϵ_5	$ \Delta V_5 $	ϵ_6	$ \Delta V_6 $	T_{FL}	T_{bob}
1a,b,c	R	0,47	0	0,38	0	0,34	0	0,29	0	0,23	<u>0</u>	0,18	<u>0</u>	900	800
2a	R	0,47	0	0,38	0	0,34	0	0,29	0	0,23	<u>0</u>	0,18	<u>0</u>	<u>700</u>	600
3a,b,c	I	0,47	0	0,38	0	0,34	0	0,29	0	0,23	0,5	0,18	0,5	900	800
4a	I	0,47	0	0,38	0	0,34	0	0,29	0	0,23	0,5	0,18	0,5	800	700
5a	R	0,47	0	0,38	0	0,34	0	0,29	0	0,23	0,5	0,18	0,5	<u>700</u>	600
6a	R	0,47	0	0,38	0	0,34	0	0,29	0	0,23	<u>0,7</u>	0,18	<u>0,7</u>	900	800
7a	R	0,47	0	0,38	0	0,34	0	0,29	0	0,23	<u>0,7</u>	0,18	<u>0,7</u>	<u>700</u>	600
8a	R	0,47	0	0,41	0	0,36	0	0,30	0	0,23	0,5	<u>0,09</u>	0,5	900	800
9a	R	0,47	0	0,41	0	0,36	0	0,30	0	0,23	0,5	<u>0,09</u>	0,5	<u>700</u>	600

15

Tableau 2. Conditions de laminage à chaud et de bobinage de l'acier inoxydable ferritique non stabilisé

Valeurs soulignées : non conformes à l'invention

I : Invention R : référence

20

Les tôles laminées à chaud ainsi obtenues ont une épaisseur de 3 mm. Ces tôles laminées à chaud ont été ensuite recuites en vase clos à une température T_{R1} de 800°C, puis décapées. On a ensuite laminé à froid ces tôles de façon à obtenir des tôles laminées à froid d'épaisseur $e = 0,6\text{mm}$, puis recuit celles-ci en continu à une température T_{R2} de 880°C.

Pour les tôles laminées à chaud de l'essai n°1 et de l'essai n°3, des essais supplémentaires ont été réalisés en effectuant un laminage à froid à épaisseur $e=0,3\text{mm}$ et à épaisseur $e=2\text{mm}$, les autres conditions de transformation à froid restant inchangées. Les détails relatifs aux différentes conditions de transformation à froid sont présentés au tableau 3.

N° d'essai		Épaisseur tôle laminée à chaud (mm)	Température de recuit T_{R1} (°C)	Épaisseur tôle laminée à froid (mm)	Température de recuit T_{R2} (°C)
1a, 2a, 5a, 6a, 7a, 8a, 9a	R	3	800	0,6	880
3a, 4a	I	3	800	0,6	880
1b	R	3	800	0,3	880
1c	R	3	800	2	880
3b	I	3	800	0,3	880
3c	I	3	800	2	880

Tableau 3. Conditions de laminage à froid et de recuit de l'acier inoxydable ferritique non stabilisé - I : Invention R : référence.

10

Les propriétés mécaniques des tôles et leurs microstructures ont été examinées à divers stades :

- sur les tôles laminées à chaud
 - sur les tôles laminées à chaud et recuites à la température T_{R1}
 - sur les tôles laminées à froid et recuites à la température T_{R2}
- On a déterminé la taille de grain moyenne à mi-épaisseur des tôles dans le sens de laminage au moyen d'observations au microscope électronique à balayage et d'une quantification par analyse d'images.
- On a déterminé l'intensité de la fibre α à mi-épaisseur pour les tôles laminées à chaud ou laminées à chaud et recuites à T_{R1} , et celle de la fibre gamma à mi-épaisseur pour les tôles laminées à froid et recuites à T_{R2} par la

20

technique de diffraction des rayons X en mode texture et par un calcul de la fonction de distribution des orientations.

- De plus, on a déterminé le coefficient d'anisotropie moyen \bar{r} en prélevant des éprouvettes de traction de 20 x 80 mm² dans les sens parallèle, perpendiculaire, et à 45° par rapport à la direction de laminage, et en déterminant les coefficients d'anisotropie r_0 , r_{90} , r_{45} à 10% d'allongement.

- Le paramètre P_a d'ondulation a été déterminé par la technique suivante : après application d'une déformation par traction de 15% dans le sens du laminage d'une éprouvette de dimensions 50 x 300 mm², on effectue un palpé avec un rugosimètre mécanique dans la direction transverse au laminage, puis une correction afin de soustraire le profil transversal macroscopique de l'éprouvette et la rugosité initiale avant déformation. P_a est la moyenne arithmétique de toutes les valeurs du profil ainsi obtenu. Le résultat est considéré comme satisfaisant lorsque $P_a \leq 5\mu\text{m}$.

- La planéité des tôles obtenues a été mesurée. Elle est jugée non satisfaisante lorsque la tôle posée à plat à l'une des ses extrémités présente une flèche qui dépasse 5cm, à une distance d'un mètre de cette extrémité dans la direction de laminage.

- L'état de surface de la tôle laminée à chaud a été observé visuellement afin de détecter la présence d'incrustations d'oxyde

Les résultats sont présentés au tableau 4.

La figure 1a illustre que la taille moyenne de grain à mi-épaisseur d_{ac} d'une tôle d'acier inoxydable ferritique non stabilisée, laminée à chaud et recuite dans les conditions de l'invention, est inférieure à 50 microns, alors qu'une tôle laminée à chaud et recuite dans des conditions de référence est supérieure à 50 microns, comme le montre la figure 1b.

N° d'essai		Après laminage à chaud		Après laminage à chaud, bobinage et recuit à T _{R1}		Après laminage à froid et recuit à T _{R2}		
		Planéité ≤ 5 cm/m	Incrustation d'oxyde	Intensité fibre alpha à mi-épaisseur ≤ 10	d _{αC} à mi-épaisseur < 50µm	Intensité fibre gamma à mi-épaisseur ≥ 10	- r +0,21 e >1,33	P _a ≤ 5µm
1a	R	○	○					
1b	R	○	○					
1c	R	○	○					○
2a	R	○						
3a	I	○	○	○	○	○	○	○
3b	I	○	○	○	○	○	○	○
3c	I	○	○	○	○	○	○	○
4a	I	○	○	○	○	○	○	○
5a	R	○		○	○	○	○	○
6a	R		○	○	○	○	○	○
7a	R			○	○	○	○	○
8a	R	○	○					
9a	R	○						

Tableau 4. Résultats obtenus aux différents stades de la transformation de la tôle d'acier inoxydable ferritique non stabilisé.

○ : résultats satisfaisants : résultats non satisfaisants

I : Invention R : référence

5

Dans le cas des tôles laminées à chaud et recuites, on met en évidence que la taille de grain à mi-épaisseur d_{αC}, l'état de recristallisation et la texture dépendent fortement des conditions de laminage à chaud : contrairement au laminage à chaud symétrique qui conduit à une simple restauration lors du recuit, le laminage à chaud asymétrique permet une bonne recristallisation jusqu'à la mi-épaisseur du matériau grâce à un surcroît de déformation par cisaillement : en effet, le laminage à chaud symétrique (essais 1a, 1b, 1c, 2a) ou le laminage à chaud asymétrique réalisé avec une réduction par passe inférieure à 10% (essais 8a, 9a) conduisent à une texture de fibre alpha à mi-épaisseur de la tôle caractéristique d'un état non recristallisé et simplement restauré, n'ayant subi majoritairement qu'une compression plane.

10

15

Le laminage à chaud asymétrique réalisé avec un taux de réduction par passe supérieur à 10% (essais 3a, 3b, 3c, 4a, 5a, 6a, 7a) conduit à une

texture pratiquement aléatoire, et donc avec une faible intensité de la fibre alpha, qui provient d'une recristallisation quasiment non orientée de la mi-épaisseur du matériau. Le laminage asymétrique réalisé avec une différence relative $|\Delta V|$ de vitesse circonférentielle entre le cylindre inférieur de travail et le cylindre supérieur de travail supérieure à 0,6 (essais 6a, 7a) conduit à un défaut de planéité trop important après laminage à chaud et avant bobinage. Un laminage à chaud se terminant à une température inférieure à 750°C (essais 2a, 5a, 7a, 9a) conduit à des incrustations d'oxyde dégradant l'état de surface de la tôle.

Au stade de la tôle laminée à froid et recuite à T_{R2} , le laminage à chaud réalisé avec deux passes de laminage asymétrique avec plus de 10% de réduction par passe permet l'obtention d'une texture de fibre gamma plus intense et plus concentrée que le laminage à chaud symétrique. Cette différence de texture sur les tôles laminées à froid et recuites provient de la différence de texture préexistante dans les tôles laminées à chaud et recuites. La texture plus aléatoire dans la tôle laminée à chaud de façon asymétrique favorise la formation de grains d'orientation gamma au cours du recuit à la température T_{R2} . Par contre, la présence de la fibre alpha dans la tôle laminée à chaud de façon symétrique limite la formation de grains d'orientation gamma lors de la recristallisation au cours du recuit.

A épaisseur donnée, l'anisotropie moyenne est plus élevée sur la tôle laminée à froid et recuite ayant été obtenue grâce à un laminage à chaud asymétrique réalisé avec plus de 10% de réduction par passe, que sur le produit fini issu d'un laminage à chaud symétrique. Cette différence vient de l'intensification et de la concentration de la fibre gamma consécutives au laminage à chaud asymétrique.

La figure 3 illustre la relation entre le coefficient d'anisotropie moyen \bar{r} et l'épaisseur des tôles laminées à froid et recuites. On notera que les tôles fabriquées selon l'invention satisfont à la condition : $\bar{r} + 0,21 e > 1,33$. A épaisseur donnée, elles présentent un meilleur coefficient d'anisotropie moyen que des tôles fabriquées dans les conditions de référence.

Par ailleurs le roping, quantifié par la valeur P_a , est plus faible sur la tôle laminée à froid et recuite dans les conditions de l'invention. Cette baisse du roping est due à la diminution de la longueur des bandes de grains de mêmes orientations grâce au laminage à chaud asymétrique effectué dans les conditions de l'invention. Lors de la recristallisation au cours du recuit à la température T_{R2} de la bande laminée à froid, tous les grains issus d'un même grain de la tôle laminée à chaud et recuite ont des orientations proches. Dans le cas du laminage à chaud effectué dans des conditions de référence, les grains à mi-épaisseur de la tôle laminée à chaud, ou laminée à chaud et recuite, sont de grandes dimensions, de taille moyenne $d_{ac} > 50\mu\text{m}$ comme le montre la figure 1b. Le laminage à froid augmente encore la taille de grain dans la direction de laminage et conduit à une bande très allongée ou tous les grains qui recristallisent au cours du recuit à la température T_{R2} de la bande laminée à froid vont avoir des orientations proches. Lors d'une déformation, comme par exemple au cours de l'emboutissage de la tôle, le comportement mécanique de ces bandes de grains d'orientations proches va conduire à l'apparition d'ondulations perpendiculaires à la direction de laminage qui constituent le roping. Ces ondulations sont d'autant plus importantes que ces bandes de grains sont longues.

L'invention permet de limiter le groupement de grains recristallisés et faiblement désorientés provenant d'un même grain originel avant recristallisation.

Dans le cas d'une tôle laminée à chaud et recuite dans les conditions de l'invention, la taille des grains à mi-épaisseur d_{ac} est inférieure ou égale à $50\mu\text{m}$, comme l'illustre la figure 1a. Après laminage à froid et recuit ultérieurs, la longueur des bandes est fortement réduite, et permet de faire baisser significativement le niveau de roping.

Exemple 2 – acier inoxydable ferritique stabilisé

On a élaboré un acier inoxydable ferritique stabilisé dont la composition, exprimée en pourcentage pondéral, figure au tableau 5.

C	N	P	S	Mn	Si	Cr	Mo	Cu	Ti	Nb	Zr
0,008	0,011	0,022	0,003	0,241	0,435	11,61	0,018	0,086	0,170	0,007	0,002

$Ti/48 + Nb/93 + Zr/91 = 0.0036$

$C/12 + N/14 = 0.0014$

Tableau 5 : Composition chimique de l'acier inoxydable ferritique stabilisé

- 5 Le produit a été coulé sous forme de brame de 210mm d'épaisseur. La brame a été réchauffée à 1200°C puis laminée à chaud au laminoir dégrossisseur pour obtenir une ébauche de 30 mm d'épaisseur, dont la température était de 1060°C. Celle-ci a été ensuite soumise à un laminage à
- 10 les déformations relatives ϵ_i au cours des différentes étapes de laminage, la valeur absolue de la différence relative de vitesse circumférentielle $|\Delta V_i|$, la température de fin de laminage T_{FL} , la température de bobinage T_{bob} . Les conditions de ces essais sont présentées au tableau 6.

N° d'essai		ϵ_1	$ \Delta V_1 $	ϵ_2	$ \Delta V_2 $	ϵ_3	$ \Delta V_3 $	ϵ_4	$ \Delta V_4 $	ϵ_5	$ \Delta V_5 $	ϵ_6	$ \Delta V_6 $	T_{FL}	T_{bob}
10a	R	0,47	0	0,38	0	0,34	0	0,29	0	0,23	<u>0</u>	0,18	<u>0</u>	900	800
10b	R	0,47	0	0,38	0	0,34	0	0,29	0	0,23	<u>0</u>	0,18	<u>0</u>	900	800
10c	R	0,47	0	0,38	0	0,34	0	0,29	0	0,23	<u>0</u>	0,18	<u>0</u>	900	800
11a	R	0,47	0	0,38	0	0,34	0	0,29	0	0,23	<u>0</u>	0,18	<u>0</u>	<u>700</u>	600
12a	I	0,47	0	0,38	0	0,34	0	0,29	0	0,23	0,5	0,18	0,5	900	800
12b	I	0,47	0	0,38	0	0,34	0	0,29	0	0,23	0,5	0,18	0,5	900	800
12c	I	0,47	0	0,38	0	0,34	0	0,29	0	0,23	0,5	0,18	0,5	900	800
13a	I	0,47	0	0,38	0	0,34	0	0,29	0	0,23	0,5	0,18	0,5	800	700
14a	R	0,47	0	0,38	0	0,34	0	0,29	0	0,23	0,5	0,18	0,5	<u>700</u>	600
15a	R	0,47	0	0,38	0	0,34	0	0,29	0	0,23	<u>0,7</u>	0,18	<u>0,7</u>	900	800
16a	R	0,47	0	0,38	0	0,34	0	0,29	0	0,23	<u>0,7</u>	0,18	<u>0,7</u>	<u>700</u>	600
17a	R	0,47	0	0,41	0	0,36	0	0,30	0	0,23	0,5	<u>0,09</u>	0,5	900	800
18a	R	0,47	0	0,41	0	0,36	0	0,30	0	0,23	0,5	<u>0,09</u>	0,5	<u>700</u>	600

Tableau 6. Conditions de laminage à chaud et de bobinage de l'acier inoxydable ferritique stabilisé

Valeurs soulignées : non conformes à l'invention

I : Invention R : référence

- 15 Les tôles laminées à chaud ainsi obtenues ont une épaisseur de 3mm. Ces
- 20 tôles laminées à chaud ont été soit recuites en continu à une température T_{R1} de 920°C pour les tôles bobinées à 600°C ou 700°C, puis décapées, soit

uniquement décapées pour les tôles bobinées à 800°C. On a ensuite laminé à froid ces tôles de façon à obtenir une tôle laminée à froid d'épaisseur $e = 0,6\text{mm}$, puis recuit celles-ci en continu à une température T_{R2} de 950°C. Pour les tôles laminées à chaud de l'essai n°10 et de l'essai n°12, des essais supplémentaires ont été réalisés en effectuant un laminage à froid à épaisseur $e = 0,3\text{mm}$ et à épaisseur $e = 2\text{mm}$, les autres conditions de transformation à froid restant inchangées. Les détails relatifs aux différentes conditions de transformation à froid sont présentés au tableau 7.

N° d'essai		Epaisseur tôle laminée à chaud (mm)	Température de recuit T_{R1} (°C)	Epaisseur tôle laminée à froid (mm)	Température de recuit T_{R2} (°C)
10a, 15a, 17a	R	3	-	0.6	950
11a, 14a, 16a, 18a	R	3	920	0.6	950
12a	I	3	-	0.6	950
13a	I	3	920	0.6	950
10b	R	3	-	0.3	950
10c	R	3	-	2	950
12b	I	3	-	0.3	950
12c	I	3	-	2	950

10 Tableau 7. Conditions de laminage à froid et de recuit de l'acier inoxydable ferritique stabilisé - I : Invention R : référence

Les propriétés mécaniques des tôles et leur microstructure ont été examinées à divers stades :

- 15
- sur les tôles laminées à chaud
 - sur les tôles laminées à chaud et recuites à la température T_{R1}
 - sur les tôles laminées à froid et recuites à la température T_{R2} .

Les propriétés mécaniques, les microstructures et les textures ont été déterminées au moyen de caractérisations identiques à celles exposées dans l'exemple 1. Les résultats sont présentés au tableau 8.

20

On observe dans cet exemple 2 des résultats similaires à ceux obtenus sur acier inoxydable ferritique non stabilisé. On notera cependant que l'intensité de la fibre gamma à mi-épaisseur et le coefficient moyen d'anisotropie de la tôle laminée à froid et recuite, sont plus élevés dans le cas d'un acier inoxydable ferritique stabilisé.

Dans les conditions de l'invention, la taille de grain $d_{\alpha C}$ de la tôle laminée à chaud, ou laminée à chaud et recuite, est inférieure ou égale à $50\mu\text{m}$, comme l'indique la figure 2a. Elle est supérieure à 50 microns pour les conditions de référence, comme l'illustre la figure 2b.

N° d'essai		Après laminage à chaud		Avant laminage à froid		Après laminage à froid et recuit à T_{R2}		
		Planéité ≤ 5 cm/m	Incrustation d'oxyde	Intensité fibre alpha à mi-épaisseur ≤ 10	$d_{\alpha C}$ à mi-épaisseur $< 50\mu\text{m}$	Intensité fibre gamma à mi-épaisseur ≥ 14	$\bar{r} + 0,41 e > 1,83$	$P_a \leq 5\mu\text{m}$
10a	R	o	o					
10b	R	o	o					
10c	R	o	o					o
11a	R	o						
12a	I	o	o	o	o	o	o	o
12b	I	o	o	o	o	o	o	o
12c	I	o	o	o	o	o	o	o
13a	I	o	o	o	o	o	o	o
14a	R	o		o	o	o	o	o
15a	R		o	o	o	o	o	o
16a	R			o	o	o	o	o
17a	R	o	o					
18a	R	o						

10 Tableau 8. Résultats obtenus aux différents stades de la transformation de la tôle d'acier inoxydable ferritique stabilisé.

: résultats satisfaisants : résultats non satisfaisants
 I : Invention R : référence

15 La figure 4 illustre la relation entre le coefficient d'anisotropie moyen \bar{r} et l'épaisseur des tôles laminées à froid et recuites. On note que les tôles fabriquées selon l'invention satisfont à la condition : $\bar{r} + 0,41 e > 1,83$. A épaisseur donnée, les tôles selon l'invention présentent un coefficient

d'anisotropie moyen plus élevé que des tôles fabriquées dans les conditions de référence.

L'invention a donc un caractère général dans la mesure où elle s'applique aussi bien aux aciers inoxydables ferritiques non stabilisés qu'aux aciers
5 inoxydables ferritiques stabilisés.

L'augmentation de l'intensité de la fibre gamma et de l'anisotropie moyenne, ainsi que la diminution du roping grâce au laminage asymétrique des aciers inoxydables ferritiques dans les conditions de l'invention, permettent d'améliorer la mise en forme en rétreint et d'obtenir un meilleur aspect de
10 surface après déformation. Le laminage à chaud asymétrique permet ainsi de réaliser des pièces d'aspect conformées plus complexes et ne nécessitant pas d'opération ultérieure trop longue de polissage et d'avivage avec un l'état de surface désiré, brillant, glacé ou mat.

L'invention sera mise en œuvre avec profit pour la fabrication de pièces,
15 d'accessoires ou d'appareils ménagers, électroménagers, d'équipements individuels ou collectifs, de pièces utilisables dans les domaines de l'automobile, de la thermique, du bâtiment et de l'industrie.

REVENDEICATIONS

- 5 1 Tôle laminée à chaud, ou laminée à chaud et recuite, en acier inoxydable ferritique fabriquée par un procédé comprenant au moins deux étapes de laminage à chaud asymétrique, ledit acier comprenant en pourcentage pondéral :

	$0,001\% \leq C \leq 0,08\%$,
10	$N \leq 0,08\%$,
	$0,02\% \leq Mn \leq 1,1\%$,
	$Si \leq 1,1\%$,
	$P \leq 0,04\%$,
	$S \leq 0,015\%$,
15	$10,5\% \leq Cr \leq 25\%$,
	$Mo \leq 3\%$,
	$Cu \leq 1\%$,
	$Ti \leq 1\%$,
	$Zr \leq 1\%$,
20	$Nb \leq 1\%$,

le reste de la composition étant constitué de fer et d'impuretés inévitables résultant de l'élaboration,

ladite tôle ayant une taille moyenne de grains à mi-épaisseur dans le sens du laminage $d_{\alpha C}$ inférieure ou égale à $50\mu m$

25

2 Tôle laminée à chaud ou laminée à chaud et recuite selon la revendication 1 caractérisée en ce que le maximum d'intensité de la fibre alpha à mi-épaisseur de ladite tôle est inférieur ou égal à 10

- 30 3 Tôle laminée à froid et recuite fabriquée à partir d'une tôle selon la revendication 1 ou 2, caractérisée en ce que les teneurs en Ti, Nb, Zr, C, N de ladite tôle satisfont à :

$$\frac{Ti}{48} + \frac{Nb}{93} + \frac{Zr}{91} < \frac{C}{12} + \frac{N}{14}$$

et en ce que l'intensité maximale de la fibre gamma à mi-épaisseur de ladite tôle est supérieure ou égale à 10

- 5 4 Tôle laminée à froid et recuite fabriquée à partir d'une tôle selon la revendication 1 ou 2, caractérisée en ce que les teneurs en Ti, Nb, Zr, C, et N de ladite tôle satisfont à :

$$\frac{Ti}{48} + \frac{Nb}{93} + \frac{Zr}{91} \geq \frac{C}{12} + \frac{N}{14}$$

- 10 et en ce que l'intensité maximale de la fibre gamma à mi-épaisseur de ladite tôle est supérieure ou égale à 14

5 Tôle laminée à froid et recuite fabriquée à partir d'une tôle selon la revendication 3, caractérisée en ce que son coefficient d'anisotropie moyen \bar{r} et son épaisseur e, exprimée en millimètres, satisfont à :

15
$$\bar{r} + 0,21 e > 1,33$$

6 Tôle laminée à froid et recuite fabriquée à partir d'une tôle selon la revendication 4, caractérisée en ce que son coefficient d'anisotropie moyen \bar{r} et son épaisseur e, exprimée en millimètres, satisfont à :

20
$$\bar{r} + 0,41 e > 1.83$$

- 7 Tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 3 à 6, caractérisée en ce que la moyenne arithmétique Pa de l'ondulation de la tôle dans le sens perpendiculaire à la direction de laminage après traction de 15% dans la direction de laminage, est inférieure ou égale à 5µm
- 25

8 Procédé de fabrication d'une tôle laminée à chaud en acier inoxydable ferritique, comprenant les étapes successives selon lesquelles :

- on approvisionne un acier de composition selon la revendication 1,

puis

- on procède à la coulée d'un demi-produit à partir dudit acier, puis
 - on porte ledit demi-produit à une température T_R comprise entre 1130°C et 1270°C pour obtenir un demi-produit réchauffé puis

5 - on lamine à chaud ledit demi-produit, ledit laminage à chaud comportant au moins deux étapes de laminage asymétrique, la déformation relative au cours de chacune desdites étapes étant supérieure ou égale à 10%, la valeur absolue de la différence relative ΔV de vitesse circonférentielle entre le cylindre inférieur de travail et le
 10 cylindre supérieur de travail lors desdites étapes étant comprise entre 10% et 60%, la température de fin de laminage T_{FL} étant comprise entre 750°C et 1000°C, de façon à obtenir un produit laminé à chaud puis,
 - on bobine ledit produit laminé à chaud à une température T_{Bob} comprise entre 400°C et 950°C pour obtenir une tôle laminée à chaud

15

9 Procédé de fabrication d'une tôle laminée à chaud et recuite selon lequel on approvisionne une tôle laminée à chaud fabriquée selon la revendication 8, caractérisée en ce que les teneurs en Ti, Nb, Zr, C, N de ladite tôle satisfont à

20
$$\frac{Ti}{48} + \frac{Nb}{93} + \frac{Zr}{91} < \frac{C}{12} + \frac{N}{14}$$

puis

- on recuit ladite tôle laminée à chaud à une température T_{R1} comprise entre 700 et 900°C

25 10 Procédé de fabrication d'une tôle laminée à chaud et recuite selon lequel on approvisionne une tôle laminée à chaud fabriquée selon la revendication 8, caractérisée en ce que les teneurs en Ti, Nb, Zr, C, N de ladite tôle satisfont à :

$$\frac{Ti}{48} + \frac{Nb}{93} + \frac{Zr}{91} \geq \frac{C}{12} + \frac{N}{14}$$

30 puis

- on recuit ladite tôle laminée à chaud à une température T_{R1} comprise

entre 850 et 1150°C

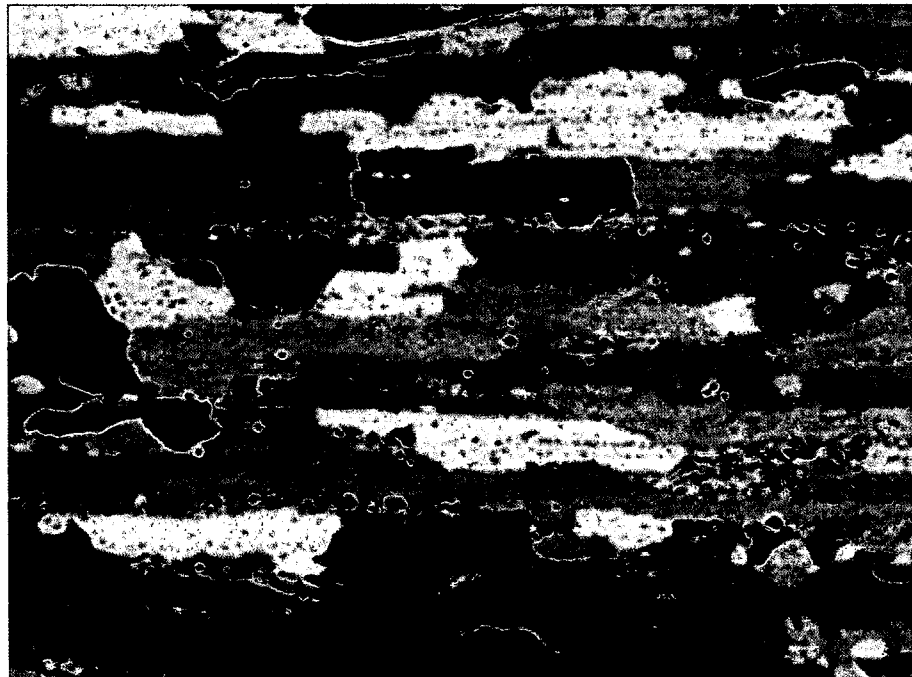
- 11 Procédé de fabrication d'une tôle laminée à froid et recuite en acier inoxydable ferritique, comprenant les étapes successives selon lesquelles :
- 5 - on approvisionne une tôle laminée à chaud fabriquée par un procédé selon la revendication 8, ou une tôle laminée à chaud et recuite fabriquée par un procédé selon la revendication 9 ou la revendication 10, puis
- on découpe ladite tôle laminée à chaud ou laminée à chaud et recuite pour obtenir une tôle découpée, puis
- 10 - on lamine à froid ladite tôle découpée de façon à obtenir une tôle laminée à froid puis
- on recuit ladite tôle laminée à froid à une température T_{R2} comprise entre 700 et 1150°C.
- 15 12 Utilisation de la tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 1 à 7, ou de la tôle d'acier fabriquée par un procédé selon l'une quelconque des revendications 8 à 11, pour la fabrication de pièces d'appareils ménagers, électroménagers, d'équipements individuels ou collectifs, de pièces utilisables dans les domaines de l'automobile, de la thermique, du
- 20 bâtiment et de l'industrie

1/3



100 μ m

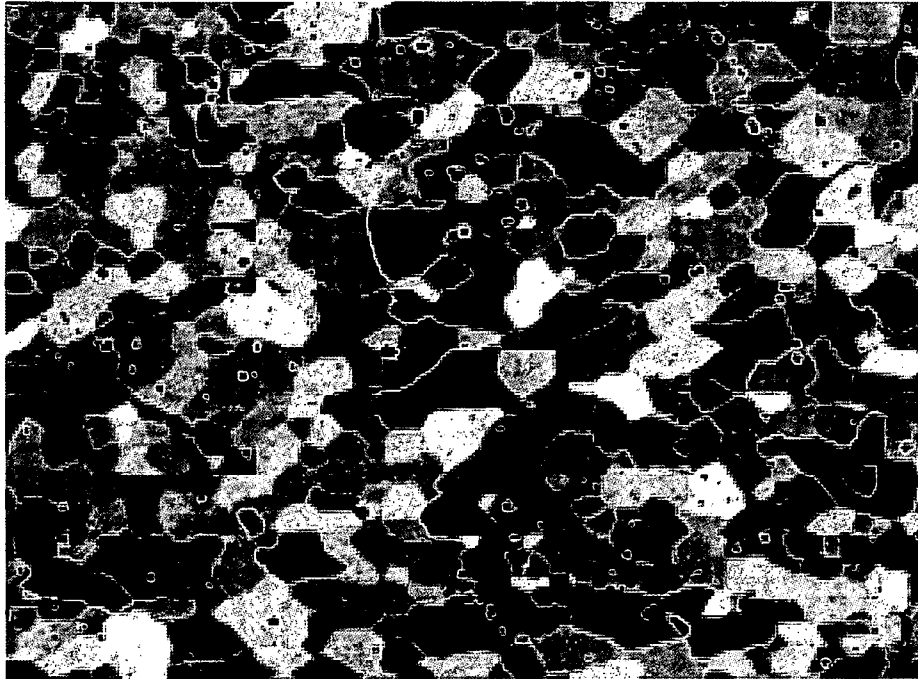
Figure 1a.



100 μ m

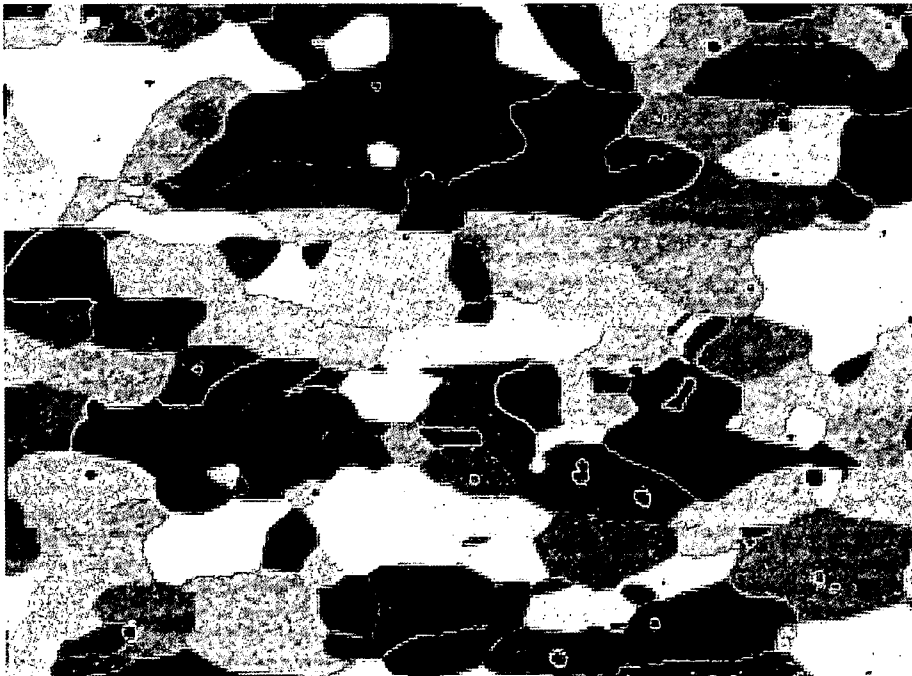
Figure 1b.

2/3



100 μm

Figure 2a.



100 μm

Figure 2b.

3/3

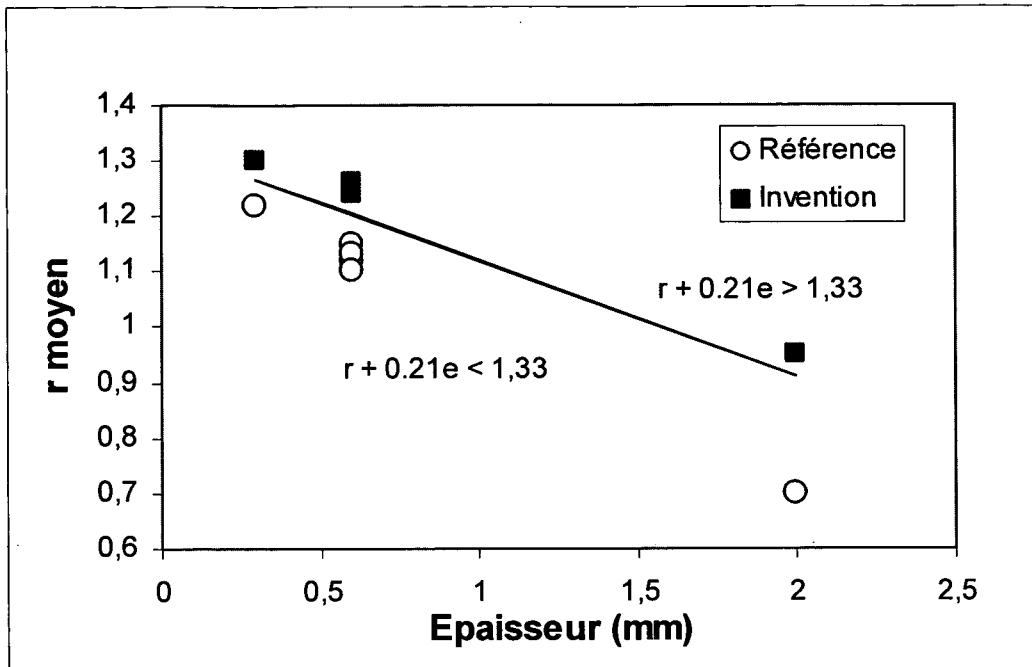


Figure 3

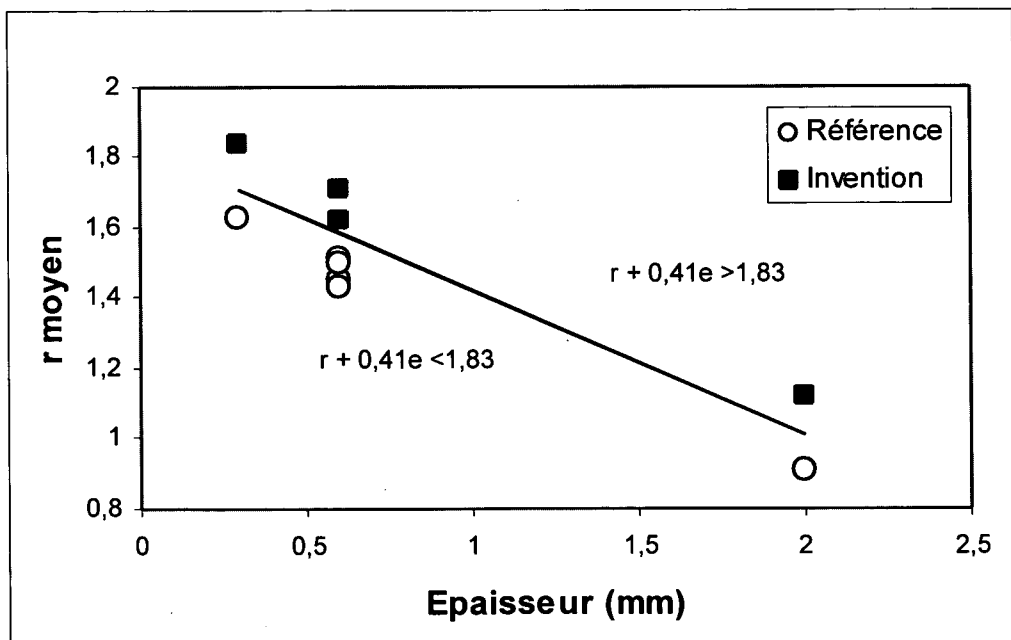


Figure 4

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No
PCT/FR2010/000628

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
 INV. C22C38/18 C21D9/46 B21B3/02 C21D6/00 C21D8/02
 ADD.

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)
 C21D C22C B21B

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practical, search terms used)

EPO-Internal, WPI Data, INSPEC

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP 2001 181798 A (KAWASAKI STEEL CO) 3 July 2001 (2001-07-03) * abstract	1-12
X	JP 2001 271143 A (NISSHIN STEEL CO LTD) 2 October 2001 (2001-10-02) * abstract	1-12
A	EP 0 924 313 A1 (ARMCO INC [US] AK STEEL CORP [US]) 23 June 1999 (1999-06-23) the whole document	1-12
A	EP 1 491 646 A1 (NIPPON STEEL CORP [JP] NIPPON STEEL & SUMIKIN STAINLE [JP]) 29 December 2004 (2004-12-29) the whole document	1-12
	----- -/--	

 Further documents are listed in the continuation of Box C. See patent family annex.

* Special categories of cited documents :

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier document but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art.

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search

19 November 2010

Date of mailing of the international search report

26/11/2010

Name and mailing address of the ISA/

European Patent Office, P.B. 5818 Patentlaan 2
 NL - 2280 HV Rijswijk
 Tel. (+31-70) 340-2040,
 Fax: (+31-70) 340-3016

Authorized officer

Chebeleu, Alice

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No
PCT/FR2010/000628

C(Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2000 192200 A (NIPPON STEEL CORP) 11 July 2000 (2000-07-11) * abstract	1-12
A	EP 1 225 242 A2 (KAWASAKI STEEL CO [JP] JFE STEEL CORP [JP]) 24 July 2002 (2002-07-24) the whole document	1-12
A	JP 10 324920 A (SUMITOMO METAL IND) 8 December 1998 (1998-12-08) * abstract	1-12
A	US 2008/099109 A1 (PARK CHEL MIN [KR]) 1 May 2008 (2008-05-01) the whole document	1-12
A	EP 1 338 667 A1 (KAWASAKI STEEL CO [JP] JFE STEEL CORP [JP]) 27 August 2003 (2003-08-27) the whole document	1-12
A	JP 2000 017385 A (NIPPON STEEL CORP) 18 January 2000 (2000-01-18) * abstract	1-12
A	JP 11 350038 A (NIPPON KOKAN KK) 21 December 1999 (1999-12-21) * abstract	1-12
A	FR 2 790 009 A1 (LORRAINE LAMINAGE [FR]) 25 August 2000 (2000-08-25) the whole document	1-12

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Information on patent family members

International application No

PCT/FR2010/000628

Patent document cited in search report		Publication date	Patent family member(s)	Publication date
JP 2001181798	A	03-07-2001	NONE	
JP 2001271143	A	02-10-2001	NONE	
EP 0924313	A1	23-06-1999	AT 267886 T BR 9805348 A CA 2254564 A1 CN 1224070 A DE 69824131 D1 DE 69824131 T2 DK 924313 T3 ES 2222549 T3 JP 4388613 B2 JP 11246944 A RU 2227172 C2 TW 496903 B	15-06-2004 30-11-1999 19-06-1999 28-07-1999 01-07-2004 02-06-2005 09-08-2004 01-02-2005 24-12-2009 14-09-1999 20-04-2004 01-08-2002
EP 1491646	A1	29-12-2004	CN 1511196 A WO 03080885 A1 US 2004154708 A1 US 2008142123 A1	07-07-2004 02-10-2003 12-08-2004 19-06-2008
JP 2000192200	A	11-07-2000	JP 3477098 B2	10-12-2003
EP 1225242	A2	24-07-2002	DE 60200326 D1 DE 60200326 T2 KR 20020062202 A US 2002136661 A1	13-05-2004 17-03-2005 25-07-2002 26-09-2002
JP 10324920	A	08-12-1998	NONE	
US 2008099109	A1	01-05-2008	DE 102006058917 A1 JP 2008115454 A KR 20080038753 A	08-05-2008 22-05-2008 07-05-2008
EP 1338667	A1	27-08-2003	AU 776043 B2 AU 2411802 A CA 2398126 A1 CN 1419607 A WO 0244434 A1 TW 520398 B US 2003129444 A1	26-08-2004 11-06-2002 06-06-2002 21-05-2003 06-06-2002 11-02-2003 10-07-2003
JP 2000017385	A	18-01-2000	JP 3793350 B2	05-07-2006
JP 11350038	A	21-12-1999	JP 3478128 B2	15-12-2003
FR 2790009	A1	25-08-2000	NONE	

RAPPORT DE RECHERCHE INTERNATIONALE

Demande internationale n°
PCT/FR2010/000628

A. CLASSEMENT DE L'OBJET DE LA DEMANDE
INV. C22C38/18 C21D9/46
ADD.

B21B3/02

C21D6/00

C21D8/02

Selon la classification internationale des brevets (CIB) ou à la fois selon la classification nationale et la CIB

B. DOMAINES SUR LESQUELS LA RECHERCHE A PORTE

Documentation minimale consultée (système de classification suivi des symboles de classement)
C21D C22C B21B

Documentation consultée autre que la documentation minimale dans la mesure où ces documents relèvent des domaines sur lesquels a porté la recherche

Base de données électronique consultée au cours de la recherche internationale (nom de la base de données, et si cela est réalisable, termes de recherche utilisés)

EPO-Internal, WPI Data, INSPEC

C. DOCUMENTS CONSIDERES COMME PERTINENTS

Catégorie*	Identification des documents cités, avec, le cas échéant, l'indication des passages pertinents	no. des revendications visées
X	JP 2001 181798 A (KAWASAKI STEEL CO) 3 juillet 2001 (2001-07-03) * abrégé	1-12
X	JP 2001 271143 A (NISSHIN STEEL CO LTD) 2 octobre 2001 (2001-10-02) * abrégé	1-12
A	EP 0 924 313 A1 (ARMCO INC [US] AK STEEL CORP [US]) 23 juin 1999 (1999-06-23) le document en entier	1-12
A	EP 1 491 646 A1 (NIPPON STEEL CORP [JP] NIPPON STEEL & SUMIKIN STAINLE [JP]) 29 décembre 2004 (2004-12-29) le document en entier	1-12
	-/--	

Voir la suite du cadre C pour la fin de la liste des documents

Les documents de familles de brevets sont indiqués en annexe

* Catégories spéciales de documents cités:

"A" document définissant l'état général de la technique, non considéré comme particulièrement pertinent

"E" document antérieur, mais publié à la date de dépôt international ou après cette date

"L" document pouvant jeter un doute sur une revendication de priorité ou cité pour déterminer la date de publication d'une autre citation ou pour une raison spéciale (telle qu'indiquée)

"O" document se référant à une divulgation orale, à un usage, à une exposition ou tous autres moyens

"P" document publié avant la date de dépôt international, mais postérieurement à la date de priorité revendiquée

"T" document ultérieur publié après la date de dépôt international ou la date de priorité et n'appartenant pas à l'état de la technique pertinent, mais cité pour comprendre le principe ou la théorie constituant la base de l'invention

"X" document particulièrement pertinent; l'invention revendiquée ne peut être considérée comme nouvelle ou comme impliquant une activité inventive par rapport au document considéré isolément

"Y" document particulièrement pertinent; l'invention revendiquée ne peut être considérée comme impliquant une activité inventive lorsque le document est associé à un ou plusieurs autres documents de même nature, cette combinaison étant évidente pour une personne du métier

"&" document qui fait partie de la même famille de brevets

Date à laquelle la recherche internationale a été effectivement achevée

19 novembre 2010

Date d'expédition du présent rapport de recherche internationale

26/11/2010

Nom et adresse postale de l'administration chargée de la recherche internationale

Office Européen des Brevets, P.B. 5818 Patentlaan 2
NL - 2280 HV Rijswijk
Tel. (+31-70) 340-2040,
Fax: (+31-70) 340-3016

Fonctionnaire autorisé

Chebelev, Alice

RAPPORT DE RECHERCHE INTERNATIONALE

Demande internationale n°

PCT/FR2010/000628

C(suite). DOCUMENTS CONSIDERES COMME PERTINENTS		
Catégorie*	Identification des documents cités, avec, le cas échéant, l'indication des passages pertinents	no. des revendications visées
A	JP 2000 192200 A (NIPPON STEEL CORP) 11 juillet 2000 (2000-07-11) * abrégé	1-12
A	EP 1 225 242 A2 (KAWASAKI STEEL CO [JP] JFE STEEL CORP [JP]) 24 juillet 2002 (2002-07-24) le document en entier	1-12
A	JP 10 324920 A (SUMITOMO METAL IND) 8 décembre 1998 (1998-12-08) * abrégé	1-12
A	US 2008/099109 A1 (PARK CHEL MIN [KR]) 1 mai 2008 (2008-05-01) le document en entier	1-12
A	EP 1 338 667 A1 (KAWASAKI STEEL CO [JP] JFE STEEL CORP [JP]) 27 août 2003 (2003-08-27) le document en entier	1-12
A	JP 2000 017385 A (NIPPON STEEL CORP) 18 janvier 2000 (2000-01-18) * abrégé	1-12
A	JP 11 350038 A (NIPPON KOKAN KK) 21 décembre 1999 (1999-12-21) * abrégé	1-12
A	FR 2 790 009 A1 (LORRAINE LAMINAGE [FR]) 25 août 2000 (2000-08-25) le document en entier	1-12

RAPPORT DE RECHERCHE INTERNATIONALE

Renseignements relatifs aux membres de familles de brevets

Demande internationale n°

PCT/FR2010/000628

Document brevet cité au rapport de recherche		Date de publication	Membre(s) de la famille de brevet(s)	Date de publication
JP 2001181798	A	03-07-2001	AUCUN	
JP 2001271143	A	02-10-2001	AUCUN	
EP 0924313	A1	23-06-1999	AT 267886 T BR 9805348 A CA 2254564 A1 CN 1224070 A DE 69824131 D1 DE 69824131 T2 DK 924313 T3 ES 2222549 T3 JP 4388613 B2 JP 11246944 A RU 2227172 C2 TW 496903 B	15-06-2004 30-11-1999 19-06-1999 28-07-1999 01-07-2004 02-06-2005 09-08-2004 01-02-2005 24-12-2009 14-09-1999 20-04-2004 01-08-2002
EP 1491646	A1	29-12-2004	CN 1511196 A WO 03080885 A1 US 2004154708 A1 US 2008142123 A1	07-07-2004 02-10-2003 12-08-2004 19-06-2008
JP 2000192200	A	11-07-2000	JP 3477098 B2	10-12-2003
EP 1225242	A2	24-07-2002	DE 60200326 D1 DE 60200326 T2 KR 20020062202 A US 2002136661 A1	13-05-2004 17-03-2005 25-07-2002 26-09-2002
JP 10324920	A	08-12-1998	AUCUN	
US 2008099109	A1	01-05-2008	DE 102006058917 A1 JP 2008115454 A KR 20080038753 A	08-05-2008 22-05-2008 07-05-2008
EP 1338667	A1	27-08-2003	AU 776043 B2 AU 2411802 A CA 2398126 A1 CN 1419607 A WO 0244434 A1 TW 520398 B US 2003129444 A1	26-08-2004 11-06-2002 06-06-2002 21-05-2003 06-06-2002 11-02-2003 10-07-2003
JP 2000017385	A	18-01-2000	JP 3793350 B2	05-07-2006
JP 11350038	A	21-12-1999	JP 3478128 B2	15-12-2003
FR 2790009	A1	25-08-2000	AUCUN	