

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

(19) Organisation Mondiale de la Propriété  
Intellectuelle  
Bureau international



(43) Date de la publication internationale  
1 juin 2006 (01.06.2006)

PCT

(10) Numéro de publication internationale  
**WO 2006/056670 A2**

(51) Classification internationale des brevets :  
**B22D 11/06** (2006.01) **C21D 9/46** (2006.01)  
**C21D 8/02** (2006.01) **C22C 38/04** (2006.01)

(74) Mandataire : **PLAISANT, Sophie**; Arcelor France,  
Arcelor Research Intellectual Property, 5, rue Luigi Cheru-  
bini, F-93212 La Plaine Saint Denis Cedex (FR).

(21) Numéro de la demande internationale :  
PCT/FR2005/002740

(81) États désignés (sauf indication contraire, pour tout titre de  
protection nationale disponible) : AE, AG, AL, AM, AT,  
AU, AZ, BA, BB, BG, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO,  
CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB,  
GD, GE, GH, GM, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG,  
KM, KN, KP, KR, KZ, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LV, LY,  
MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MZ, NA, NG, NI, NO,  
NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RU, SC, SD, SE, SG, SK,  
SL, SM, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ,  
VC, VN, YU, ZA, ZM, ZW.

(22) Date de dépôt international :  
4 novembre 2005 (04.11.2005)

(25) Langue de dépôt : français

(26) Langue de publication : français

(30) Données relatives à la priorité :  
0412477 24 novembre 2004 (24.11.2004) FR

(84) États désignés (sauf indication contraire, pour tout titre  
de protection régionale disponible) : ARIPO (BW, GH,  
GM, KE, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM,  
ZW), eurasién (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM),  
européen (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI,  
FR, GB, GR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, NL, PL, PT,  
RO, SE, SI, SK, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA,  
GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).

(71) Déposant (pour tous les États désignés sauf US) :  
**ARCELOR FRANCE** [FR/FR]; Arcelor Research In-  
tellectual Property, 5, rue Luigi Cherubini, F-93212 La  
Plaine Saint Denis Cedex (FR).

(72) Inventeurs; et

(75) Inventeurs/Déposants (pour US seulement) : **CUGY,  
Philippe** [FR/FR]; 26, Boucle des Roseaux, F-57100  
Thionville (FR). **GUELTON, Nicolas** [FR/FR]; 23, rue  
Alfred Krieger, F-57070 Metz (FR). **SCOTT, Colin**  
[FR/FR]; 2, rue du Génie, F-57950 Montigny-lès-Metz  
(FR). **STOUVENOT, François** [FR/FR]; 18, rue de Lor-  
raine, F-54800 Labry (FR). **THEYSSIER, Marie-Chris-  
tine** [FR/FR]; 30, rue des Roses, F-57000 Metz (FR).

Publiée :

— sans rapport de recherche internationale, sera republiée  
dès réception de ce rapport

En ce qui concerne les codes à deux lettres et autres abrégia-  
tions, se référer aux "Notes explicatives relatives aux codes et  
abréviations" figurant au début de chaque numéro ordinaire de  
la Gazette du PCT.

(54) Title: METHOD OF PRODUCING AUSTENITIC IRON/CARBON/MANGANESE STEEL SHEETS HAVING VERY HIGH  
STRENGTH AND ELONGATION CHARACTERISTICS AND EXCELLENT HOMOGENEITY

(54) Titre : PROCÉDE DE FABRICATION DE TOLES D'ACIER AUSTENTIQUE, FER-CARBONE-MANGANESE A TRES  
HAUTES CARACTERISTIQUES DE RESISTANCE ET D'ALLONGEMENT, ET EXCELLENTE HOMOGENEITE

(57) Abstract: The invention relates to a hot rolled sheet which is made from austenitic iron/carbon/manganese steel and which  
has a strength of greater than 1200 MPa, of which the product P (resistance (MPa) x elongation at rupture (%)) is greater than 65000  
MPa%. The nominal chemical composition of the inventive sheet comprises the following concentrations expressed as weight: 0.85  
% ≤ C ≤ 1.05 %, 16 % ≤ Mn ≤ 19 %, Si ≤ 2 %, Al ≤ 0.050 %, S ≤ 0.030 %, P ≤ 0.050 %, N ≤ 0.1 %, and, optionally, one or more elements  
selected from among Cr ≤ 1 %, Mo ≤ 0.40 %, Ni ≤ 1 %, Cu ≤ 5 %, Ti ≤ 0.50 %, Nb ≤ 0.50 %, V ≤ 0.50 %, the rest of the composition  
comprising iron and inevitable impurities resulting from production. According to the invention, the recrystallised surface fraction  
of the steel is equal to 100 %, the surface fraction of precipitated carbides of said steel is equal to 0 % and the average grain size  
thereof is less than or equal to 10 micrometers.

(57) Abrégé : Tôle laminée à chaud en acier austénitique fer-carbone-manganèse dont la résistance est supérieure à 1200 MPa, dont  
le produit P (résistance (MPa) x allongement à rupture (%)) est supérieur à 65000 MPa%, dont la composition chimique nominale  
comprend, les teneurs étant exprimées en poids : 0,85% ≤ C ≤ 1,05%, 16% ≤ Mn ≤ 19%, Si ≤ 2%, Al ≤ 0,050%, S ≤ 0,030%, P ≤  
0,050%, N ≤ 0,1 %, et à titre optionnel, un ou plusieurs éléments choisis parmi : Cr ≤ 1%, Mo ≤ 0,40%, Ni ≤ 1 %, Cu ≤ 5%, Ti ≤  
0,50%, Nb ≤ 0,50%, V ≤ 0,50%, le reste de la composition étant constitué de fer et d'impuretés inévitables résultant de l'élaboration,  
la fraction surfacique recristallisée dudit acier étant égale à 100%, la fraction surfacique de carbures précipités dudit acier étant égale  
à 0%, la taille moyenne de grain dudit acier étant inférieure ou égale à 10 microns

WO 2006/056670 A2

**PROCEDE DE FABRICATION DE TÔLES D'ACIER AUSTENITIQUE,  
FER-CARBONE-MANGANESE A TRES HAUTES CARACTERISTIQUES  
DE RESISTANCE ET D'ALLONGEMENT,  
ET EXCELLENTE HOMOGENEITE**

5

La présente invention concerne la fabrication de tôles laminées à chaud et à froid d'aciers austénitiques fer-carbone-manganèse présentant de très hautes caractéristiques mécaniques, et notamment une combinaison de résistance mécanique et d'allongement à rupture très avantageuse alliée à une  
10 excellente homogénéité de propriétés mécaniques.

Dans le domaine automobile, l'évolution du niveau d'équipement des véhicules rend encore plus nécessaire l'allègement de la structure métallique elle-même. Pour cela, chaque fonction doit être repensée pour améliorer ses performances et diminuer son poids. Différentes familles d'aciers ont été ainsi  
15 développées en vue de satisfaire à ces exigences toujours croissantes : par ordre chronologique, on citera par exemple les aciers à haute limite d'élasticité durcis par précipitation fine de niobium, vanadium ou titane, les aciers à structures Dual-Phase (ferrite comportant jusqu'à 25% de martensite), les aciers « TRIP » composés de ferrite, de martensite et  
20 d'austénite susceptible de se transformer sous déformation (« Transformation Induced Plasticity » ) Pour chaque type de structure, la résistance à la rupture et l'aptitude à la déformation sont des propriétés antagonistes, si bien qu'il n'est généralement pas possible d'obtenir des valeurs très élevées pour l'une des propriétés sans réduire drastiquement l'autre. Ainsi, pour les aciers TRIP,  
25 il est difficile d'obtenir simultanément une résistance supérieure à 900 MPa et un allongement supérieur à 25%. On citera encore les aciers à structure bainitique ou martensito-bainitique, dont la résistance peut atteindre 1200 MPa sur tôles laminées à chaud, mais où l'allongement n'est que de l'ordre de 10%. Si ces caractéristiques peuvent être satisfaisantes pour certaines  
30 applications, elles demeurent néanmoins insuffisantes dans le cas où l'on souhaite un allègement supplémentaire par la combinaison simultanée d'une résistance élevée et d'une grande aptitude pour les opérations ultérieures de déformation et pour l'absorption d'énergie.

Dans le cas de tôles laminées à chaud, c'est-à-dire d'épaisseur allant environ

de 1 à 10 mm, de telles caractéristiques sont mises à profit pour l'allègement de pièces de liaison au sol, de roues, de pièces de renfort telles que les barres anti-intrusion de portières, ou celles destinées à des véhicules lourds (camions, bus). Pour des tôles laminées à froid (allant environ de 0,2 mm à 6 mm), les applications visent la fabrication de pièces participant à la sécurité et à la durabilité des véhicules automobiles ou encore de pièces extérieures.

Pour satisfaire ces exigences simultanées de résistance et de ductilité, on connaît des aciers à structure austénitique, tels que les aciers Fe-C(jusqu'à 1,5%)-Mn(15 à 35%) (teneurs exprimées en poids) et contenant éventuellement d'autres éléments tels que le silicium, l'aluminium ou le chrome: A une température donnée, le mode de déformation des aciers austénitiques ne dépend que de l'énergie de défaut d'empilement ou « EDE », grandeur physique qui ne dépend elle-même que de la composition et de la température : Lorsque l'EDE décroît, on passe successivement d'un mode de déformation par glissement des dislocations, puis par maclage, et enfin par transformation martensitique. Parmi ces modes, le maclage mécanique permet d'obtenir une grande capacité d'écroissage : en faisant obstacle à la propagation des dislocations, les macles participent à l'augmentation de la limite d'écoulement. L'EDE augmente notamment avec la teneur en carbone et en manganèse.

On connaît ainsi des aciers austénitiques Fe-0,6%C-22%Mn susceptibles de se déformer par maclage : Selon la taille de grain, ces compositions d'aciers conduisent à des valeurs de résistance en traction allant de 900 à 1150 MPa environ, en combinaison avec une déformation à rupture allant de 50 à 80%.

Il existe cependant un besoin non résolu de disposer de tôles d'acier laminées à chaud ou à froid, de résistance significativement supérieure à 1150 MPa, présentant également une bonne capacité de déformation, et ceci sans addition d'alliages coûteux. On cherche à disposer de tôles d'aciers présentant un comportement très homogène lors de sollicitations mécaniques ultérieures.

Le but de l'invention est donc de disposer d'une tôle ou d'un produit d'acier laminé à chaud ou à froid, de fabrication économique, présentant une résistance supérieure ou égale à 1200, voire 1400 MPa en combinaison avec un allongement tel que le produit P : résistance (MPa) x allongement à

rupture (%) soit supérieur à 60000 ou 50000 MPa% respectivement au niveau de résistance mentionné ci-dessus, une grande homogénéité de propriétés mécaniques lors de déformations ou de sollicitations mécaniques ultérieures et une structure exempte de martensite en tout point pendant ou après la déformation à froid à partir de cette tôle ou de ce produit.

A cet effet, l'invention a pour objet une tôle laminée à chaud en acier austénitique fer-carbone-manganèse dont la résistance est supérieure à 1200 MPa, dont le produit P (résistance (MPa) x allongement à rupture (%)) est supérieur à 65000 MPa%, dont la composition chimique nominale comprend, les teneurs étant exprimées en poids :  $0,85\% \leq C \leq 1,05\%$ ,  $16\% \leq Mn \leq 19\%$ ,  $Si \leq 2\%$ ,  $Al \leq 0,050\%$ ,  $S \leq 0,030\%$ ,  $P \leq 0,050\%$ ,  $N \leq 0,1\%$ , et à titre optionnel, un ou plusieurs éléments choisis parmi:  $Cr \leq 1\%$ ,  $Mo \leq 1,50\%$ ,  $Ni \leq 1\%$ ,  $Cu \leq 5\%$ ,  $Ti \leq 0,50\%$ ,  $Nb \leq 0,50\%$ ,  $V \leq 0,50\%$ , le reste de la composition étant constitué de fer et d'impuretés inévitables résultant de l'élaboration, la fraction surfacique recristallisée de l'acier étant égale à 100%, la fraction surfacique de carbures précipités de l'acier étant égale à 0%, la taille moyenne de grain de l'acier étant inférieure ou égale à 10 microns.

L'invention a également pour objet une tôle laminée à froid et recuite en acier austénitique fer-carbone-manganèse dont la résistance est supérieure à 1200 MPa, dont le produit P (résistance (MPa) x allongement à rupture (%)) est supérieur à 65000 MPa%, dont la composition chimique nominale comprend, les teneurs étant exprimées en poids :  $0,85\% \leq C \leq 1,05\%$ ,  $16\% \leq Mn \leq 19\%$ ,  $Si \leq 2\%$ ,  $Al \leq 0,050\%$ ,  $S \leq 0,030\%$ ,  $P \leq 0,050\%$ ,  $N \leq 0,1\%$ , et à titre optionnel, un ou plusieurs éléments choisis parmi :  $Cr \leq 1\%$ ,  $Mo \leq 1,50\%$ ,  $Ni \leq 1\%$ ,  $Cu \leq 5\%$ ,  $Ti \leq 0,50\%$ ,  $Nb \leq 0,50\%$ ,  $V \leq 0,50\%$ , le reste de la composition étant constitué de fer et d'impuretés inévitables résultant de l'élaboration, la fraction surfacique recristallisée de l'acier étant égale à 100%, la taille moyenne de grain de l'acier étant inférieure à 5 microns.

L'invention a également pour objet une tôle laminée à froid et recuite en acier austénitique, dont la résistance est supérieure à 1250 MPa, dont le produit P (résistance (MPa) x allongement à rupture (%)) est supérieur à 65000 MPa%, caractérisée en ce que la taille moyenne de grain de l'acier est inférieure à 3 microns.

Selon une caractéristique préférée, la teneur locale en carbone  $C_L$  de l'acier, et la teneur locale en manganèse  $Mn_L$ , exprimées en poids, en tout point de la tôle d'acier austénitique, sont telles que :  $\%Mn_L + 9,7 \%C_L \geq 21,66$

Préférentiellement, la teneur nominale en silicium de l'acier est inférieure ou égale à 0,6%

Selon un mode préféré, la teneur nominale en azote de l'acier est inférieure ou égale à 0,050%.

Préférentiellement encore, la teneur nominale en aluminium de l'acier est inférieure ou égale à 0,030%.

Selon un mode préféré, la teneur nominale en phosphore de l'acier est inférieure ou égale à 0,040%

L'invention a également pour objet un procédé de fabrication d'une tôle laminée à chaud en acier austénitique fer-carbone-manganèse dont la résistance est supérieure à 1200 MPa, dont le produit  $P((\text{résistance (MPa)} \times \text{allongement à rupture (\%)})$  est supérieur à 65000 MPa%, selon lequel on élabore un acier dont la composition nominale comprend, les teneurs étant exprimées en poids :  $0,85\% \leq C \leq 1,05\%$ ,  $16\% \leq Mn \leq 19\%$ ,  $Si \leq 2\%$ ,  $Al \leq 0,050\%$ ,  $S \leq 0,030\%$ ,  $P \leq 0,050\%$ ,  $N \leq 0,1\%$ , et à titre optionnel, un ou plusieurs éléments choisis parmi :  $Cr \leq 1\%$ ,  $Mo \leq 1,50\%$ ,  $Ni \leq 1\%$ ,  $Cu \leq 5\%$ ,  $Ti \leq 0,50\%$ ,  $Nb \leq 0,50\%$ ,  $V \leq 0,50\%$ , le reste de la composition étant constitué de fer et d'impuretés inévitables résultant de l'élaboration,

- on procède à la coulée d'un demi-produit à partir de cet acier
- on porte le demi-produit de la composition d'acier à une température comprise entre 1100 et 1300°C,
- on lamine le demi-produit jusqu'à une température de fin de laminage supérieure ou égale à 900°C
- on observe si nécessaire un temps d'attente de telle sorte que la fraction surfacique recristallisée de l'acier soit égale à 100%,
- on refroidit la tôle à une vitesse supérieure ou égale à 20°C/s,
- on bobine la tôle à une température inférieure ou égale à 400°C.

L'invention a également pour objet un procédé de fabrication d'une tôle laminée à chaud en acier austénitique dont la résistance est supérieure à 1400 MPa, dont le produit  $P((\text{résistance (MPa)} \times \text{allongement à rupture (\%)})$

est supérieur à 50000 MPa%, caractérisé en ce qu'on applique, sur la tôle laminée à chaud, refroidie après bobinage et déroulée, une déformation à froid avec un taux de déformation équivalente supérieur ou égal à 13% et inférieur ou égal à 17%

5 L'invention a également pour objet un procédé de fabrication d'une tôle laminée à froid et recuite en acier austénitique fer-carbone-manganèse, dont la résistance est supérieure à 1250 MPa, dont le produit P (résistance (MPa) x allongement à rupture (%)) est supérieur à 60000 MPa%, caractérisé en ce qu'on approvisionne une tôle laminée à chaud obtenu par le procédé ci-  
10 dessus, on effectue au moins un cycle, chaque cycle consistant à laminier à froid la tôle en une ou plusieurs passes successives puis effectuer un recuit de recristallisation, la taille moyenne de grain austénitique avant le dernier cycle de laminage à froid suivi d'un recuit de recristallisation, étant inférieure à 15 microns.

15 L'invention a également pour objet un procédé de fabrication d'une tôle laminée à froid et recuite en acier austénitique fer-carbone-manganèse dont la résistance est supérieure à 1400 MPa, dont le produit P (résistance (MPa) x allongement à rupture (%)) est supérieur à 50000 MPa% caractérisé en ce qu'on effectue, après le recuit final de recristallisation, une déformation à froid  
20 avec un taux de déformation équivalente supérieur ou égal à 6%, et inférieur ou égale à 17%.

L'invention a également pour objet un procédé de fabrication d'une tôle laminée à froid en acier austénitique fer-carbone-manganèse dont la résistance est supérieure à 1400 MPa, dont le produit P (résistance (MPa) x  
25 allongement à rupture (%)) est supérieur à 50000 MPa%, caractérisé en ce qu'on approvisionne une tôle laminée à froid et recuite selon l'invention, et que l'on effectue une déformation à froid de cette tôle avec un taux de déformation équivalente supérieur ou égal à 6%, et inférieur ou égale à 17%.

L'invention a également pour objet un procédé de fabrication d'une tôle  
30 d'acier austénitique caractérisé en ce que les conditions de coulée ou de réchauffage dudit demi-produit, telles que la température de coulée dudit demi-produit, le brassage du métal liquide par forces électromagnétiques, les conditions de réchauffage conduisant à une homogénéisation du carbone et du manganèse par diffusion, sont choisies pour que, en tout point de la tôle,

la teneur locale en carbone  $C_L$  et la teneur locale en manganèse  $Mn_L$ , exprimées en poids, soient telles que :  $\%Mn_L + 9,7 \%C_L \geq 21,66$

Selon un mode préféré, la coulée du demi-produit est effectuée sous forme de coulée de brames ou de bandes minces entre cylindres d'acier contra-rotatifs.

L'invention a également pour objet l'utilisation d'une tôle d'acier austénitique pour la fabrication d'éléments de renfort ou structuraux ou de pièces extérieures, dans le domaine automobile.

L'invention a également pour objet l'utilisation d'une tôle d'acier austénitique fabriquée au moyen d'un procédé décrit ci-dessus, pour la fabrication d'éléments de renfort ou structuraux ou de pièces extérieures, dans le domaine automobile.

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 à la figure 1 annexée qui présente la variation théorique de l'énergie de défaut d'empilement à température ambiante (300°K) en fonction de la teneur en carbone et en manganèse.

Après de nombreux essais, les inventeurs ont montré que les différentes exigences rapportées ci-dessus étaient satisfaites en observant les conditions suivantes :

En ce qui concerne la composition chimique de l'acier, le carbone joue un rôle très important sur la formation de la microstructure et les propriétés mécaniques obtenues : En combinaison avec une teneur en manganèse allant de 16 à 19% en poids, une teneur nominale en carbone supérieure à 0,85% permet d'obtenir une structure austénitique stable. Cependant, pour une teneur nominale en carbone supérieure à 1,05% il devient difficile d'éviter une précipitation de carbures qui intervient au cours de certains cycles thermiques de fabrication industrielle, en particulier lors du refroidissement au bobinage, et qui dégrade la ductilité et la ténacité. De plus, l'augmentation de la teneur en carbone diminue la soudabilité.

Le manganèse est également un élément indispensable pour accroître la résistance, augmenter l'énergie de défaut d'empilement et stabiliser la phase austénitique. Si sa teneur nominale est inférieure à 16%, il existe, comme on le verra plus loin, un risque de formation de phase martensitique qui diminue

très notablement l'aptitude à la déformation. Par ailleurs, lorsque la teneur nominale en manganèse est supérieure à 19%, le mode de déformation par maclage est moins favorisé par rapport au mode de glissement de dislocations parfaites. De plus, pour des questions de coût, il n'est pas souhaitable que la teneur en manganèse soit élevée.

L'aluminium est un élément particulièrement efficace pour la désoxydation de l'acier. Comme le carbone, il augmente l'énergie de défaut d'empilement. Cependant, sa présence excessive dans des aciers à forte teneur en manganèse présente un inconvénient. En effet, le manganèse augmente la solubilité de l'azote dans le fer liquide, et si une quantité d'aluminium trop importante est présente dans l'acier, l'azote se combinant avec l'aluminium précipite sous forme de nitrures d'aluminium gênant la migration des joints de grain lors de la transformation à chaud et augmente très notablement le risque d'apparitions de fissures. Une teneur nominale en Al inférieure ou égale à 0,050 % permet d'éviter une précipitation d'AIN. Corrélativement, la teneur nominale en azote doit être inférieure ou égale à 0,1% afin d'éviter cette précipitation et la formation de défauts volumiques lors de la solidification. Ce risque est particulièrement réduit lorsque la teneur nominale en aluminium est inférieure à 0,030% ainsi que lorsque la teneur nominale en azote est inférieure à 0,050%.

Le silicium est également un élément efficace pour désoxyder l'acier ainsi que pour durcir en phase solide. Cependant, au-delà d'une teneur nominale de 2%, il diminue l'allongement et tend à former des oxydes indésirables lors de certains procédés d'assemblage et doit donc être tenu inférieur à cette limite. Ce phénomène est fortement réduit lorsque la teneur nominale en silicium est inférieure à 0,6%.

Le soufre et le phosphore sont des impuretés fragilisant les joints de grains. Leur teneur respective nominale doit être inférieure ou égale à 0,030 et 0,050% afin de maintenir une ductilité à chaud suffisante. Lorsque la teneur nominale en phosphore est inférieure à 0,040%, le risque de fragilité est particulièrement réduit.

Le chrome peut être utilisé à titre optionnel pour augmenter la résistance de l'acier par durcissement en solution solide. Cependant, le chrome diminuant l'énergie de défaut d'empilement, sa teneur nominale doit être inférieure ou



égale à 1%. Le nickel augmente l'énergie de défaut d'empilement et contribue à obtenir un allongement à rupture important. Cependant, il est également souhaitable, pour des questions de coûts, de limiter la teneur nominale en nickel à une teneur maximale inférieure ou égale à 1%. Le molybdène peut également être utilisé pour des raisons similaires, cet élément retardant en outre la précipitation des carbures. Il est souhaitable pour des questions de d'efficacité et de coûts, de limiter sa teneur nominale à 1,5%, et préférentiellement à 0,4%.

De même, à titre optionnel, une addition de cuivre jusqu'à une teneur nominale inférieure ou égale à 5% est un moyen de durcir l'acier par précipitation de cuivre métallique. Cependant, au-delà de cette teneur, le cuivre est responsable de l'apparition de défauts de surface en tôle à chaud.

Le titane, le niobium et le vanadium sont également des éléments pouvant être utilisés optionnellement pour obtenir un durcissement par précipitation de carbonitrides. Cependant, lorsque la teneur nominale en Nb ou en V ou en Ti est supérieure à 0,50%, une précipitation excessive de carbonitrides peut provoquer une réduction de la ductilité et de l'emboutissabilité, ce qui doit être évité.

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 peut être suivie d'une coulée en lingots, ou en continu sous forme de brames d'épaisseur de l'ordre de 200mm. On peut également effectuer la coulée sous forme de brames minces de quelques dizaines de millimètres d'épaisseur, ou de bandes minces, entre cylindres d'acier contra-rotatifs. Bien entendu, si la présente description illustre l'application de l'invention aux produits plats, celle-ci peut être appliquée de la même façon à la fabrication de produits longs en acier Fe-C-Mn.

Ces demi-produits coulés sont tout d'abord portés à une température comprise entre 1100 et 1300°C. Ceci a pour but d'atteindre en tout point les domaines de température favorables aux déformations élevées que va subir l'acier lors du laminage. Cependant, la température ne doit pas être supérieure à 1300°C, sous peine d'être trop proche de la température de solidus qui pourrait être atteinte dans d'éventuelles zones ségréguées en manganèse et/ou en carbone, et de provoquer un début de passage local par

un état liquide qui serait néfaste pour la mise en forme à chaud. Dans le cas d'une coulée directe de bandes minces entre cylindres contra-rotatifs, l'étape de laminage à chaud de ces demi-produits débutant entre 1300 et 1100°C peut se faire directement après coulée si bien qu'une étape de réchauffage intermédiaire n'est pas nécessaire dans ce cas.

Les conditions d'élaboration des demi-produits (coulée, réchauffage) ont une influence directe sur la ségrégation éventuelle du carbone et du manganèse, ce point sera détaillé ultérieurement.

On lamine à chaud le demi-produit, par exemple pour arriver à une épaisseur de bande laminée à chaud de quelques millimètres. La faible teneur en aluminium de l'acier selon l'invention permet d'éviter une précipitation excessive d'AIN qui nuirait à la déformabilité à chaud lors du laminage. Afin d'éviter tout problème de fissuration par manque de ductilité, la température de fin de laminage doit être supérieure ou égale à 900°C.

Les inventeurs ont mis en évidence que les propriétés de ductilité des tôles obtenues étaient réduites lorsque la fraction surfacique recristallisée de l'acier était inférieure à 100%. En conséquence, si les conditions de laminage à chaud n'ont pas conduit à une recristallisation totale de l'austénite, les inventeurs ont mis en évidence qu'il convient d'observer, après la phase de laminage à chaud, un temps d'attente de telle sorte que la fraction surfacique recristallisée soit égale à 100%. Cette phase de maintien isotherme à haute température après laminage provoque ainsi une recristallisation totale.

Pour les tôles laminées à chaud, on a également mis en évidence qu'il est nécessaire d'éviter qu'une précipitation de carbures (essentiellement de la cémentite  $(\text{Fe,Mn})_3\text{C}$ , et de la perlite) n'intervienne, ce qui se traduit par une détérioration des propriétés mécaniques en particulier par une diminution de la ductilité et une augmentation de la limite d'élasticité. Dans ce but, les inventeurs ont découvert qu'une vitesse de refroidissement après la phase de laminage (ou après l'éventuel temps d'attente nécessaire à la recristallisation) supérieure ou égale à 20°C/s permet d'éviter complètement cette précipitation. Cette phase de refroidissement est suivie d'un bobinage. On a également mis en évidence que la température de bobinage devait être inférieure à 400°C, également pour éviter la précipitation.

Pour des compositions d'aciers selon l'invention, les inventeurs ont mis en

évidence que des propriétés particulièrement élevées de résistance et d'allongement à rupture sont obtenues lorsque la taille moyenne de grain austénitique était inférieure ou égale à 10 microns. Dans ces conditions, la résistance à la rupture des tôles à chaud ainsi obtenues est supérieure à 1200 MPa et le produit P (résistance x allongement à rupture) est supérieur à 65000 MPa%.

Il existe des applications où l'on souhaite obtenir des caractéristiques de résistance encore plus élevées sur tôles laminées à chaud, à un niveau supérieur ou égal à 1400 MPa. Les inventeurs ont mis en évidence que l'on obtenait de telles caractéristiques en conférant aux tôles d'aciers laminées à chaud décrites ci-dessus, une déformation à froid avec un taux de déformation équivalente supérieur ou égal à 13%, et inférieur ou égal à 17%. Cette déformation à froid est donc conférée à une tôle refroidie après bobinage, déroulée, et usuellement décapée. Cette déformation d'un taux relativement faible conduit à la fabrication d'un produit avec une anisotropie réduite sans incidence sur la mise en œuvre ultérieure. Ainsi, bien que le procédé comporte une étape de déformation à froid, la tôle fabriquée peut être qualifiée de «tôle laminée à chaud» dans la mesure où le taux de déformation à froid est très minime en comparaison des taux usuels de réalisés lors du laminage à froid avant recuit en vue de la fabrication de tôles minces, et dans la mesure où l'épaisseur de la tôle ainsi fabriquée se trouve située dans la gamme usuelle des épaisseurs de tôles laminées à chaud. Mais, lorsque le taux de déformation à froid équivalente est supérieur à 17%, la réduction d'allongement devient telle que le paramètre P (résistance R x allongement à rupture A) ne peut atteindre 50000MPa%. Dans les conditions de l'invention, en dépit de sa très haute résistance, la tôle conserve une bonne capacité d'allongement puisque le produit P de la tôle ainsi obtenue est supérieur ou égal à 50000 MPa%.

Pour des tôles laminées à froid et recuites, les inventeurs ont également mis en évidence que la structure devait être totalement recristallisée après recuit en vue d'atteindre les propriétés recherchées. Simultanément, lorsque la taille moyenne de grain est inférieure à 5 microns, la résistance excède 1200 MPa, et le produit P est supérieur à 65000 MPa%. Lorsque la taille moyenne de grain obtenue après recuit est inférieure à 3 microns, la résistance excède

1250 MPa, le produit P étant toujours supérieur à 65000MPa%.

Les inventeurs ont également découvert un procédé de fabrication de tôles d'acier laminées à froid et recuites de résistance supérieure à 1250MPa et de produit P supérieur à 60000 MPa%, ceci étant réalisé en approvisionnant des  
5 tôles laminées à chaud selon le procédé décrit ci-dessus, puis en effectuant au moins un cycle, chaque cycle étant constitué des étapes suivantes :

- Un laminage à froid en une ou plusieurs passes successives
- Un recuit de recristallisation,

, la taille moyenne de grain austénitique avant le dernier cycle de laminage à  
10 froid subi d'un recuit de recristallisation étant inférieure à 15 microns.

On peut souhaiter obtenir une tôle laminée à froid à résistance encore plus élevée, supérieure à 1400MPa. Les inventeurs ont mis en évidence que de telles propriétés pouvaient être obtenus en approvisionnant une tôle laminée à froid possédant les caractéristiques selon l'invention décrites ci-dessus, ou  
15 en approvisionnant une tôle laminée à froid obtenue selon le procédé selon l'invention décrit ci-dessus. Les inventeurs ont découvert que l'application d'une déformation à froid à une telle tôle avec un taux de déformation équivalente supérieur ou égal à 6%, et inférieur ou égal à 17%, permet d'atteindre une résistance supérieure à 1400 MPa et un produit P supérieur à  
20 50000 MPa%. Lorsque le taux de déformation à froid équivalente est supérieur à 17%, la réduction d'allongement devient telle que le paramètre P ne peut atteindre 50000MPa%.

On va maintenant détailler le rôle particulièrement important joué par le carbone et le manganèse dans le cadre de la présente invention. On se  
25 référera pour cela à la figure 1, qui présente, dans un diagramme carbone-manganèse (et complément en fer) les courbes calculées d'iso-énergie de défaut d'empilement dont les valeurs vont de 5 à 30mJ/m<sup>2</sup>. A une température de déformation et pour une taille de grain données, le mode de déformation est théoriquement identique pour tout alliage Fe-C-Mn ayant la  
30 même EDE. On a également figuré dans ce diagramme le domaine d'apparition de la martensite.

Les inventeurs ont mis en évidence qu'il convient, pour apprécier le comportement mécanique, de considérer non seulement la composition chimique nominale de l'alliage, par exemple sa teneur nominale ou moyenne

en carbone et en manganèse, mais également sa teneur locale.

On sait en effet que, lors de l'élaboration de l'acier, la solidification provoque une ségrégation plus ou moins marquée de certains éléments. Ceci provient du fait que la solubilité d'un élément au sein de la phase solide est différente  
5 de celle dans la phase liquide. On assistera ainsi fréquemment à la formation de germes solides dont la teneur en soluté est inférieure à la composition nominale, la dernière phase de la solidification faisant intervenir une phase liquide résiduelle enrichie en soluté. Cette structure de solidification primaire peut revêtir différentes morphologies (par exemple dendritique ou équiaxe) et  
10 être plus ou moins marquée. Même si ces caractéristiques sont modifiées par le laminage et les traitements thermiques ultérieurs, une analyse de la teneur élémentaire locale indique une fluctuation autour d'une valeur correspondant à la teneur moyenne ou nominale de cet élément.

Par teneur locale, on entend ici la teneur mesurée au moyen d'un dispositif  
15 telle qu'une sonde électronique. Un balayage linéaire ou surfacique au moyen d'un tel dispositif permet d'apprécier la variation de la teneur locale.

On a ainsi mesuré la variation de la teneur locale d'un alliage Fe-C-Mn dont la composition nominale est : C=0,23%, Mn=24%, Si=0,203%, N=0,001%. Les inventeurs ont mis en évidence une co-ségrégation du carbone et du  
20 manganèse, les zones localement enrichies (ou appauvries) en carbone correspondent également aux zones enrichies (respectivement appauvries) en manganèse. Chaque point mesuré ayant une concentration locale en carbone ( $C_L$ ) et en manganèse ( $Mn_L$ ) a été reporté au sein de la figure 1, l'ensemble formant un segment représentant la variation locale en carbone et  
25 en manganèse dans la tôle d'acier, centré sur la teneur nominale (C=0,23%, Mn=24%). Dans ce cas, il apparaît que la variation de la teneur locale en carbone et en manganèse se traduit par une variation de l'énergie de défaut d'empilement, puisque cette valeur va de 7mJ/m<sup>2</sup> pour les zones les moins riches en C et en Mn jusqu'à environ 20 mJ/m<sup>2</sup> pour les zones les plus riches.

30 On sait par ailleurs que le maclage intervient en tant que mode de déformation privilégié à température ambiante lorsque l'EDE se situe environ vers 15-30mJ/m<sup>2</sup>. Dans le cas exposé, ce mode de déformation privilégié peut ne pas être présent absolument dans toute la tôle d'acier et certaines zones particulières peuvent présenter éventuellement un comportement

mécanique différent de celui attendu pour une tôle d'acier de composition nominale, en particulier une aptitude plus réduite à la déformation par maclage au sein de certains grains. Plus généralement, on conçoit que, dans des conditions très particulières dépendant par exemple de la température de déformation ou de sollicitation, de la taille de grain, la teneur locale en carbone et en manganèse puisse être réduite au point de provoquer localement une transformation martensitique induite par déformation.

Les inventeurs ont recherché les conditions particulières pour obtenir des caractéristiques mécaniques très élevées simultanément avec une grande homogénéité de ces caractéristiques au sein d'une tôle d'acier. Comme on l'a exposé ci-dessus, la combinaison de carbone (0,85%-1,05%) et de manganèse (16-19%) associée aux autres caractéristiques de l'invention conduit à des valeurs de résistance supérieure à 1200MPa et à un produit (résistance x allongement à rupture) supérieur à 60000, voire 65000 MPa%.

On observera à la figure 1 que ces compositions d'acier se trouvent dans un domaine où l'EDE est de l'ordre de 19-24mJ/m<sup>2</sup>, c'est à dire favorables à la déformation par maclage. Mais les inventeurs ont également mis en évidence qu'une variation de la teneur locale en carbone ou en manganèse a une influence beaucoup plus réduite que celle évoquée dans l'exemple précédent.

En effet, des mesures de variations de teneurs locales ( $C_L$ ,  $Mn_L$ ) effectuées sur différentes compositions d'aciers austénitiques Fe-C-Mn ont révélé, à conditions de fabrication identiques, une co-ségrégation du carbone et du manganèse très voisine de celle illustrée à la figure 1. Dans ces conditions, une variation des teneurs locales ( $C_L$ ,  $Mn_L$ ) n'a que peu de conséquence vis-à-vis du comportement mécanique, puisque le segment représentant cette co-ségrégation est situé selon une direction sensiblement parallèle aux courbes d'iso-EDE.

De plus, les inventeurs ont mis en évidence qu'il convenait d'éviter absolument la formation de martensite lors des opérations de déformation ou d'utilisation des tôles sous peine d'hétérogénéité de caractéristiques mécaniques sur les pièces. Les inventeurs ont déterminé que cette condition est satisfaite lorsque, en tout point des tôles, les teneurs locales en carbone et en manganèse de la tôle sont telles que :  $\%Mn_L + 9,7 \%C_L \geq 21,66$ . Ainsi, grâce aux caractéristiques de la composition chimique nominale définies par

l'invention et à celles définies par les teneurs locales en carbone et en manganèse, on réalise des tôles d'acier austénitique présentant non seulement des caractéristiques mécaniques très élevées mais aussi une très faible dispersion de ces caractéristiques.

- 5 Au moyen de ses connaissances, l'homme du métier adaptera les conditions de fabrication de façon à satisfaire cette relation concernant les teneurs locales, en particulier par le biais des conditions de coulée (température de coulée, brassage du métal liquide par forces électromagnétiques) ou des conditions de réchauffage conduisant à une homogénéisation du carbone et
- 10 du manganèse par diffusion.

En particulier, on mettra en œuvre avantageusement des procédés de coulée de demi-produit sous forme de brames minces (quelques centimètres d'épaisseur) ou de bandes minces, puisque ces procédés sont généralement associés à une réduction des hétérogénéités de compositions locales.

- 15 A titre d'exemple non limitatif, les résultats suivants vont montrer les caractéristiques avantageuses conférées par l'invention.

#### Exemple :

- 20 On a élaboré les aciers de composition nominale suivante (teneurs exprimées en pourcentage pondéral) :

Acier		C	Mn	Si	S	P	Al	Cu	Cr	Ni	Mo	N
I	Selon l'invention	0,97	17,6	0,51	0,001	0,005	0,030		0,005			0,025
R1	Référence	0,61	21,5	0,49	0,001	0,016	0,003	0,02	0,053	0,044	0,009	0,01
R2	Référence	0,45	17,5	0,3	0,001	0,005	0,030					0,01

Tableau 1 : Composition nominale des aciers

- 25 Après coulée, un demi-produit de l'acier I selon l'invention a été réchauffé à une température de 1180°C et laminé à chaud jusqu'à une température supérieure à 900°C pour atteindre une épaisseur de 3 mm. On a observé un temps d'attente de 2 s après laminage en vue de la recristallisation complète, puis on a effectué un refroidissement à une vitesse supérieure à 20°C/s, suivi par un bobinage à température ambiante.

Les aciers de référence ont été réchauffés à une température supérieure à 1150°C, laminés jusqu'à une température de fin de laminage supérieure à 940°C puis bobinés à une température inférieure à 450°C.

La fraction surfacique recristallisée est de 100% pour tous les aciers, la fraction de carbures précipités est égale à 0%, la taille de grain moyenne comprise entre 9 et 10 microns.

Les caractéristiques de traction des tôles laminées à chaud sont les suivantes :

Acier	Résistance	Allongement à rupture	P= Résistance x Allongement à rupture
Selon l'invention I	1205 MPa	64%	77000 MPa%
Référence R1	1010 MPa	65%	66180 MPa%
Référence R2	1050 MPa	45%	47250 MPa%

10 Tableau 2 : Caractéristiques mécaniques de traction des tôles laminées à chaud

Par rapport à un acier de référence R1, dont les caractéristiques mécaniques sont déjà élevées, l'acier selon l'invention permet d'obtenir une résistance accrue d'environ 200 MPa avec un allongement très comparable.

15 Afin d'évaluer l'homogénéité structurale et mécanique lors d'une déformation, on a réalisé des godets emboutis sur lesquels on a examiné la microstructure par diffraction de rayons X. Dans le cas de l'acier de référence R2, on note l'apparition de martensite dès que le taux de déformation dépasse 17%, l'opération d'emboutissage totale conduisant à la rupture. Une analyse  
20 indique que la caractéristique :  $\%Mn_L + 9,7 \%C_L \geq 21,66$  n'est pas remplie en tout point (figure 1).

Dans le cas de l'acier de l'invention, on ne met en évidence aucune trace de martensite, une analyse similaire indique que la caractéristique :  $\%Mn_L + 9,7 \%C_L \geq 21,66$  est satisfaite en tout point ce qui permet d'éviter toute apparition  
25 de martensite.



La tôle d'acier selon l'invention a été ensuite soumise à une légère déformation à froid par laminage avec une déformation équivalente de 14%. La résistance du produit est alors de 1420 MPa, son allongement à rupture de 42%, soit un produit  $P = 59640 \text{ MPa}\%$ . Ce produit à caractéristiques

5 mécaniques exceptionnellement élevées offre de grandes possibilités de déformation ultérieure en raison de sa réserve de plasticité et de sa faible anisotropie.

Par ailleurs, après l'étape de bobinage, déroulage et décapage, des tôles laminées à chaud d'acier selon l'invention et de l'acier R1 ont été ensuite

10 laminées à froid puis recuites de façon à obtenir une structure totalement recristallisée. La taille moyenne de grain austénitique, la résistance, l'allongement à rupture ont été indiqués dans le tableau ci-dessous.

15

Acier	Taille moyenne de grain	Résistance	Allongement à rupture	Produit $P(\text{résistance} \times \text{allongement à rupture})$
Selon l'invention I	4 microns	1289 MPa	58%	74760 MPa%
Référence R1	3 microns	1130 MPa	55%	62150 MPa%

Tableau 3 : Caractéristiques mécaniques des tôles

20

laminées à froid et recuites

La tôle d'acier réalisée selon l'invention, dont la taille moyenne de grain est de 4 microns, offre donc une combinaison résistance-allongement particulièrement avantageuse et un accroissement significatif de la résistance

25 par rapport à l'acier de référence. Comme pour les tôles laminées à chaud,

ces caractéristiques sont obtenues avec une très grande homogénéité sur le produit, aucune trace de martensite n'est présente après déformation.

Des essais d'expansion équibiaxiale sur poinçon hémisphérique de 75mm de diamètre réalisés sur une tôle laminée à froid et recuite de 1,6mm d'épaisseur  
5 selon l'invention, révèlent une hauteur limite d'emboutissage de 33mm, ce qui met en évidence une excellente aptitude à la déformation. Des essais de pliage réalisés sur cette même tôle montrent également que la déformation critique avant apparition de fissures est supérieure à 50%.

La tôle d'acier réalisée selon l'invention a été soumise à une déformation à  
10 froid par laminage avec un taux de déformation équivalente de 8% : La résistance du produit est alors de 1420 MPa, son allongement à rupture de 48%, soit un produit  $P = 68160 \text{ MPa}\%$ .

Ainsi, en raison de leurs caractéristiques mécaniques particulièrement élevées, de leur comportement mécanique très homogène et de leur stabilité  
15 microstructurale, les aciers laminés à chaud ou laminés à froid selon l'invention seront utilisés avec profit pour des applications où l'on recherche une capacité de déformation importante et une très haute résistance. Dans le cas de leur utilisation dans l'industrie automobile, on tirera parti de leurs avantages pour la fabrication de pièces de structure, d'éléments de renfort ou  
20 encore de pièces extérieures.

## REVENDEICATIONS

1 - Tôle laminée à chaud en acier austénitique fer-carbone-manganèse  
5 dont la résistance est supérieure à 1200 MPa, dont le produit P (résistance (MPa) x allongement à rupture (%)) est supérieur à 65000 MPa%, dont la composition chimique nominale comprend, les teneurs étant exprimées en poids :

$$0,85\% \leq C \leq 1,05\%$$

10  $16\% \leq Mn \leq 19\%$

$$Si \leq 2\%$$

$$Al \leq 0,050\%$$

$$S \leq 0,030\%$$

$$P \leq 0,050\%$$

15  $N \leq 0,1\%$ ,

et à titre optionnel, un ou plusieurs éléments choisis parmi

$$Cr \leq 1\%$$

$$Mo \leq 1,50\%$$

$$Ni \leq 1\%$$

20  $Cu \leq 5\%$

$$Ti \leq 0,50\%$$

$$Nb \leq 0,50\%$$

$$V \leq 0,50\%$$

le reste de la composition étant constitué de fer et d'impuretés inévitables  
25 résultant de l'élaboration, la fraction surfacique recristallisée dudit acier étant égale à 100%, la fraction surfacique de carbures précipités dudit acier étant égale à 0%, la taille moyenne de grain dudit acier étant inférieure ou égale à 10 microns

30 2 - Tôle laminée à froid et recuite en acier austénitique fer-carbone-manganèse dont la résistance est supérieure à 1200 MPa, dont le produit P (résistance (MPa) x allongement à rupture (%)) est supérieur à 65000 MPa%, dont la composition chimique nominale comprend, les

teneurs étant exprimées en poids :

$$0,85\% \leq C \leq 1,05\%$$

$$16\% \leq Mn \leq 19\%$$

$$Si \leq 2\%$$

5  $Al \leq 0,050\%$

$$S \leq 0,030\%$$

$$P \leq 0,050\%$$

$$N \leq 0,1\%$$

et à titre optionnel, un ou plusieurs éléments choisis parmi :

10  $Cr \leq 1\%$

$$Mo \leq 1,50\%$$

$$Ni \leq 1\%$$

$$Cu \leq 5\%$$

$$Ti \leq 0,50\%$$

15  $Nb \leq 0,50\%$

$$V \leq 0,50\%$$

le reste de la composition étant constitué de fer et d'impuretés inévitables résultant de l'élaboration, la fraction surfacique recristallisée de l'acier étant égale à 100%, la taille moyenne de grain dudit acier étant inférieure à 5 microns

20  
3 - Tôle laminée à froid et recuite en acier austénitique selon la revendication 2, dont la résistance est supérieure à 1250 MPa, dont le produit P (résistance (MPa) x allongement à rupture (%)) est supérieur à 65000 MPa%, caractérisée en ce que la taille moyenne de grain dudit acier est inférieure à 3 microns

25  
4 - Tôle d'acier austénitique selon l'une quelconque des revendications 1 à 3 caractérisée en ce que, en tout point, la teneur locale dudit acier en carbone  $C_L$  et la teneur locale en manganèse  $Mn_L$ , exprimées en poids, sont telles que :  $\%Mn_L + 9,7 \%C_L \geq 21,66$

30

- 5 - Tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 1 à 4, caractérisée en ce que la teneur nominale en silicium dudit acier est inférieure ou égale à 0,6%
- 5 6 - Tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 1 à 5, caractérisée en ce que la teneur nominale en azote dudit acier est inférieure ou égale à 0,050%
- 7 - Tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 1 à 6, caractérisée en ce que la teneur nominale en aluminium dudit acier est inférieure ou égale à 0,030%
- 10
- 8 - Tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 1 à 7, caractérisée en ce que la teneur nominale en phosphore dudit acier est inférieure ou égale à 0,040%
- 15
- 9 - Procédé de fabrication d'une tôle laminée à chaud en acier austénitique fer-carbone-manganèse dont la résistance est supérieure à 1200 MPa, dont le produit  $P((\text{résistance (MPa)} \times \text{allongement à rupture (\%)})$  est supérieur à 65000 MPa%, selon lequel on élabore un acier dont la composition nominale comprend, les teneurs étant exprimées en poids :
- 20

$$0,85\% \leq C \leq 1,05\%$$

$$16\% \leq Mn \leq 19\%$$

25  $Si \leq 2\%$

$$Al \leq 0,050\%$$

$$S \leq 0,030\%$$

$$P \leq 0,050\%$$

$$N \leq 0,1\%$$

30 et à titre optionnel, un ou plusieurs éléments choisis parmi

$$Cr \leq 1\%$$

$$Mo \leq 1,50\%$$

$$Ni \leq 1\%$$

$$\text{Cu} \leq 5\%$$

$$\text{Ti} \leq 0,50\%$$

$$\text{Nb} \leq 0,50\%$$

$$\text{V} \leq 0,50\%,$$

5

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

- on procède à la coulée d'un demi-produit à partir de cet acier
- on porte ledit demi-produit de ladite composition d'acier à une
- 10 température comprise entre 1100 et 1300°C,
- on lamine ledit demi-produit jusqu'à une température de fin de laminage supérieure ou égale à 900°C
- on observe si nécessaire un temps d'attente de telle sorte que la fraction surfacique recristallisée de l'acier soit égale à 100%,
- 15 - on refroidit ladite tôle à une vitesse supérieure ou égale à 20°C/s,
- on bobine ladite tôle à une température inférieure ou égale à 400°C.

- 10 - Procédé de fabrication d'une tôle laminée à chaud en acier austénitique selon la revendication 9 dont la résistance est supérieure à
- 20 1400 MPa, dont le produit  $P((\text{résistance (MPa)} \times \text{allongement à rupture (\%)})$  est supérieur à 50000 MPa%, caractérisé en ce qu'on applique, sur ladite tôle laminée à chaud, refroidie après bobinage et déroulée, une déformation à froid avec un taux de déformation équivalente supérieur ou égal à 13% et inférieur ou égal à 17%

25

- 11 - Procédé de fabrication d'une tôle laminée à froid et recuite en acier austénitique fer-carbone-manganèse, dont la résistance est supérieure à 1250 MPa, dont le produit  $P(\text{résistance (MPa)} \times \text{allongement à rupture (\%)})$  est supérieur à 60000 MPa%, caractérisé en ce que :
- 30 - on approvisionne une tôle laminée à chaud obtenue par le procédé selon la revendication 9
- on effectue au moins un cycle, chaque cycle consistant à :
- Laminer à froid ladite tôle en une ou plusieurs passes successives,

- Effectuer un recuit de recristallisation,
  - la taille moyenne de grain austénitique avant le dernier cycle de laminage à froid suivi d'un recuit de recristallisation, étant inférieure à 15 microns
- 5
- 12 - Procédé de fabrication d'une tôle laminée à froid en acier austénitique fer-carbone-manganèse selon la revendication 11, dont la résistance est supérieure à 1400 MPa, dont le produit P (résistance (MPa) x allongement à rupture (%)) est supérieur à 50000 MPa%, caractérisé en ce qu'on effectue, après le recuit final de recristallisation, une
- 10 déformation à froid avec un taux de déformation équivalente supérieur ou égal à 6%, et inférieur ou égale à 17%.
- 13 Procédé de fabrication d'une tôle laminée à froid en acier austénitique fer-carbone-manganèse dont la résistance est supérieure à 1400 MPa, dont le produit P (résistance (MPa) x allongement à rupture (%)) est supérieur à 50000 MPa%, caractérisé en ce l'on approvisionne une tôle laminée à froid et recuite selon l'une quelconque des revendications 2 à
- 15 8 et que l'on effectue une déformation à froid de ladite tôle avec un taux de déformation équivalente supérieur ou égal à 6%, et inférieur ou égale à 17%.
- 20
- 14 - Procédé de fabrication d'une tôle d'acier austénitique selon l'une quelconque des revendications 9 à 13 caractérisé en ce que les
- 25 conditions de coulée ou de réchauffage dudit demi-produit, telles que la température de coulée dudit demi-produit, le brassage du métal liquide par forces électromagnétiques, les conditions de réchauffage conduisant à une homogénéisation du carbone et du manganèse par diffusion, sont choisies pour que, en tout point de ladite tôle, la teneur
- 30 locale en carbone  $C_L$  et la teneur locale en manganèse  $Mn_L$ , exprimées en poids, soient telles que :  $\%Mn_L + 9,7.\%C_L \geq 21,66$
- 15 - Procédé de fabrication selon l'une quelconque des revendications 9 à 14, caractérisé en ce que la coulée dudit demi-produit est effectuée

sous forme de coulée de brames ou de bandes minces entre cylindres d'acier contra-rotatifs

5 16 - Utilisation d'une tôle d'acier austénitique selon l'une quelconque des revendications 1 à 8, pour la fabrication de pièces de structure, d'éléments de renfort ou encore de pièces extérieures, dans le domaine automobile.

10 17 - Utilisation d'une tôle d'acier austénitique fabriquée au moyen d'un procédé selon l'une quelconque des revendications 9 à 15 pour la fabrication de pièces de structure, d'éléments de renfort ou encore de pièces extérieures, dans le domaine automobile.



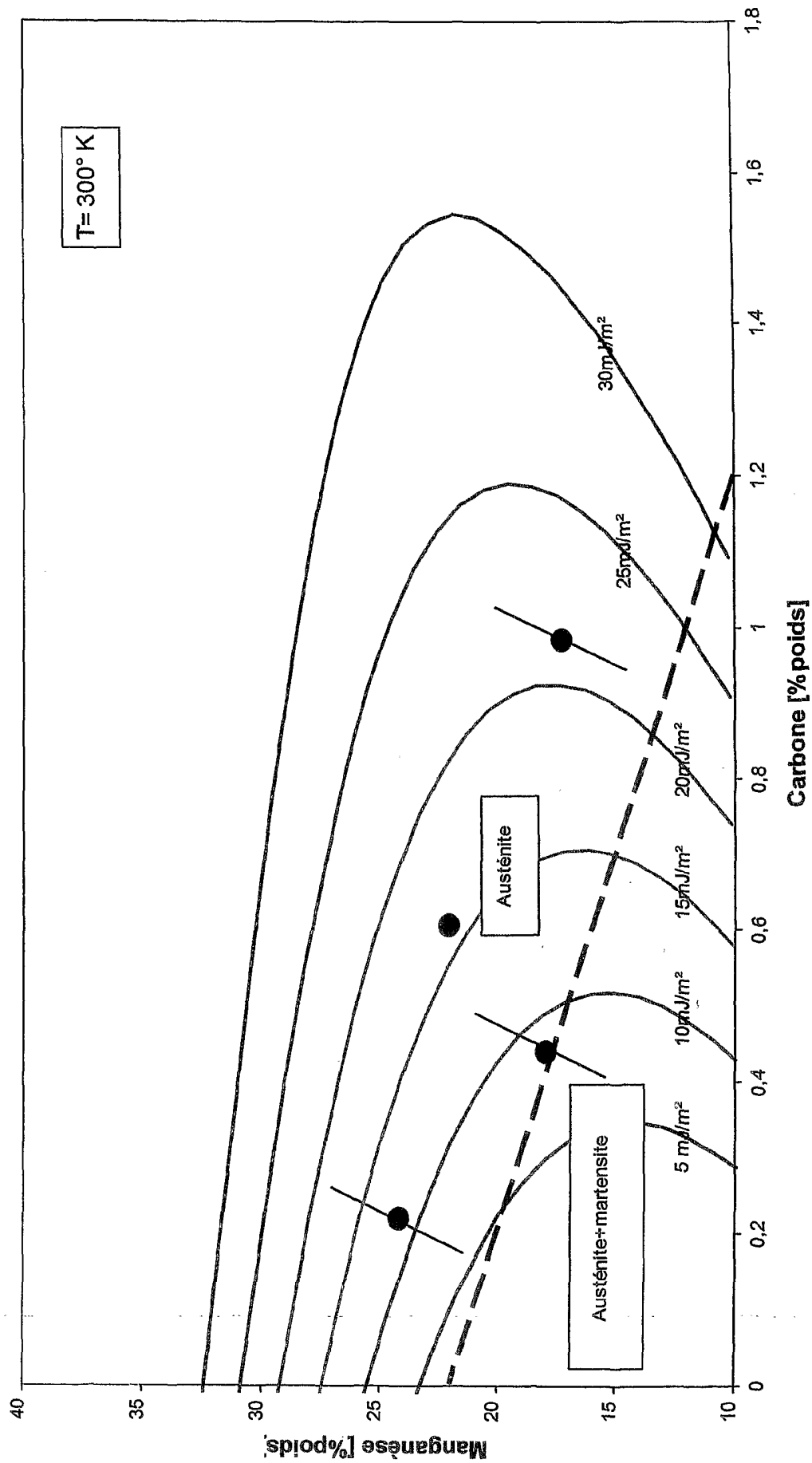


Figure 1