



(12) FASCICULE DE BREVET

- (11) N° de publication : **MA 35058 B1**
- (43) Date de publication : **03.04.2014**
- (51) Cl. internationale : **C21D 1/19; C22C 38/18;
C21D 7/13; C22C 38/22;
C21D 8/02; C21D 9/46;
C22C 38/04**
-
- (21) N° Dépôt : **36353**
- (22) Date de Dépôt : **22.10.2013**
- (30) Données de Priorité : **12.05.2011 FR PCT/FR2011/000294**
- (86) Données relatives à l'entrée en phase nationale selon le PCT : **PCT/FR2012/000153 20.04.2012**
- (71) Demandeur(s) : **ARCELORMITTAL INVESTIGACIÓN Y DESARROLLO SL, CL/Chavarri, 6 E-48910 Sestao (Bizkaia) (ES)**
- (72) Inventeur(s) : **ZHU, Kangying ; BOUAZIZ, Olivier**
- (74) Mandataire : **CABINET PATENTMARK**
-
- (54) Titre : **PROCEDE DE FABRICACION D'ACIER MARTENSITIQUE A TRES HAUTE RESISTANCE ET TÔLE OU PIECE AINSI OBTENUE**
- (57) Abrégé : L'invention concerne un procédé de fabrication d'une tôle d'acier à structure totalement martensitique présentant une taille moyenne de lattes inférieure à 1 micromètre, le facteur d'allongement moyen des lattes étant compris entre 2 et 5, étant entendu que le facteur d'allongement d'une latte de dimension maximale l

Abrégé technique de l'invention**PROCEDE DE FABRICATION D'ACIER MARTENSITIQUE A TRES HAUTE
RESISTANCE ET TÔLE OU PIECE AINSI OBTENUE**

L'invention concerne un procédé de fabrication d'une tôle d'acier à structure totalement martensitique présentant une taille moyenne de lattes inférieure à 1 micromètre, le facteur d'allongement moyen des lattes étant compris entre 2 et 5, étant entendu que le facteur d'allongement d'une latte de dimension maximale l_{\max} et minimale l_{\min} est défini par $\frac{l_{\max}}{l_{\min}}$,

à limite d'élasticité supérieure à 1300 MPa, à résistance mécanique supérieure à $(3220(C)+958)$ mégapascals, étant entendu que (C) désigne la teneur en carbone en poids dudit acier, comprenant les étapes selon lesquelles on approvisionne un demi-produit d'acier dont la composition comprend, les teneurs étant exprimées en poids, $0,15\% \leq C \leq 0,40\%$, $1,5\% \leq Mn \leq 3\%$, $0,005\% \leq Si \leq 2\%$, $0,005\% \leq Al \leq 0,1\%$, $1,8\% \leq Cr \leq 4\%$, $0\% \leq Mo \leq 2\%$ étant entendu que : $2,7\% \leq 0,5(Mn) + (Cr) + 3(Mo) \leq 5,7\%$, $S \leq 0,05\%$, $P \leq 0,1\%$, et optionnellement: $0\% \leq Nb \leq 0,050\%$, $0,01\% \leq Ti \leq 0,1\%$, $0,0005\% \leq B \leq 0,005\%$, $0,0005\% \leq Ca \leq 0,005\%$, le reste de la composition étant constitué de fer et d'impuretés inévitables résultant de l'élaboration. On réchauffe le demi-produit à une température T_1 comprise entre 1050°C et 1250°C, puis on effectue un laminage de dégrossissage du demi-produit réchauffé, à une température T_2 comprise entre 1000 et 880°C, avec un taux de réduction ε_a cumulé supérieur à 30% de façon à obtenir une tôle avec une structure austénitique totalement recristallisée de taille moyenne de grain inférieure à 40 micromètres et préférentiellement inférieure à 5 micromètres. On refroidit non complètement la tôle de façon à éviter une transformation de l'austénite, à une vitesse V_{R1} supérieure à 2°C/s jusqu'à une température T_3 comprise entre 600°C et 400°C dans le domaine austénitique métastable, puis on effectue un laminage à chaud de finition à la température T_3 , de la tôle non complètement refroidie, avec un taux de réduction cumulé ε_b supérieur à 30% de façon à obtenir une tôle que l'on refroidit à une vitesse V_{R2} supérieure à la vitesse critique de trempe martensitique.

Figure pour l'abrégé : néant



01 AVR 2014

**PROCEDE DE FABRICATION D'ACIER MARTENSITIQUE A TRES HAUTE
RESISTANCE ET TÔLE OU PIECE AINSI OBTENUE**

5 L'invention concerne un procédé de fabrication de tôles ou de pièces en acier à structure martensitique, avec une résistance mécanique supérieure à celle qui pourrait être obtenue par austénitisation puis simple traitement de refroidissement rapide avec trempe martensitique, et des propriétés de résistance mécanique et d'allongement permettant leur application à la

10 fabrication de pièces à absorption d'énergie dans les véhicules automobiles. Dans certaines applications, on cherche à réaliser des pièces en acier combinant une résistance mécanique élevée, une grande résistance aux chocs et une bonne tenue à la corrosion. Ce type de combinaison est particulièrement désirable dans l'industrie automobile où l'on recherche un

15 allègement significatif des véhicules. Ceci peut être notamment obtenu grâce à l'utilisation de pièces d'aciers à très hautes caractéristiques mécaniques dont la microstructure est martensitique ou bainito-martensitique. Des pièces anti-intrusion, de structure ou participant à la sécurité des véhicules automobiles telles que : traverses de pare-choc, renforts de portière ou de

20 pied milieu, bras de roue, nécessitent par exemple les qualités mentionnées ci-dessus. Leur épaisseur est préférentiellement inférieure à 3 millimètres. Le brevet EP0971044 divulgue ainsi la fabrication d'une tôle d'acier revêtue d'aluminium ou d'un alliage d'aluminium, dont la composition comprend en teneur pondérale : 0,15-0,5%C, 0,5-3%Mn, 0,1-0,5%Si,

25 0,011%Cr, $Ti < 0,2\%$, $Al < 0,1\%$, $P < 0,1\%$, $S < 0,05\%$, $0,0005\% < B < 0,08\%$, le reste étant du fer et des impuretés inhérentes à l'élaboration. Cette tôle est chauffée de façon à obtenir une transformation austénitique puis emboutie à chaud de manière à réaliser une pièce, celle-ci étant ensuite refroidie rapidement de façon à obtenir une structure martensitique ou martensito-

30 bainitique. De la sorte, on peut obtenir par exemple une résistance mécanique supérieure à 1500MPa. On cherche cependant à obtenir des pièces avec une résistance mécanique encore supérieure. On cherche

fuy

encore, à niveau donné de résistance mécanique, à diminuer la teneur en carbone de l'acier de façon à améliorer son aptitude à la soudabilité.

On connaît également un procédé de fabrication appelé « ausforming » dans lequel un acier est totalement austénitisé puis refroidi rapidement jusqu'à une température intermédiaire, généralement vers 700-400°C, gamme dans laquelle l'austénite est métastable. Cette austénite est déformée à chaud puis refroidie rapidement de façon à obtenir une structure totalement martensitique. Le brevet GB1,080,304 décrit ainsi la composition d'une tôle d'acier destinée à un tel procédé, qui comprend 0,15-1%C, 0,25-3%Mn, 1-2,5%Si, 0,5-3%Mo, 1-3%Cu, 0,2-1%V.

De même, le brevet GB 1,166,042 décrit une composition d'acier adaptée à ce procédé d'ausforming, qui comprend 0,1-0,6%C, 0,25-5%Mn, 0,5-2%Al, 0,5-3%Mo, 0,01-2%Si, 0,01-1%V.

Ces aciers comportent des additions importantes de molybdène, de manganèse, d'aluminium, de silicium et/ou de cuivre. Celles-ci ont pour but de créer un domaine de métastabilité plus important pour l'austénite, c'est-à-dire de retarder le début de la transformation de l'austénite en ferrite, bainite ou perlite, à la température à laquelle on effectue la déformation à chaud. La plupart des études consacrées à l'ausforming ont été menées sur des aciers présentant une teneur en carbone supérieure à 0,3%. Ainsi, ces compositions adaptées à l'ausforming présentent l'inconvénient de nécessiter des précautions particulières pour le soudage, et présentent également des difficultés particulières dans le cas où l'on souhaite effectuer un revêtement métallique au trempé. De plus, ces compositions comportent des éléments d'addition coûteux.

On cherche à disposer d'un procédé de fabrication de tôles ou de pièces d'acier ne présentant pas les inconvénients ci-dessus, dotées d'une résistance à la rupture supérieure de plus de 50 MPa à celle que l'on pourrait obtenir grâce à une austénitisation suivie d'une simple trempe martensitique de l'acier en question. Les inventeurs ont mis en évidence que, pour des teneurs en carbone allant de 0,15 à 0,40% en poids, la résistance à la rupture en traction R_m d'aciers fabriqués par austénitisation totale suivie d'une simple trempe martensitique, ne dépendait pratiquement que de la teneur en

carbone et était reliée à celle-ci avec une très bonne précision, selon l'expression (1) : R_m (mégapascals) = $3220(C) + 908$.

Dans cette expression, (C) désigne la teneur en carbone de l'acier exprimée en pourcentage pondéral. A teneur en carbone C donnée pour un acier, on cherche donc un procédé de fabrication permettant d'obtenir une résistance à la rupture supérieure de 50 MPa à l'expression (1), c'est à dire une résistance supérieure à $3220(C) + 958$ MPa pour cet acier. On cherche à disposer d'un procédé permettant la fabrication de tôle à très haute limite d'élasticité, c'est à dire supérieure à 1300 MPa. On cherche également à disposer d'un procédé permettant la fabrication de tôles ou de pièces utilisables directement, c'est à dire sans nécessité impérative d'un traitement de revenu après trempe. On cherche également à disposer d'un procédé de fabrication permettant la fabrication d'une tôle ou d'une pièce aisément revêtable au trempé dans un bain métallique.

Ces tôles ou ces pièces doivent être soudables par les procédés usuels et ne pas comporter d'additions coûteuses d'éléments d'alliage.

La présente invention a pour but de résoudre les problèmes évoqués ci-dessus. Elle vise en particulier à mettre à disposition des tôles avec une limite d'élasticité supérieure à 1300 MPa, une résistance mécanique exprimée en mégapascals supérieure à $(3220(C) + 958)$ MPa, et de préférence un allongement total supérieur à 3%.

Dans ce but, l'invention a pour objet un procédé de fabrication d'une tôle d'acier à structure totalement martensitique présentant une taille moyenne de lattes inférieure à 1 micromètre, le facteur d'allongement moyen des lattes étant compris entre 2 et 5, étant entendu que le facteur d'allongement d'une

latte de dimension maximale l_{\max} et minimale l_{\min} est défini par $\frac{l_{\max}}{l_{\min}}$, à limite

d'élasticité supérieure à 1300 MPa, à résistance mécanique supérieure à $(3220(C) + 958)$ mégapascals, étant entendu que (C) désigne la teneur en carbone en pourcentage pondéral de l'acier, comprenant les étapes successives et dans cet ordre selon lesquelles :

- on approvisionne un demi-produit d'acier dont la composition comprend, les teneurs étant exprimées en poids, $0,15\% \leq C \leq 0,40\%$, $1,5\% \leq Mn \leq 3\%$,

0,005% ≤ Si ≤ 2%, 0,005% ≤ Al ≤ 0,1%, 1,8% ≤ Cr ≤ 4%, 0% ≤ Mo ≤ 2%, étant entendu que $2,7\% \leq 0,5 (Mn) + (Cr) + 3(Mo) \leq 5,7\%$, S ≤ 0,05%, P ≤ 0,1%, et optionnellement: 0% ≤ Nb ≤ 0,050%, 0,01% ≤ Ti ≤ 0,1%, 0,0005% ≤ B ≤ 0,005%, 0,0005% ≤ Ca ≤ 0,005%, le reste de la composition étant constitué de fer et d'impuretés inévitables résultant de l'élaboration,

- on réchauffe le demi-produit à une température T_1 comprise entre 1050°C et 1250°C, puis
- on effectue un laminage de dégrossissage du demi-produit réchauffé, à une température T_2 comprise entre 1000 et 880°C, avec un taux de réduction ϵ_a cumulé supérieur à 30% de façon à obtenir une tôle avec une structure austénitique complètement recristallisée de taille moyenne de grain inférieure à 40 micromètres et préférentiellement à 5 micromètres, le taux de réduction cumulé ϵ_a étant défini par : $\text{Ln} \frac{e_{ia}}{e_{fa}}$, e_{ia} désignant

l'épaisseur du demi-produit avant le laminage à chaud de dégrossissage et e_{fa} l'épaisseur de la tôle après le laminage de dégrossissage, puis

- on refroidit non complètement la tôle jusqu'à une température T_3 comprise entre 600°C et 400°C dans le domaine austénitique métastable, à une vitesse V_{R1} supérieure à 2°C/s, puis
- on effectue un laminage à chaud de finition à la température T_3 , de la tôle non complètement refroidie, avec un taux de réduction cumulé ϵ_b supérieur à 30% de façon à obtenir une tôle, le taux de réduction cumulé ϵ_b étant défini par : $\text{Ln} \frac{e_{ib}}{e_{fb}}$, e_{ib} désignant l'épaisseur de la tôle avant le

laminage à chaud de finition et e_{fb} l'épaisseur de la tôle après le laminage de finition, puis

- on refroidit la tôle à une vitesse V_{R2} supérieure à la vitesse critique de trempe martensitique.

L'invention a également pour objet un procédé de fabrication d'une pièce d'acier à structure totalement martensitique présentant une taille moyenne de lattes inférieure à 1 micromètre, le facteur d'allongement moyen des lattes

étant compris entre 2 et 5, comprenant les étapes successives et dans cet ordre selon lesquelles :

- on approvisionne un flan d'acier dont la composition comprend, les teneurs étant exprimées en poids, $0,15\% \leq C \leq 0,40\%$, $1,5\% \leq Mn \leq 3\%$, $0,005\% \leq Si \leq 2\%$, $0,005\% \leq Al \leq 0,1\%$, $1,8\% \leq Cr \leq 4\%$, $0\% \leq Mo \leq 2\%$, étant entendu que $2,7\% \leq 0,5(Mn) + (Cr) + 3(Mo) \leq 5,7\%$, $S \leq 0,05\%$, $P \leq 0,1\%$, optionnellement: $0\% \leq Nb \leq 0,050\%$, $0,01\% \leq Ti \leq 0,1\%$, $0,0005\% \leq B \leq 0,005\%$, $0,0005\% \leq Ca \leq 0,005\%$, le reste de la composition étant constitué de fer et d'impuretés inévitables résultant de l'élaboration,
- 10 - on chauffe le flan à une température T_1 comprise entre A_{C3} et $A_{C3} + 250^\circ C$ de telle sorte que la taille moyenne de grain austénitique soit inférieure à 40 micromètres, et préférentiellement à 5 micromètres, puis
 - on transfère le flan chauffé au sein d'une presse d'emboutissage à chaud ou d'un dispositif de mise en forme à chaud, puis
- 15 - on refroidit le flan jusqu'à une température T_3 comprise entre $600^\circ C$ et $400^\circ C$, à une vitesse V_{R1} supérieure à $2^\circ C/s$ de façon à éviter une transformation de l'austénite,
 - l'ordre des deux dernières étapes pouvant être interverti, puis,
 - on emboutit ou on met en forme à chaud à la température T_3 le flan refroidi, d'une quantité $\bar{\varepsilon}_c$ supérieure à 30% dans au moins une zone, pour
- 20 obtenir une pièce, $\bar{\varepsilon}_c$ étant défini par $\bar{\varepsilon}_c = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{(\varepsilon_1^2 + \varepsilon_1 \varepsilon_2 + \varepsilon_2^2)}$, où ε_1 et ε_2 sont les déformations principales cumulées sur l'ensemble des étapes de déformation à la température T_3 , puis,
 - on refroidit la pièce à une vitesse V_{R2} supérieure à la vitesse critique de
- 25 trempe martensitique.

Selon un mode préféré, le flan est embouti à chaud de façon à obtenir une pièce, puis la pièce est maintenue au sein de l'outillage d'emboutissage de façon à la refroidir à une vitesse V_{R2} supérieure à la vitesse critique de trempe martensitique.

- 30 Selon un mode préféré, le flan est pré-revêtu d'aluminium ou d'un alliage à base d'aluminium.

Selon un autre mode préféré, le flan est pré-revêtu de zinc ou d'un alliage à base de zinc.

Préférentiellement, la tôle ou la pièce d'acier obtenue par l'un quelconque des procédés de fabrication ci-dessus, est soumise à un traitement thermique ultérieur de revenu à une température T_4 comprise entre 150 et 600°C pendant une durée comprise entre 5 et 30 minutes.

L'invention a également pour objet une tôle d'acier non revenu de limite d'élasticité supérieure à 1300 MPa, de résistance mécanique supérieure à $(3220(C)+958)$ mégapascals, étant entendu que (C) désigne la teneur en carbone en pourcentage pondéral de l'acier, obtenue selon un quelconque des procédés de fabrication ci-dessus, de structure totalement martensitique, présentant une taille moyenne de lattes inférieure à 1 micromètre, le facteur d'allongement moyen des lattes étant compris entre 2 et 5

L'invention a également pour objet une pièce d'acier non revenu obtenue par l'un quelconque des procédés de fabrication de pièce ci-dessus, la pièce comportant au moins une zone de structure totalement martensitique présentant une taille moyenne de lattes inférieure à 1 micromètre, le facteur d'allongement moyen des lattes étant compris entre 2 et 5, la limite d'élasticité dans ladite zone étant supérieure à 1300 MPa et la résistance mécanique étant supérieure à $(3220(C)+958)$ mégapascals, étant entendu que (C) désigne la teneur en carbone en pourcentage pondéral de l'acier.

L'invention a également pour objet une tôle ou une pièce d'acier obtenue par le procédé avec traitement de revenu ci-dessus, l'acier ayant une structure totalement martensitique, présentant dans au moins une zone une taille moyenne de lattes inférieure à 1,2 micromètre, le facteur d'allongement moyen des lattes étant compris entre 2 et 5.

Les inventeurs ont mis en évidence que les problèmes exposés ci-dessus étaient résolus grâce à un procédé d'ausforming spécifique mis en œuvre sur une gamme particulière de compositions d'aciers. Contrairement aux études précédentes qui montraient que l'ausforming requérait l'addition d'éléments d'alliage coûteux, les inventeurs ont mis en évidence de façon surprenante que cet effet peut être obtenu grâce à des compositions nettement moins chargées en éléments d'alliage.



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 :

5 La figure 1 présente un exemple de microstructure de tôle d'acier fabriquée par le procédé selon l'invention.

La figure 2 présente un exemple de microstructure du même acier fabriqué par un procédé de référence, par chauffage dans le domaine austénitique puis simple trempe martensitique.

10 La figure 3 présente un exemple de microstructure de pièce d'acier fabriquée par le procédé selon l'invention.

La composition des aciers mis en œuvre dans le procédé selon l'invention va maintenant être détaillée.

15 Lorsque la teneur en carbone de l'acier est inférieure à 0,15% en poids, la trempabilité de l'acier est insuffisante compte tenu du procédé mis en œuvre et il n'est pas possible d'obtenir une structure totalement martensitique.

Lorsque cette teneur est supérieure à 0,40%, les joints soudés réalisés à partir de ces tôles ou de ces pièces présentent une ténacité insuffisante. La teneur optimale en carbone pour la mise en œuvre de l'invention est comprise entre 0,16 et 0,28%.

20 Le manganèse abaisse la température de début de formation de la martensite et ralentit la décomposition de l'austénite. Afin d'obtenir des effets suffisants pour permettre la mise en œuvre de l'ausforming, la teneur en manganèse ne doit pas être inférieure à 1,5%. Par ailleurs, lorsque la teneur en manganèse dépasse 3%, des zones ségréguées sont présentes en quantité excessive ce
25 qui nuit à la mise en œuvre de l'invention. Une gamme préférentielle pour la mise en œuvre de l'invention est 1,8 à 2,5%Mn.

30 La teneur en silicium doit être supérieure à 0,005% de façon à contribuer à la désoxydation de l'acier en phase liquide. Le silicium ne doit pas excéder 2% en poids en raison de la formation d'oxydes superficiels qui réduisent notablement la revêtabilité dans les procédés comportant un passage en continu de la tôle d'acier dans un bain métallique de revêtement.

Le chrome et le molybdène sont des éléments très efficaces pour retarder la transformation de l'austénite et pour séparer les domaines de transformation

ferrito-perlitique et bainitique, la transformation ferrito-perlitique intervenant à des températures supérieures à la transformation bainitique. Ces domaines de transformation se présentent sous forme de deux « nez » bien distincts dans un diagramme de transformation isotherme TTT (Transformation-
5 Température-Temps) à partir de l'austénite, ce qui permet la mise en œuvre du procédé selon l'invention.

La teneur en chrome de l'acier doit être comprise entre 1,8% et 4% en poids pour que son effet de retardement sur la transformation de l'austénite soit suffisant. La teneur en chrome de l'acier tient compte de la teneur d'autres
10 éléments augmentant la trempabilité tels que le manganèse et le molybdène : en effet, compte tenu des effets respectifs du manganèse, du chrome et du molybdène sur les transformations à partir de l'austénite, une addition combinée de ces éléments doit être effectuée en respectant la condition suivante, les quantités respectivement notées (Mn) (Cr) (Mo) étant exprimées
15 en pourcentage pondéral : $2,7\% \leq 0,5 (Mn) + (Cr) + 3(Mo) \leq 5,7\%$.

La teneur en molybdène ne doit cependant pas excéder 2% en raison de son coût excessif.

La teneur en aluminium de l'acier selon l'invention n'est pas inférieure à 0,005% de façon à obtenir une désoxydation suffisante de l'acier à l'état
20 liquide. Lorsque la teneur en aluminium est supérieure à 0,1% en poids, des problèmes de coulée peuvent apparaître. Il peut également se former des inclusions d'alumine en quantité ou en taille trop importantes qui jouent un rôle néfaste sur la ténacité.

Les teneurs en soufre et en phosphore de l'acier sont respectivement limitées
25 à 0,05 et 0,1% pour éviter une réduction de la ductilité ou de la ténacité des pièces ou des tôles fabriquées selon l'invention.

L'acier peut contenir optionnellement du niobium et/ou du titane, ce qui permet d'affiner un affinement supplémentaire du grain. En raison du durcissement à chaud que ces additions confèrent, celles-ci doivent être
30 cependant limitées à 0,050% pour le niobium et comprises entre 0,01 et 0,1% pour le titane de façon ne pas augmenter les efforts lors du laminage à chaud.

A titre optionnel, l'acier peut également contenir du bore : en effet, la déformation importante de l'austénite peut accélérer la transformation en ferrite au refroidissement, phénomène qu'il convient d'éviter. Une addition de bore, en quantité comprise entre 0,0005 et 0,005% en poids permet de se prémunir d'une transformation ferritique précoce.

A titre optionnel, l'acier peut également contenir du calcium en quantité comprise entre 0,0005 et 0,005% : en se combinant avec l'oxygène et le soufre, le calcium permet d'éviter la formation d'inclusions de grande taille, néfastes pour la ductilité des tôles ou des pièces ainsi fabriquées.

Le reste de la composition de l'acier est constitué de fer et d'impuretés inévitables résultant de l'élaboration.

Les tôles ou les pièces d'acier fabriquées selon l'invention sont caractérisées par une structure totalement martensitique en lattes d'une grande finesse : en raison du cycle thermomécanique et de la composition spécifiques, la taille moyenne des lattes martensitiques est inférieure à 1 micromètre et leur facteur d'allongement moyen est compris entre 2 et 5. Ces caractéristiques microstructurales sont déterminées par exemple en observant la microstructure par microscopie électronique à balayage au moyen d'un canon à effet de champ (technique « MEB-FEG ») à un grandissement supérieur à 1200x, couplé à un détecteur EBSD (« Electron Backscatter Diffraction »). On définit que deux lattes contiguës sont distinctes lorsque leur désorientation est supérieure à 5 degrés. La taille moyenne de lattes est définie par la méthode des intercepts connue en elle-même : on évalue la taille moyenne des lattes interceptées par des lignes définies de façon aléatoire par rapport à la microstructure. La mesure est réalisée sur au moins 1000 lattes martensitiques de façon à obtenir une valeur moyenne représentative. La morphologie des lattes individualisées est déterminée par analyse d'images au moyen de logiciels connus en eux-mêmes : on détermine la dimension maximale l_{\max} et minimale l_{\min} de chaque latte martensitique et son facteur d'allongement $\frac{l_{\max}}{l_{\min}}$. Afin d'être statistiquement représentative, cette observation porte sur au moins 1000 lattes martensitiques. Le facteur

d'allongement moyen $\frac{\overline{l_{\max}}}{l_{\min}}$ est ensuite déterminé pour l'ensemble de ces lattes observées.

Le procédé selon l'invention permet de fabriquer soit des tôles laminées, soit des pièces embouties à chaud ou mises en forme à chaud. Ces deux modes vont être successivement exposés.

Le procédé de fabrication de tôles laminées à chaud selon l'invention comporte les étapes suivantes :

On approvisionne tout d'abord un demi-produit d'acier dont la composition a été exposée ci-dessus. Ce demi-produit peut se présenter par exemple sous forme de brame issue de coulée continue, de brame mince ou de lingot. A titre d'exemple indicatif, une brame de coulée continue a une épaisseur de l'ordre de 200mm, une brame mince une épaisseur de l'ordre de 50-80mm. On réchauffe ce demi-produit à une température T_1 comprise entre 1050°C et 1250°C. La température T_1 est supérieure à A_{c3} , température de transformation totale en austénite au chauffage. Ce réchauffage permet donc d'obtenir une austénitisation complète de l'acier ainsi que la dissolution d'éventuels carbonitrides de niobium existant dans le demi-produit. Cette étape de réchauffage permet également de réaliser les différentes opérations ultérieures de laminage à chaud qui vont être présentées : on effectue un laminage, dit de dégrossissage, du demi-produit à une température T_2 comprise entre 1000 et 880°C.

Le taux de réduction cumulé des différentes étapes de laminage au dégrossissage est noté ϵ_a . Si e_{ia} désigne l'épaisseur du demi-produit avant le laminage à chaud de dégrossissage et e_{fa} l'épaisseur de la tôle après ce laminage, on définit le taux de réduction cumulé par $\epsilon_a = \ln \frac{e_{ia}}{e_{fa}}$. Selon

l'invention, le taux de réduction cumulé ϵ_a lors du laminage de dégrossissage doit être supérieur à 30%. Dans ces conditions, l'austénite obtenue est totalement recristallisée avec une taille moyenne de grain inférieure à 40 micromètres, voire à 5 micromètres lorsque la déformation ϵ_a est supérieure à 200% et lorsque la température T_2 est comprise entre 950 et 880°C. On refroidit ensuite non complètement la tôle, c'est à dire jusqu'à une

température intermédiaire T_3 , de façon à éviter une transformation de l'austénite, à une vitesse V_{R1} supérieure à 2°C/s jusqu'à une température T_3 comprise entre 600°C et 400°C , domaine de température dans lequel l'austénite est métastable, c'est à dire dans un domaine où elle ne devrait pas être présente dans des conditions d'équilibre thermodynamique. On effectue alors un laminage à chaud de finition à la température T_3 , le taux de réduction cumulé ϵ_b étant supérieur à 30%. Dans ces conditions, on obtient une structure austénitique déformée plastiquement dans laquelle n'intervient pas la recristallisation. On refroidit ensuite la tôle à une vitesse V_{R2} supérieure à la vitesse de trempe critique martensitique.

Bien que le procédé ci-dessus décrive la fabrication de produits plats (tôles) à partir notamment de brames, l'invention n'est pas limitée à cette géométrie et à ce type de produits, et peut être mise en œuvre pour la fabrication de produits longs, de barres, de profilés, par des étapes successives de déformation à chaud.

Le procédé de fabrication de pièces embouties ou mises en forme à chaud est le suivant :

On approvisionne tout d'abord un flan en acier dont la composition contient en poids : $0,15\% \leq C \leq 0,40\%$, $1,5\% \leq \text{Mn} \leq 3\%$, $0,005\% \leq \text{Si} \leq 2\%$, $0,005\% \leq \text{Al} \leq 0,1\%$, $1,8\% \leq \text{Cr} \leq 4\%$, $0\% \leq \text{Mo} \leq 2\%$, étant entendu que $2,7\% \leq 0,5(\text{Mn}) + (\text{Cr}) + 3(\text{Mo}) \leq 5,7\%$, $\text{S} \leq 0,05\%$, $\text{P} \leq 0,1\%$, et optionnellement : $0\% \leq \text{Nb} \leq 0,050\%$, $0,01\% \leq \text{Ti} \leq 0,1\%$, $0,0005\% \leq \text{B} \leq 0,005\%$, $0,0005\% \leq \text{Ca} \leq 0,005\%$.

Ce flan plan est obtenu par découpage d'une tôle ou d'une bobine selon une forme en rapport avec la géométrie finale de la pièce visée. Ce flan peut être non-revêtu ou optionnellement pré-revêtu. Le pré-revêtement peut être de l'aluminium ou un alliage à base d'aluminium. Dans ce dernier cas, la tôle peut être avantageusement obtenue par passage au trempé en continu dans un bain d'alliage aluminium-silicium comprenant en poids 5-11% de silicium, 2 à 4% de fer, optionnellement entre 15 et 30 ppm de calcium, le reste étant de l'aluminium et des impuretés inévitables résultant de l'élaboration.

Le flan peut être également pré-revêtu de zinc ou d'un alliage à base de zinc.

Le pré-revêtement peut être notamment du type galvanisé au trempé en continu (« GI ») ou galvanisé-allié (« GA »)

On chauffe le flan à une température T_1 comprise entre A_{c3} et $A_{c3}+250^\circ\text{C}$.

Dans le cas où le flan est pré-revêtu, on effectue préférentiellement le chauffage dans un four sous atmosphère ordinaire ; on assiste durant cette étape à une alliation entre l'acier et le pré-revêtement. Le revêtement formé par alliation protège l'acier sous-jacent de l'oxydation et de la décarburation et se révèle apte à une déformation ultérieure à chaud. On maintient le flan à la température T_1 pour assurer l'homogénéité de la température en son sein. Selon l'épaisseur du flan, comprise par exemple de 0,5 à 3 mm, la durée de maintien à la température T_1 varie de 30 secondes à 5 minutes.

Dans ces conditions, la structure de l'acier du flan est complètement austénitique. La limitation de la température à $A_{c3}+250^\circ\text{C}$ a pour effet de restreindre le grossissement du grain austénitique à une taille moyenne inférieure à 40 micromètres. Lorsque la température est comprise entre A_{c3} et $A_{c3}+50^\circ\text{C}$, la taille moyenne de grain est préférentiellement inférieure à 5 micromètres.

- on transfère le flan ainsi chauffé au sein d'une presse d'emboutissage à chaud ou bien au sein d'un dispositif de mise en forme à chaud : ce dernier peut être par exemple un dispositif de « roll-forming » dans lequel le flan est déformé progressivement par profilage à chaud dans une série de rouleaux jusqu'à atteindre la géométrie finale de la pièce désirée. Le transfert du flan jusqu'à la presse ou jusqu'au dispositif de mise en forme doit s'effectuer suffisamment rapidement pour ne pas provoquer de transformation de l'austénite.

- on refroidit ensuite le flan à une vitesse V_{R1} supérieure à 2°C/s de façon à éviter la transformation de l'austénite, jusqu'à une température T_3 comprise entre 600°C et 400°C , domaine de température dans lequel l'austénite est métastable.

Selon une variante, il est aussi possible d'inverser l'ordre de ces deux dernières étapes, c'est à dire de refroidir d'abord le flan avec une vitesse V_{R1} supérieure à 2°C/s , puis de transférer ce flan au sein de la presse d'emboutissage ou du dispositif de mise en forme à chaud, de telle sorte que



celui-ci puisse être embouti ou mis en forme à chaud de la façon qui suit.

On emboutit ou on met en forme à chaud le flan à une température T_3 comprise entre 400 et 600°C, cette déformation à chaud pouvant être effectuée en une seule étape ou en plusieurs étapes successives, comme
5 dans le cas du roll-forming mentionné ci-dessus. A partir d'un flan initial plan, l'emboutissage permet d'obtenir une pièce dont la forme n'est pas développable. Quel que soit le mode de mise en forme à chaud, la déformation cumulée $\overline{\varepsilon}_c$ doit être supérieure à 30% de façon à obtenir une austénite déformée non recristallisée. Comme les modes de déformation
10 peuvent varier d'un endroit à un autre en raison de la géométrie de la pièce et du mode local de sollicitation (expansion, rétreint, traction ou compression uniaxiale), on désigne par $\overline{\varepsilon}_c$ la déformation équivalente définie en chaque point de la pièce par $\overline{\varepsilon}_c = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{(\varepsilon_1^2 + \varepsilon_1 \varepsilon_2 + \varepsilon_2^2)}$, où ε_1 et ε_2 sont les déformations principales cumulées sur l'ensemble des étapes de déformation
15 à la température T_3 . Dans une première variante, le mode de formage à chaud est choisi de telle sorte que la condition $\overline{\varepsilon}_c > 30\%$ soit satisfaite en tout endroit de la pièce formée.

Optionnellement, il est également possible de mettre en œuvre un procédé de formage à chaud où cette condition ne se trouve remplie qu'à certains
20 endroits particuliers, correspondant aux zones les plus sollicitées des pièces où l'on souhaite obtenir des caractéristiques mécaniques particulièrement élevées. On obtient dans ces conditions une pièce dont les propriétés mécaniques sont variables, pouvant résulter à certains endroits d'une trempe martensitique simple (cas de zones éventuelles non déformées localement
25 lors de la mise en forme à chaud) et résulter dans d'autres zones du procédé selon l'invention qui conduit à une structure martensitique avec une taille de lattes extrêmement réduite et des propriétés mécaniques accrues.

Après déformation à chaud, on refroidit la pièce à une vitesse V_{R2} supérieure à la vitesse critique de trempe martensitique de façon à obtenir une structure
30 totalement martensitique. Dans le cas de l'emboutissage à chaud, ce refroidissement peut être réalisé par maintien de la pièce dans l'outillage avec

un contact étroit avec celui-ci. Ce refroidissement par conduction thermique peut être accéléré par refroidissement de l'outillage d'emboutissage, par exemple grâce à des canaux usinés dans l'outillage permettant la circulation d'un fluide réfrigérant.

- 5 Outre par la composition d'acier mis en œuvre, le procédé d'emboutissage à chaud de l'invention diffère donc du procédé usuel qui consiste à débiter l'emboutissage à chaud dès que le flan a été positionné dans la presse. Selon ce procédé usuel, la limite d'écoulement de l'acier est la plus faible à haute température et les efforts requis par la presse sont les moins élevés.
- 10 Par comparaison, le procédé selon l'invention consiste à observer un temps d'attente de façon à ce que le flan atteigne un domaine de température adapté pour l'ausforming, puis à emboutir à chaud le flan à température nettement plus basse que dans le procédé usuel. Pour une épaisseur de flan donnée, l'effort d'emboutissage requis par la presse est légèrement plus
- 15 élevé mais la structure finale obtenue plus fine que dans le procédé usuel conduit à des propriétés mécaniques plus importantes de limite d'élasticité, de résistance et de ductilité. Pour satisfaire un cahier des charges correspondant à un niveau de sollicitation donné, il est donc possible de diminuer l'épaisseur des flans et par là même de diminuer l'effort
- 20 d'emboutissage des pièces selon l'invention.

De plus, selon le procédé d'emboutissage à chaud usuel, la déformation à chaud immédiatement après emboutissage doit être limitée, cette déformation à haute température ayant tendance à favoriser la formation de ferrite dans les zones les plus déformées, ce que l'on cherche à éviter. Le procédé selon

25 l'invention ne comporte pas cette limitation.

Quelle que soit la variante du procédé selon l'invention, les tôles ou les pièces d'acier peuvent être utilisés telles quelles ou soumises à un traitement thermique de revenu, effectué à une température T_4 comprise entre 150 et 600°C pendant une durée comprise entre 5 et 30 minutes. Ce traitement de

30 revenu a pour effet d'augmenter la ductilité au prix d'une diminution de la limite d'élasticité et de la résistance. Les inventeurs ont cependant mis en évidence que le procédé selon l'invention, qui confère une résistance mécanique en traction R_m d'au moins 50 MPa plus élevée que celle obtenue

après trempe conventionnelle, conservait cet avantage, même après traitement de revenu avec des températures allant de 150 à 600°C. Les caractéristiques de finesse de la microstructure sont conservées par ce traitement de revenu, la taille moyenne de lattes étant inférieure à 1,2 micromètre, le facteur d'allongement moyen des lattes étant compris entre 2 et 5.

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

10 Exemple 1 :

On a approvisionné des demi-produits d'acier dont les compositions, exprimées en teneurs pondérales (%), sont les suivantes :

Acier	C	Mn	Si	Cr	Mo	Al	S	P	Nb	Ti	B	0,5Mn+Cr+3 Mo
A	0,195	1,945	0,01	1,909	0,05	0,03	0,003	0,02	0,01	0,012	0,0014	3,03
B	0,24	1,99	0,01	1,86	0,008	0,027	0,003	0,02	0,008	-	-	2,88

15 Des demi-produits de 31 mm d'épaisseur ont été réchauffés et maintenus 30 minutes à une température T_1 de 1050°C puis soumis à un laminage de dégrossissage en 5 passes à une température T_2 de 910°C jusqu'à une épaisseur de 6 mm, soit un taux de réduction cumulé ϵ_a de 164%. A ce stade, la structure est totalement austénitique et complètement recristallisée avec

20 une taille moyenne de grain de 30 micromètres. Les tôles ainsi obtenues ont été ensuite refroidies à la vitesse de 25°C/s jusqu'à la température T_3 de 550°C où elles ont été laminées en 5 passes avec un taux de réduction cumulé ϵ_b de 60% puis refroidies ensuite jusqu'à la température ambiante avec une vitesse de 80°C/s de façon à obtenir une microstructure

25 complètement martensitique. Par comparaison, des tôles d'aciers de composition ci-dessus ont été chauffées et maintenues 30 minutes à 1250°C puis refroidies par trempe à l'eau de façon à obtenir une microstructure complètement martensitique (traitement de référence)

30 Au moyen d'essais de traction, on a déterminé la limite d'élasticité R_e , la résistance à la rupture R_m , et l'allongement total A des tôles obtenues par

ces différents modes de fabrication. On a également fait figurer la valeur estimée de la résistance après trempe martensitique simple (3220%(C)+908) (MPa) ainsi que la différence ΔR_m entre cette valeur estimée et la résistance effectivement mesurée.

- 5 On a également observé la microstructure des tôles obtenues par Microscopie Electronique à Balayage au moyen d'un canon à effet de champ (technique « MEB-FEG ») et détecteur EBSD et quantifié la taille moyenne des lattes de la structure martensitique ainsi que leur facteur d'allongement moyen $\frac{\overline{l_{max}}}{\overline{l_{min}}}$.

- 10 Les résultats de ces différentes caractérisations sont présentés ci-dessous. Les essais A1 et A2 désignent des essais réalisés sur la composition d'acier A dans deux conditions différentes, l'essai B1 a été réalisé à partir de la composition d'acier B.

	Essai	Température T_s (°C)	Re (MPa)	Rm (MPa)	A (%)	3220 %C+908 (MPa)	ΔR_m (MPa)	Taille moyenne de lattes (μm)	$\frac{\overline{l_{max}}}{\overline{l_{min}}}$
Invention	A1	550	1588	1889	5,9	1536	353	0,9	3
	B1	550	1572	1986	6,5	1681	306	0,8	4
Référence	A2	<u>Sans</u>	<u>1223</u>	1576	6,9	1536	<u>40</u>	<u>2</u>	<u>7</u>

15 Conditions d'essais et résultats mécaniques obtenus

Valeurs soulignées : non conformes à l'invention

La figure 1 présente la microstructure obtenu dans le cas de l'essai A1. Par comparaison, la figure 2 présente la microstructure du même acier
 20 simplement chauffé à 1250°C, maintenu 30 minutes à cette température et trempé ensuite à l'eau (essai A2) Le procédé selon l'invention permet d'obtenir une martensite avec une taille moyenne de lattes nettement plus fine et moins allongées que dans la structure de référence.

Dans le cas de l'essai A2 (trempe martensitique simple), on observe que la
 25 valeur de la résistance estimée (1536MPa) à partir de l'expression (1) est voisine de celle déterminée expérimentalement (1576MPa)

Dans les essais A1 et B1 selon l'invention, les valeurs de ΔR_m sont de 353 et

de 306 MPa respectivement. Le procédé selon l'invention permet donc d'obtenir des valeurs de résistance mécanique nettement supérieures à celles qui seraient obtenues par une trempe martensitique simple. Cette augmentation de résistance (353 ou 306 MPa) est équivalente à celle qui serait obtenue, d'après la relation (1) par une trempe martensitique simple appliquée à des aciers dans lesquels une addition supplémentaire de 0,11% ou de 0,09% environ aurait été réalisée. Une telle augmentation de la teneur en carbone aurait cependant des conséquences néfastes vis-à-vis de la soudabilité et de la ténacité, alors que le procédé selon l'invention permet d'atteindre de très hautes valeurs de résistance mécanique sans ces inconvénients.

Les tôles fabriquées selon l'invention, en raison de leur teneur en carbone plus faible, présentent une bonne aptitude au soudage par les procédés usuels, en particulier au soudage par résistance par points.

Des traitements thermiques de revenu ont été ensuite réalisés dans différentes conditions de température et de durée sur l'acier dans la condition B1 ci-dessus : pour une température allant jusqu'à 600°C et une durée allant jusqu'à 30 minutes, la taille moyenne de lattes martensitiques reste inférieure à 1,2 micromètre.

20

Exemple 2 :

On a approvisionné des flans en acier d'épaisseur 3mm de composition suivante, exprimée en teneurs pondérales (%):

Acier	C	Mn	Si	Cr	Mo	Al	S	P	Nb	0,5Mn+ Cr+3Mo
B	0,24	1,99	0,01	1,86	0,008	0,027	0,003	0,02	0,008	2,88

25

Les flans ont été soumis à un chauffage à 1000°C (soit Ac3+210°C environ) pendant 5 minutes. Ceux-ci ont été ensuite :

- soit refroidis à 50°C/s jusqu'à la température T₃ de 525°C puis emboutis à cette température avec une déformation équivalente

$\overline{\varepsilon}_c$ supérieure à 50%, et enfin refroidis à une vitesse supérieure à la vitesse critique de trempe martensitique (essai B2)

- soit refroidis à 50°C/s jusqu'à la température de 525°C, puis refroidis à une vitesse supérieure à la vitesse critique de trempe martensitique (essai B3)

Le tableau ci-dessous présente les propriétés mécaniques obtenues :

	Essai	Température T ₃ (°C)	Re (MPa)	Rm (MPa)	3220 %C+908 (MPa)	ΔRmI (MPa)	Taille moyenne de lattes (μm)	$\frac{l_{max}}{l_{min}}$
Invention	B2	525	1531	1912	1681	299	0,9	3
Référence	B3	-	1320	1652	1681	<u>29</u>	<u>1.8</u>	5

Conditions d'essais et résultats mécaniques obtenus

Valeurs soulignées : non conformes à l'invention

La figure 3 présente la microstructure obtenue dans la condition B3 selon l'invention, caractérisée par une taille moyenne de lattes très fine (0,9 micromètre) et un faible facteur d'allongement.

Ainsi, l'invention permet la fabrication de tôles, ou de pièces nues ou revêtues, à très hautes caractéristiques mécaniques, dans des conditions économiques très satisfaisantes.

Ces tôles ou ces pièces seront utilisées avec profit pour la fabrication de pièces de sécurité, et notamment de pièces anti-intrusion ou de soubassement, de barres de renforcement, de pieds milieu, pour la construction de véhicules automobiles.

REVENDEICATIONS

1. Procédé de fabrication d'une tôle d'acier à structure totalement
5 martensitique, présentant une taille moyenne de lattes inférieure à 1
micromètre, le facteur d'allongement moyen desdites lattes étant compris
entre 2 et 5, étant entendu que le facteur d'allongement d'une latte de
dimension maximale l_{\max} et minimale l_{\min} est défini par $\frac{l_{\max}}{l_{\min}}$, à limite
10 d'élasticité supérieure à 1300 MPa, à résistance mécanique supérieure à
(3220(C)+958) mégapascals, étant entendu que (C) désigne la teneur en
carbone en pourcentage pondéral dudit acier, comprenant les étapes
successives et dans cet ordre selon lesquelles :
- on approvisionne un demi-produit d'acier dont la composition comprend, les
teneurs étant exprimées en poids,

15 $0,15\% \leq C \leq 0,40\%$
 $1,5\% \leq Mn \leq 3\%$
 $0,005\% \leq Si \leq 2\%$
 $0,005\% \leq Al \leq 0,1\%$,
 $1,8\% \leq Cr \leq 4\%$
20 $0\% \leq Mo \leq 2\%$
étant entendu que
 $2,7\% \leq 0,5 (Mn) + (Cr) + 3(Mo) \leq 5,7\%$
 $S \leq 0,05\%$
 $P \leq 0,1\%$,
25 et optionnellement:
 $0\% \leq Nb \leq 0,050\%$
 $0,01\% \leq Ti \leq 0,1\%$
 $0,0005\% \leq B \leq 0,005\%$,
 $0,0005\% \leq Ca \leq 0,005\%$,

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

- on réchauffe ledit demi-produit à une température T_1 comprise entre 1050°C et 1250°C, puis
 - on effectue un laminage de dégrossissage dudit demi-produit réchauffé, à une température T_2 comprise entre 1000 et 880°C, avec un taux de réduction ε_a cumulé supérieur à 30% de façon à obtenir une tôle avec une structure austénitique complètement recristallisée de taille moyenne de grain inférieure à 40 micromètres et préférentiellement à 5 micromètres, étant entendu que ledit taux de réduction cumulé ε_a est défini par : $\text{Ln} \frac{e_{ia}}{e_{fa}}$
 e_{ia} désignant l'épaisseur du demi-produit avant ledit laminage à chaud de dégrossissage et e_{fa} l'épaisseur de la tôle après ledit laminage de dégrossissage, puis
 - on refroidit non complètement ladite tôle jusqu'à une température T_3 comprise entre 600°C et 400°C dans le domaine austénitique métastable, à une vitesse V_{R1} supérieure à 2°C/s, puis
 - on effectue un laminage à chaud de finition à ladite température T_3 , de ladite tôle non complètement refroidie, avec un taux de réduction cumulé ε_b supérieur à 30% de façon à obtenir une tôle, étant entendu que ledit taux de réduction cumulé ε_b est défini par : $\text{Ln} \frac{e_{ib}}{e_{fb}}$, e_{ib} désignant l'épaisseur de la tôle avant ledit laminage à chaud de finition et e_{fb} l'épaisseur de la tôle après ledit laminage de finition, puis
 - on refroidit ladite tôle à une vitesse V_{R2} supérieure à la vitesse critique de trempe martensitique.
2. Procédé de fabrication d'une pièce d'acier à structure totalement martensitique présentant une taille moyenne de lattes inférieure à 1 micromètre, le facteur d'allongement moyen desdites lattes étant compris entre 2 et 5, étant entendu que le facteur d'allongement d'une latte de dimension maximale l_{\max} et minimale l_{\min} est défini par $\frac{l_{\max}}{l_{\min}}$, comprenant les étapes successives et dans cet ordre selon lesquelles :

- on approvisionne un flan d'acier dont la composition comprend, les teneurs étant exprimées en poids,

$$0,15\% \leq C \leq 0,40\%$$

$$1,5\% \leq Mn \leq 3\%$$

5 $0,005\% \leq Si \leq 2\%$

$$0,005\% \leq Al \leq 0,1\%,$$

$$1,8\% \leq Cr \leq 4\%$$

$$0\% \leq Mo \leq 2\%$$

étant entendu que

10 $2,7\% \leq 0,5 (Mn) + (Cr) + 3(Mo) \leq 5,7\%$

$$S \leq 0,05\%$$

$$P \leq 0,1\%$$

optionnellement:

$$0\% \leq Nb \leq 0,050\%$$

15 $0,01\% \leq Ti \leq 0,1\%$

$$0,0005\% \leq B \leq 0,005\%,$$

$$0,0005\% \leq Ca \leq 0,005\%,$$

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

20 - on chauffe ledit flan à une température T_1 comprise entre A_{C3} et $A_{C3}+250^\circ\text{C}$ de telle sorte que la taille moyenne de grain austénitique soit inférieure à 40 micromètres, et préférentiellement à 5 micromètres, puis

- on transfère ledit flan chauffé au sein d'une presse d'emboutissage à chaud ou d'un dispositif de mise en forme à chaud, puis

25 - -on refroidit ledit flan jusqu'à une température T_3 comprise entre 600°C et 400°C , à une vitesse V_{R1} supérieure à 2°C/s de façon à éviter une transformation de l'austénite,

- l'ordre des deux dernières étapes pouvant être interverti, puis,

30 - on emboutit ou on met en forme à chaud à ladite température T_3 ledit flan refroidi, d'une quantité $\overline{\varepsilon_c}$ supérieure à 30% dans au moins une zone, pour obtenir une pièce, étant entendu que ladite quantité $\overline{\varepsilon_c}$ est définie par

$$\bar{\varepsilon}_c = \frac{2}{\sqrt{3}} \sqrt{(\varepsilon_1^2 + \varepsilon_1 \varepsilon_2 + \varepsilon_2^2)}, \text{ où } \varepsilon_1 \text{ et } \varepsilon_2 \text{ sont les déformations principales}$$

cumulées sur l'ensemble des étapes de déformation à la température T_3 , puis,

- on refroidit ladite pièce à une vitesse V_{R2} supérieure à la vitesse critique de trempe martensitique.

3. Procédé de fabrication d'une pièce selon la revendication 2, caractérisé en ce que ledit flan est embouti à chaud de façon à obtenir une pièce, puis ladite pièce est maintenue au sein de l'outillage d'emboutissage de façon à refroidir ladite pièce à une vitesse V_{R2} supérieure à la vitesse critique de trempe martensitique.

4. Procédé de fabrication d'une pièce d'acier selon l'une quelconque des revendications 2 ou 3, caractérisé en ce que ledit flan est pré-revetu d'aluminium ou d'un alliage à base d'aluminium

5. Procédé de fabrication d'une pièce d'acier selon l'une quelconque des revendications 2 à 4, caractérisé en ce que ledit flan est pré-revetu de zinc ou d'un alliage à base de zinc

6. Procédé de fabrication d'une tôle ou d'une pièce d'acier selon l'une quelconque des revendications 1 à 5, caractérisée en ce qu'on soumet ladite tôle ou ladite pièce à un traitement thermique ultérieur de revenu à une température T_4 comprise entre 150 et 600°C pendant une durée comprise entre 5 et 30 minutes

7. Tôle de limite d'élasticité supérieure à 1300 MPa d'acier, de résistance mécanique supérieure à $(3220(C)+958)$ mégapascals, étant entendu que (C) désigne la teneur en carbone en pourcentage pondéral dudit acier, obtenue par un procédé selon la revendication 1, de structure totalement martensitique, présentant une taille moyenne de lattes inférieure à 1

micromètre, le facteur d'allongement moyen desdites lattes étant compris entre 2 et 5

8. Pièce d'acier obtenue par un procédé selon l'une quelconque des
5 revendications 2 à 5, comportant au moins une zone de structure totalement
martensitique présentant une taille moyenne de lattes inférieure à 1
micromètre, le facteur d'allongement moyen desdites lattes étant compris
entre 2 et 5, la limite d'élasticité dans ladite au moins une zone étant
supérieure à 1300 MPa et la résistance mécanique étant supérieure à
10 (3220(C)+958) mégapascals, étant entendu que (C) désigne la teneur en
carbone en pourcentage pondéral dudit acier.

9 Tôle ou pièce d'acier obtenue par un procédé selon la revendication 6,
de structure totalement martensitique, présentant dans au moins une zone
15 une taille moyenne de lattes inférieure à 1,2 micromètre, le facteur
d'allongement moyen desdites lattes étant compris entre 2 et 5

1/2

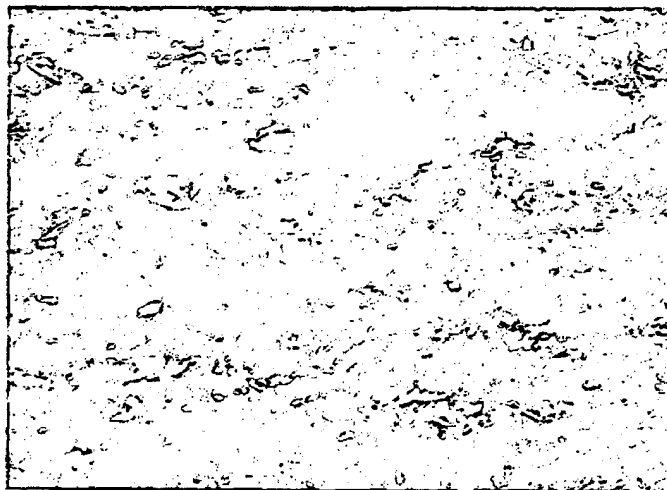


Fig. 1

20 μm

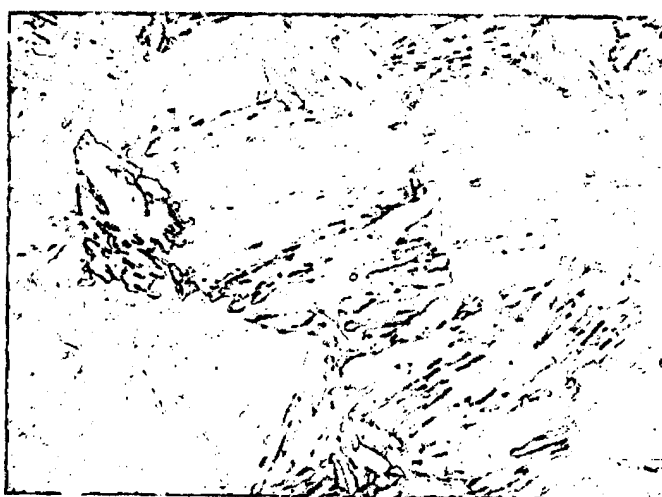


Fig. 2

20 μm

Handwritten signature

2/2



Fig. 3

10 μ m

me