

(19)



(11)

**EP 1 897 963 A1**

(12)

**DEMANDE DE BREVET EUROPEEN**

(43) Date de publication:  
**12.03.2008 Bulletin 2008/11**

(51) Int Cl.:  
**C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/14 (2006.01)**  
**C22C 38/58 (2006.01)**

(21) Numéro de dépôt: **06291413.0**

(22) Date de dépôt: **06.09.2006**

(84) Etats contractants désignés:  
**AT BE BG CH CY CZ DE DK EE ES FI FR GB GR HU IE IS IT LI LT LU LV MC NL PL PT RO SE SI SK TR**  
Etats d'extension désignés:  
**AL BA HR MK YU**

- **Bouaziz, Olivier**  
**57000 Metz (FR)**
- **Chevallot, Jean-Claude**  
**5700 Metz (FR)**

(74) Mandataire: **Plaisant, Sophie Marie et al**  
**ARCELOR France**  
**Arcelor Research Intellectual Property**  
**5 rue Luigi Cherubini**  
**93212 La Plaine Saint-Denis Cedex (FR)**

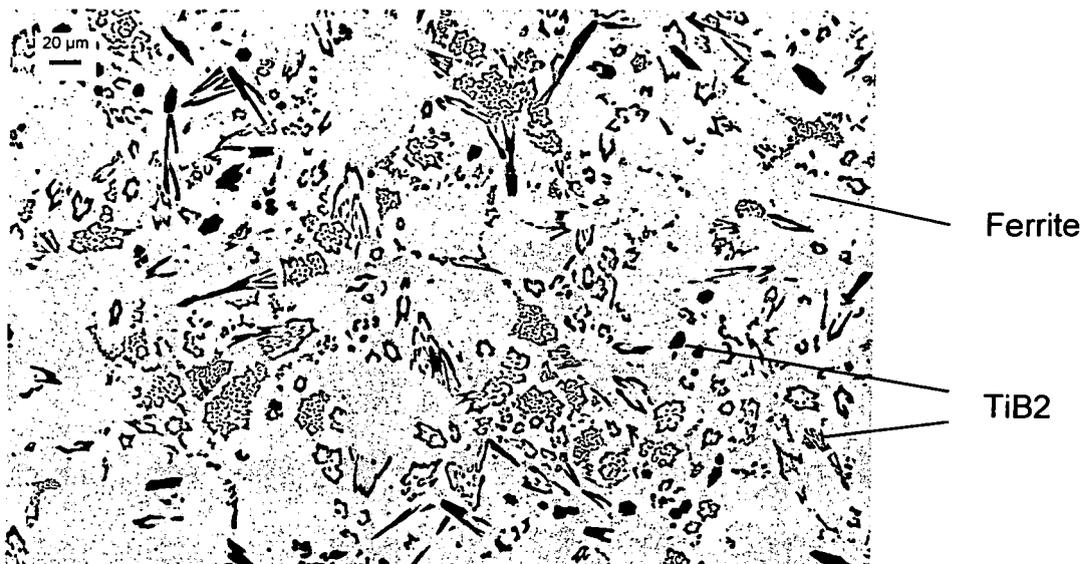
(71) Demandeur: **ARCELOR France**  
**93200 Saint Denis (FR)**

(72) Inventeurs:  
• **Bonnet, Frédéric**  
**54150 Avril (FR)**

(54) **Tole d'acier pour la fabrication de structures allegées et procédé de fabrication de cette tole**

(57) L'invention concerne une tôle d'acier dont la composition comprend, les teneurs étant exprimées en poids :  $0,010\% \leq C \leq 0,20\%$  ,  $0,06\% \leq Mn \leq 3\%$  ,  $Si \leq 1,5\%$  ,  $0,005\% \leq Al \leq 1,5\%$  ,  $S \leq 0,030\%$  ,  $P \leq 0,040\%$  ,  $2,5\% \leq Ti \leq 7,2\%$  ,  $(0,45 \times Ti) - 0,35\% \leq B \leq (0,45 \times Ti) +$

$0,70\%$  , et optionnellement, un ou plusieurs éléments choisis parmi :  $Ni \leq 1\%$  ,  $Mo \leq 1\%$  ,  $Cr \leq 3\%$  ,  $Nb \leq 0,1\%$  ,  $V \leq 0,1\%$  , le reste de la composition étant constitué de fer et d'impuretés inévitables résultant de l'élaboration



**Fig. 1**

**EP 1 897 963 A1**

## Description

**[0001]** L'invention concerne la fabrication de tôles ou de pièces structurales en acier combinant simultanément un module d'élasticité  $E$  élevé, une densité  $d$  réduite et une haute résistance.

**[0002]** On sait que les performances mécaniques d'éléments structuraux varient comme  $E^x/d$ , le coefficient  $x$  dépendant du mode de sollicitation externe (traction ou flexion par exemple) ou de la géométrie des éléments (tôles, barres) Ceci illustre l'intérêt de disposer de matériaux présentant simultanément un module d'élasticité élevé et une densité réduite.

**[0003]** Ce besoin existe tout particulièrement dans l'industrie automobile où l'allègement des véhicules et la sécurité sont des préoccupations constantes. On a cherché ainsi à augmenter le module d'élasticité et à réduire le poids de pièces en acier en incorporant des particules de céramiques de différentes natures, telles que carbures, nitrures, oxydes ou borures. En effet, ces matériaux présentent un module d'élasticité nettement plus élevé, allant environ de 250 à 550 GPa, que celui des aciers de base, de l'ordre de 210 GPa, où ils sont incorporés. On obtient de la sorte un durcissement par un transfert de charge entre la matrice et les particules de céramique sous l'influence d'une contrainte. L'affinement de la taille de grains de la matrice par les particules céramiques accroît en outre ce durcissement. Afin de fabriquer ces matériaux comportant des particules de céramique réparties de manière uniforme dans une matrice d'acier, on connaît des procédés qui sont basés sur la métallurgie des poudres : on élabore dans un premier temps des poudres de céramique à géométrie contrôlée, on mélange celles-ci à des poudres d'acier, ce qui correspond pour l'acier à un apport exogène de particules de céramique. Le tout est compacté en moule puis porté à une température telle que l'on observe le frittage de ce mélange. Dans une variante du procédé, on mélange des poudres métalliques de façon à obtenir la formation des particules de céramique lors de la phase de frittage. En dépit de caractéristiques mécaniques améliorées par rapport à des aciers ne comportant pas de dispersion de particules de céramique, ce type de procédé souffre de plusieurs limitations :

- Il nécessite des conditions soigneuses d'élaboration et de mise en oeuvre pour ne pas provoquer de réaction avec l'atmosphère, compte tenu de la surface spécifique élevée des poudres métalliques.
- Même après les opérations de compaction et de frittage, il peut subsister éventuellement des porosités résiduelles susceptibles de jouer un rôle de sites d'amorçage lors de sollicitations cycliques.
- La composition chimique des interfaces matrice/particules, et donc leur cohésion, est difficile à contrôler compte tenu de la contamination superficielle des poudres avant frittage (présence d'oxydes, de carbone)
- Lorsque les particules sont ajoutées en quantité importante, ou en présence de certaines particules de grande taille, les propriétés d'allongement diminuent.
- Ce type de procédé est adapté à la production en petite quantité mais ne saurait répondre aux besoins à très grande échelle de l'industrie automobile.
- Les coûts de fabrication associés à ce type de procédé de fabrication sont élevés.

**[0004]** On connaît également dans le cas d'alliages légers, des procédés de fabrication reposant sur l'addition exogène de poudres de céramiques dans le métal liquide. Là encore, ces procédés souffrent de la plupart des défauts mentionnés ci-dessus. On mentionnera plus particulièrement la difficulté d'une dispersion homogène des particules, celles-ci ayant tendance à l'agglomération ou à la décantation/flottation dans le métal liquide.

**[0005]** Parmi les céramiques qui pourraient être utilisées pour accroître les propriétés des aciers, on connaît en particulier le diborure de titane  $TiB_2$  qui présente les caractéristiques intrinsèques suivantes :

Module d'élasticité : 565 GPa

Densité : 4,52

**[0006]** Cependant, les procédés de fabrication reposant sur des additions exogènes de particules de  $TiB_2$ , souffrent des inconvénients mentionnés précédemment.

**[0007]** L'invention vise à résoudre les problèmes ci-dessus, en particulier la mise à disposition à grande échelle et par une voie économique d'aciers à module d'élasticité accru par la présence de particules de  $TiB_2$ . L'invention vise notamment à la mise à disposition d'un procédé de fabrication par coulée continue ne présentant pas de difficultés particulières lors de la coulée des aciers.

**[0008]** Elle vise encore à mettre à disposition des aciers comportant une quantité de particules de  $TiB_2$  la plus importante possible dispersée de manière homogène dans la matrice.

**[0009]** Elle vise encore à mettre à disposition des aciers à haute résistance, dont l'allongement uniforme soit supérieur ou égal à 8% et présentant une grande aptitude à différents procédés de soudage, notamment au soudage par résistance.

**[0010]** A cet effet, l'invention a pour objet une tôle d'acier dont la composition chimique comprend, les teneurs étant exprimées en poids :  $0,010\% \leq C \leq 0,20\%$ ,  $0,06\% \leq Mn \leq 3\%$ ,  $Si \leq 1,5\%$ ,  $0,005\% \leq Al \leq 1,5\%$ ,  $S \leq 0,030\%$ ,  $P \leq 0,040\%$ ,

## EP 1 897 963 A1

du titane et du bore en quantités telles que :  $2,5\% \leq Ti \leq 7,2\%$ ,  $(0,45 \times Ti) - 0,35\% \leq B \leq (0,45 \times Ti) + 0,70\%$ , optionnellement un ou plusieurs éléments choisis parmi :  $Ni \leq 1\%$ ,  $Mo \leq 1\%$ ,  $Cr \leq 3\%$ ,  $Nb \leq 0,1\%$ ,  $V \leq 0,1\%$ , le reste de la composition étant constitué de fer et d'impuretés inévitables résultant de l'élaboration.

**[0011]** Préférentiellement, les teneurs en titane et en bore, exprimées en % poids, sont telles que :  $-0,22 \leq B - (0,45 \times Ti) \leq 0,35$ .

**[0012]** A titre préféré, les teneurs en titane et en bore, exprimées en % poids, sont telles que :  $-0,35 \leq B - (0,45 \times Ti) < -0,22$ .

**[0013]** La teneur en titane est préférentiellement telle que :  $4,6\% \leq Ti \leq 6,9\%$ .

**[0014]** Selon un mode particulier, la teneur en titane est telle que :  $4,6\% \leq Ti \leq 6\%$ .

**[0015]** La teneur en carbone est préférentiellement telle que :  $C \leq 0,080\%$ .

**[0016]** Selon un mode préféré, la teneur en carbone satisfait à :  $C \leq 0,050\%$ .

**[0017]** La teneur en chrome est préférentiellement telle que :  $Cr \leq 0,08\%$ .

**[0018]** L'invention a également pour objet une tôle d'acier de composition ci-dessus, comprenant des précipités eutectiques de  $TiB_2$  et éventuellement de  $Fe_2B$ , dont la taille moyenne est inférieure ou égale à 15 micromètres, et préférentiellement inférieure ou égale à 10 micromètres

**[0019]** Préférentiellement, plus de 80% en nombre des précipités de  $TiB_2$  ont un caractère monocristallin.

**[0020]** L'invention a également pour objet une tôle d'acier selon les caractéristiques ci-dessus, dont la taille moyenne de grain est inférieure ou égale à 15 micromètres, préférentiellement inférieure ou égale à 5 micromètres.

**[0021]** L'invention a également pour objet une tôle d'acier selon l'une des caractéristiques ci-dessus, dont le module d'élasticité mesuré dans le sens du laminage est supérieur ou égal à 230GPa, préférentiellement supérieur ou égal à 240GPa, ou préférentiellement supérieur ou égal à 250GPa

**[0022]** Selon un mode particulier, la résistance de la tôle d'acier est supérieure ou égale à 500MPa et son allongement uniforme est supérieur ou égal à 8%.

**[0023]** L'invention a également pour objet un objet fabriqué à partir d'une pluralité de pièces d'acier, de composition identique ou différente, d'épaisseur identique ou différente, l'une au moins des pièces d'acier étant une tôle en acier selon l'une quelconque des caractéristiques ci-dessus, soudée à au moins une des autres pièces de cet objet.

**[0024]** L'invention a également pour objet un procédé selon lequel on approvisionne un acier selon l'une quelconque des compositions ci-dessus, et l'on coule l'acier sous forme de demi-produit.

**[0025]** Selon un mode particulier, on coule le demi-produit sous forme de brames ou de produits minces entre cylindres contra-rotatifs.

**[0026]** A titre préféré, la température de coulée n'excède pas de plus de 40°C la température de liquidus de l'acier.

**[0027]** La vitesse de refroidissement lors de la solidification de la coulée est préférentiellement supérieure ou égale à 0,1°C/s.

**[0028]** Selon un mode particulier, on effectue un laminage à chaud du demi-produit, optionnellement un laminage à froid et un recuit, les conditions de laminage et de recuit étant ajustées de telle sorte que l'on obtienne une tôle d'acier dont la taille moyenne de grain est inférieure ou égale à 15 micromètres, préférentiellement inférieure ou égale à 5 micromètres:

**[0029]** Selon un mode particulier, on découpe au moins un flan à partir d'une tôle d'acier ou d'un objet selon l'un des modes ci-dessus, ou fabriquée selon l'un des modes ci-dessus, et l'on déforme le flan dans une gamme de température allant de 20° à 900°C.

**[0030]** L'invention a également pour objet un procédé de fabrication selon lequel on soude au moins une tôle d'acier selon l'un des modes ci-dessus, ou une tôle d'acier fabriquée selon l'un des modes ci-dessus.

**[0031]** L'invention a également pour objet l'utilisation d'une tôle d'acier selon l'un des modes ci-dessus, ou fabriquée selon l'un des modes ci-dessus, pour la fabrication de pièces de structure ou d'éléments de renfort dans le domaine automobile.

**[0032]** D'autres caractéristiques et avantages de l'invention apparaîtront au cours de la description ci-dessous, donnée à titre d'exemple non limitatif et en référence aux figures annexées dans lesquelles :

- Les figures 1 et 2 illustrent respectivement la microstructure de deux aciers selon l'invention comportant une précipitation eutectique  $Fe-TiB_2$ , à l'état brut de coulée.
  - La figure 3 illustre la microstructure d'un acier selon l'invention à l'état laminé à froid et recuit.
  - Les figures 4 et 5 illustrent la microstructure de deux aciers selon l'invention comportant des précipitations eutectiques  $Fe-TiB_2$  et de  $Fe-Fe_2B$ , respectivement à l'état brut de coulée et laminé à chaud.
  - Les figures 6 et 7 illustrent la microstructure d'un acier selon l'invention, refroidi selon deux vitesses de refroidissement lors de la solidification, à l'état brut de coulée
- En ce qui concerne la composition chimique de l'acier, la teneur en carbone est adaptée dans le but d'atteindre de façon économique un niveau de limite d'élasticité ou de résistance donné. La teneur en carbone permet également

## EP 1 897 963 A1

de contrôler la nature de la microstructure de la matrice des aciers selon l'invention, qui peut être partiellement ou totalement ferritique, bainitique, austénitique ou martensitique ou comporter un mélange de ces constituants en proportion adaptées de manière à satisfaire aux propriétés mécaniques requises. Une teneur en carbone supérieure ou égale à 0,010% permet d'obtenir ces différents constituants.

- 5
- [0033]** La teneur en carbone est limitée en raison de la soudabilité : la résistance à la fissuration à froid et la ténacité en Zone Affectée par la Chaleur décroissent lorsque la teneur en C est supérieure à 0,20%. Lorsque la teneur en carbone est inférieure ou égale à 0,050% en poids, la soudabilité par résistance est particulièrement améliorée.
- 10 **[0034]** Compte tenu de la teneur en titane de l'acier, la teneur en carbone est limitée préférentiellement afin d'éviter une précipitation primaire de TiC et/ou de Ti(C,N) dans le métal liquide. Ces précipités qui se forment dans le liquide sont néfastes envers la coulabilité dans le procédé de coulée continue de l'acier liquide. Par contre, lorsque cette précipitation intervient dans l'intervalle de solidification ou en phase solide, elle a un effet favorable sur le durcissement structural. La teneur maximale en carbone doit donc être limitée préférentiellement à 0,080% de manière à faire apparaître les précipités de TiC et/ou de Ti(C, N) majoritairement au cours de la solidification eutectique ou en phase solide.
- 15 **[0035]** En quantité supérieure ou égale à 0,06%, le manganèse augmente la trempabilité, contribue au durcissement en solution solide et donc à l'obtention d'une résistance accrue. Il se combine avec le soufre éventuellement présent, réduisant ainsi le risque de fissuration à chaud. Cependant au delà d'une teneur de 3% en poids de manganèse, on accroît le risque de formation d'une structure en bandes néfaste qui proviendrait d'une ségrégation éventuelle du manganèse lors de la solidification.
- 20 **[0036]** Le silicium contribue efficacement à augmenter la résistance grâce à un durcissement par solution solide. Cependant une addition excessive de silicium provoque la formation d'oxydes adhérents difficilement éliminables lors d'une opération de décapage, et l'apparition éventuelle de défauts de surface dus notamment à un manque de mouillabilité dans les opérations de galvanisation au trempé. Afin de conserver de bonnes propriétés de revêtabilité, la teneur en silicium ne doit pas excéder 1,5% en poids.
- 25 **[0037]** En quantité supérieure ou égale à 0,005%, l'aluminium est un élément très efficace pour la désoxydation de l'acier. Au delà d'une teneur de 1,5% en poids, une précipitation primaire excessive d'alumine intervient cependant entraînant des problèmes de coulabilité.
- [0038]** En quantité supérieure à 0,030%, le soufre tend à précipiter en quantité excessive sous forme de sulfures de manganèse qui réduisent très fortement l'aptitude à la mise en forme à chaud ou à froid.
- 30 **[0039]** Le phosphore est un élément connu pour ségréger aux joints de grains. Sa teneur ne doit pas excéder 0,040% de façon à maintenir une ductilité à chaud suffisante en évitant la criquabilité et à éviter la fissuration à chaud en soudage.
- [0040]** A titre optionnel, on peut ajouter du nickel ou du molybdène qui augmentent la résistance de l'acier. Pour des raisons économiques, on limite ces additions à 1% en poids.
- [0041]** A titre optionnel, le chrome peut être ajouté pour augmenter la résistance. Il permet également de faire précipiter des borures en quantité plus importante. Cependant, sa teneur est limitée à 3% en poids pour fabriquer un acier moins coûteux.
- 35 **[0042]** On choisira préférentiellement une teneur en chrome inférieure ou égale à 0,080%. En effet, une addition excessive de Cr conduit à faire précipiter plus de borures, mais il s'agit alors de borures de (Fe, Cr)
- [0043]** Egalement à titre optionnel, le niobium et le vanadium peuvent être ajoutés en quantité inférieure ou égale à 0,1%, de façon à obtenir un durcissement complémentaire sous forme de précipitation de carbonitrures fins.
- 40 **[0044]** Le titane et le bore jouent un rôle important dans l'invention :
- Dans un premier mode de réalisation, les teneurs pondérales exprimées en pourcents, en titane et en bore de l'acier sont telles que :
- 45

$$2,5\% \leq \text{Ti} \leq 7,2\%$$

50

$$(0,45 \times \text{Ti}) - 0,35 \% \leq \text{B} \leq (0,45 \times \text{Ti}) + 0,70\%$$

La seconde relation s'écrit de façon équivalente

55

$$- 0,35 \leq \text{B} - (0,45 \times \text{Ti}) \leq 0,70$$

[0045] Les raisons de ces limitations sont les suivantes :

- Lorsque la teneur pondérale en titane est inférieure à 2,5%, une précipitation de  $TiB_2$  n'intervient pas en quantité suffisante ; en effet, la fraction volumique de  $TiB_2$  précipité est inférieure à 5%, ce qui ne permet pas d'obtenir une modification significative du module d'élasticité qui reste inférieure à 220GPa.
- Lorsque la teneur pondérale en titane est supérieure à 7,2%, une précipitation primaire grossière de  $TiB_2$  intervient dans le métal liquide et cause des problèmes de coulabilité des demi-produits.
- Si les teneurs pondérales en titane et en bore sont telles que :  
 $B - (0,45 \times Ti) > 0,70$ , on assiste à une précipitation excessive de  $Fe_2B$  qui dégrade la ductilité.
- Si les teneurs pondérales en titane et en bore sont telles que :  
 $B - (0,45 \times Ti) < -0,35$ , la teneur en titane dissous à température ambiante dans la matrice est supérieure à 0,8%. Aucun effet technique bénéfique significatif n'est alors obtenu en dépit du coût plus élevé d'addition de titane.
- Selon un second mode de réalisation de l'invention, les teneurs en titane et en bore sont telles que :  $-0,22 \leq B - (0,45 \times Ti) \leq 0,35$

[0046] Lorsque :  $B - (0,45 \times Ti) \leq 0,35$ , la précipitation de  $Fe_2B$  est très réduite, ce qui augmente la ductilité.

- Lorsque :  $B - (0,45 \times Ti) \geq -0,22$ , la teneur en titane dissous dans la matrice est très faible, ce qui signifie que les additions de titane sont particulièrement efficaces d'un point de vue économique.
- Selon un mode particulier de réalisation de l'invention, les teneurs en titane et en bore sont telles que :  $-0,35 \leq B - (0,45 \times Ti) < -0,22$

[0047] Lorsque la quantité :  $B - (0,45 \times Ti)$  est supérieure ou égale à -0,35 et inférieure à -0,22, la teneur en titane dissous à température ambiante dans la matrice est comprise respectivement entre 0,5% et 0,8%. Cette quantité se révèle particulièrement adaptée pour obtenir une précipitation composée uniquement de  $TiB_2$ .

- Selon un mode particulier de réalisation de l'invention, la teneur en titane est telle que :  $4,6\% \leq Ti \leq 6,9\%$

Les raisons de ces limitations sont les suivantes :

- Lorsque la teneur pondérale en titane est supérieure ou égale à 4,6%, une précipitation de  $TiB_2$  intervient de telle sorte que la fraction volumique précipitée est supérieure ou égale à 10%. Le module d'élasticité est alors supérieur ou égal à environ 240 GPa.
- Lorsque la teneur pondérale en titane est inférieure ou égale à 6,9%, la quantité de précipités primaires de  $TiB_2$  est inférieure à 3% à volume. La précipitation totale de  $TiB_2$ , constituée d'éventuels précipités primaires et de précipités eutectiques, est alors inférieure à 15% en volume.
- Selon un autre mode préféré de réalisation de l'invention, la teneur en titane est telle que :  $4,6\% \leq Ti \leq 6\%$  : lorsque la teneur pondérale en titane est inférieure ou égale à 6%, la coulabilité est alors particulièrement satisfaisante en raison de la faible précipitation de  $TiB_2$  primaire dans le métal liquide.

[0048] Selon l'invention, une précipitation eutectique  $Fe-TiB_2$  intervient à la solidification. Le caractère eutectique de la précipitation confère à la microstructure formée un caractère particulier de finesse et d'homogénéité avantageux pour les propriétés mécaniques. Lorsque la quantité de précipités eutectiques de  $TiB_2$  est supérieure à 5% en volume, le module d'élasticité de l'acier mesuré dans le sens du laminage peut dépasser 220 GPa environ. Au-delà de 10% en volume de précipités de  $TiB_2$ , le module peut excéder 240 GPa environ ce qui permet de concevoir des structures avec un allègement notable. Cette quantité peut être portée à 15% en volume pour excéder 250 GPa environ, notamment dans le cas d'aciers comportant des éléments d'alliage tels que le chrome ou le molybdène. La présence de ces éléments augmente en effet la quantité maximale de  $TiB_2$  qu'il est possible d'obtenir dans le cas d'une précipitation eutectique.

[0049] Les teneurs en bore et en titane selon l'invention permettent d'éviter une précipitation primaire grossière de  $TiB_2$  dans le métal liquide. La formation de ces précipités primaires de taille parfois importante (plusieurs dizaines de micromètres) doit être évitée en raison de leur rôle néfaste vis-à-vis de mécanismes d'endommagement ou de rupture lors de sollicitations mécaniques ultérieures. Par ailleurs ces précipités apparus dans le métal liquide, lorsqu'ils ne décantent pas, sont répartis de façon localisée et réduisent l'homogénéité des propriétés mécaniques. Cette précipitation précoce doit être évitée car elle peut conduire à un bouchage de busettes de la coulée continue de l'acier à la suite de l'agglomération de précipités.

[0050] Comme on l'a exposé, le titane doit être présent en quantité suffisante pour conduire à la formation endogène de  $TiB_2$  sous la forme d'une précipitation eutectique  $Fe-TiB_2$ . Selon l'invention, le titane peut être également présent dissous à température ambiante dans la matrice en proportion sur-stoechiométrique par rapport au bore, calculé à partir

de TiB<sub>2</sub>.

**[0051]** Lorsque la teneur en titane en solution solide est inférieure à 0,5%, la précipitation intervient sous forme de deux eutectiques successifs : Fe-TiB<sub>2</sub> en premier lieu, puis Fe-Fe<sub>2</sub>B, cette seconde précipitation endogène de Fe<sub>2</sub>B intervient en quantité plus ou moins importante selon la teneur en bore de l'alliage. La quantité précipitée sous forme de Fe<sub>2</sub>B peut aller jusqu'à 8% en volume. Cette seconde précipitation intervient aussi selon un schéma eutectique permettant d'obtenir une distribution fine et homogène, ce qui assure une bonne homogénéité des caractéristiques mécaniques.

**[0052]** La précipitation de Fe<sub>2</sub>B complète celle de TiB<sub>2</sub> dont la quantité maximale est liée à l'eutectique. Le Fe<sub>2</sub>B a un rôle similaire à celui de TiB<sub>2</sub>. Il augmente le module d'élasticité et diminue la densité. Il est ainsi possible d'ajuster les propriétés mécaniques de façon fine en jouant sur le complément de précipitation du Fe<sub>2</sub>B par rapport à la précipitation de TiB<sub>2</sub>. C'est un moyen que l'on peut utiliser en particulier pour obtenir un module d'élasticité supérieur à 250 GPa dans l'acier ainsi qu'une augmentation de la résistance mécanique du produit. Lorsque l'acier contient une quantité de Fe<sub>2</sub>B en volume supérieure ou égale à 4%, le module d'élasticité augmente de plus de 5 GPa. L'allongement à rupture est alors compris entre 14% et 16% et la résistance mécanique atteint 590 MPa. Lorsque la quantité de Fe<sub>2</sub>B est supérieure à 7,5% en volume, le module d'élasticité est accru de plus de 10 GPa mais l'allongement à rupture est alors inférieur à 9%.

**[0053]** Selon l'invention, la taille moyenne des précipités eutectiques de TiB<sub>2</sub> ou de Fe<sub>2</sub>B est inférieure ou égale à 15 micromètres de façon à obtenir des caractéristiques accrues d'allongement à rupture et de bonnes propriétés en fatigue.

**[0054]** Lorsque la taille moyenne de ces précipités eutectiques est inférieure ou égale à 10 micromètres, l'allongement à rupture peut être supérieur à 20%.

**[0055]** Les inventeurs ont mis en évidence que, lorsque plus de 80% du nombre de précipités eutectiques de TiB<sub>2</sub> ont un caractère monocristallin, l'endommagement matrice-précipité lors d'une sollicitation mécanique est réduit et le risque de formation de défauts est moindre en raison de la plus grande plasticité du précipité et de sa grande cohésion avec la matrice. En particulier, on a mis en évidence que les précipités TiB<sub>2</sub> de plus grande taille ont une cristallisation hexagonale. Sans vouloir être lié par une théorie, on pense que ce caractère cristallographique confère une possibilité accrue de déformation par maclage de ces précipités sous l'effet d'une sollicitation mécanique.

**[0056]** Ce caractère particulier de monocristallinité, lié à la précipitation de TiB<sub>2</sub> sous une forme eutectique, ne se rencontre pas à un tel degré pour les procédés de l'art antérieur reposant sur des apports exogènes de particules.

**[0057]** Outre l'effet favorable d'une dispersion de particules endogènes sur les propriétés mécaniques de traction, les inventeurs ont mis en évidence que la limitation de la taille de grain était un moyen très efficace pour accroître les caractéristiques mécaniques de traction : Lorsque la taille moyenne de grain est inférieure ou égale à 15 micromètres, la résistance peut excéder 560 MPa environ.

**[0058]** La mise en oeuvre du procédé de fabrication d'une tôle selon l'invention est la suivante :

- On approvisionne un acier de composition selon l'invention
- On procède à la coulée d'un demi-produit à partir de cet acier. Cette coulée peut être réalisée 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 contra-rotatifs. Le dernier mode est particulièrement avantageux pour obtenir une fine précipitation eutectique et pour éviter la formation de précipités primaires. Une augmentation de la vitesse de refroidissement à la solidification accroît la finesse de la microstructure obtenue.

**[0059]** Bien naturellement, la coulée peut être réalisée dans un format permettant la fabrication de produits de diverses géométries, en particulier la fabrication de produits longs.

**[0060]** La finesse de la précipitation de TiB<sub>2</sub> et de Fe<sub>2</sub>B augmente la résistance, la ductilité, la résilience, l'aptitude au formage et le comportement mécanique en Zone Affectée par la Chaleur. On accroît la finesse de la précipitation grâce à une faible température de coulée et une vitesse de refroidissement plus importante. En particulier, on a découvert qu'une température de coulée limitée à 40°C au delà de la température de liquidus, conduisait à l'obtention de telles microstructures fines.

**[0061]** Les conditions de coulée seront également choisies de telle sorte que la vitesse de refroidissement au moment de la solidification soit supérieure ou égale à 0,1 °C/s de façon à ce que la taille des précipités de TiB<sub>2</sub> et de Fe<sub>2</sub>B soit particulièrement fine.

**[0062]** On effectue ensuite un laminage à chaud du demi-produit, éventuellement suivi d'un bobinage. Optionnellement, on effectue un laminage à froid et un recuit pour obtenir des tôles d'épaisseur moins importante. On choisit les conditions de laminage à chaud, de bobinage, de laminage à froid, de recuit de telle sorte que l'on obtienne une tôle d'acier dont la taille moyenne de grain est inférieure ou égale à 15 micromètres, préférentiellement inférieure à 5 micromètres. Une taille de grain plus fine est obtenue par :

## EP 1 897 963 A1

- un écrouissage important avant la fin du laminage à chaud et avant la transformation allotropique ( $\gamma$ - $\alpha$ ) se produisant au refroidissement
- un refroidissement accéléré après la transformation ( $(\gamma$ - $\alpha)$ ) de façon à limiter la croissance du grain ferritique
- un bobinage à température relativement basse
- après un éventuel laminage à froid, une limitation de la température de recuit et du temps de recuit aux fins d'obtenir une recristallisation complète, sans dépassement de la température et du temps au delà des valeurs qui sont nécessaires à cette recristallisation

**[0063]** La tôle d'acier ainsi obtenue présente ainsi une très bonne aptitude à la mise en forme : sans vouloir être lié par une théorie, on pense que les précipités eutectiques présents au sein d'une matrice très déformables jouent un rôle similaire à celui que jouent les phases martensitiques ou bainitiques au sein de la ferrite dans les aciers de type « Dual-Phase ». Les aciers selon l'invention présentent un rapport (limite d'élasticité  $R_e$ /résistance  $R_m$ ) favorables à des opérations diverses de mise en forme.

**[0064]** Dans le cas où l'on souhaite réaliser une pièce comportant une opération de mise en forme, on découpe un flan à partir de la tôle et on effectue une déformation par des moyens tels que l'emboutissage, le pliage dans une gamme de température comprise entre 20 et 900°C. On observe une très bonne stabilité thermique des phases durcissantes  $TiB_2$  et  $Fe_2B$  jusqu'à 1100°C.

**[0065]** Compte tenu de la stabilité thermique des particules dispersées dans la matrice et de la bonne aptitude aux différents procédés de formage à froid, à tiède ou à chaud, des pièces de géométrie complexe avec un module d'élasticité accru peuvent être réalisées selon l'invention. En outre, l'augmentation du module d'élasticité des aciers selon l'invention diminue le retour élastique après les opérations de mise en forme et permet d'accroître ainsi la précision dimensionnelle sur pièces finies.

**[0066]** On fabrique aussi d'une manière avantageuse des éléments structuraux en soudant des aciers selon l'invention, de composition ou d'épaisseur identiques ou différentes. Dans la zone fondue, compte tenu de la température élevée atteinte, on assiste à une dissolution partielle des précipités ainsi qu'à leur reprécipitation au refroidissement. La quantité de précipités dans la zone fondue est très comparable à celle du métal de base. Au sein de la Zone Affectée par la Chaleur (ZAC) des joints soudés, les précipités eutectiques ne sont pas dissous et peuvent même servir de frein à la croissance du grain austénitique et de sites de germination éventuels lors de la phase de refroidissement ultérieure.

**[0067]** Lors d'une mise en oeuvre par soudage des aciers selon l'invention, on obtient donc une homogénéité de la quantité de précipités de  $TiB_2$  et de  $Fe_2B$ , qui va depuis le métal de base jusqu'au métal fondu en passant par la ZAC, ce qui garantit que les propriétés mécaniques visées (module, densité) seront elles aussi assurées de façon continue dans le cas de liaisons soudées.

**[0068]** A titre d'exemple non limitatif, les résultats suivants vont montrer les caractéristiques avantageuses conférées par l'invention.

### Exemple 1:

**[0069]** On a élaboré des aciers dont la composition figure au tableau 1 ci-dessous, exprimée en pourcentage pondéral.

**[0070]** Outre les aciers I-1 et I-2 selon l'invention, on a indiqué à titre de comparaison la composition d'un acier de référence R1 ne contenant pas de précipités eutectiques endogènes de  $TiB_2$  ou  $Fe_2B$

**[0071]** Ces aciers ont été élaborés par coulée de demi-produits à partir de l'état liquide, les additions de titane et de bore étant effectuées pour les aciers I-1 et I-2 sous forme de ferro-alliages. La température de coulée est de 1330°C, soit un excès de 40°C par rapport à la température de liquidus.

Tableau 1 : Compositions d'aciers (% poids). I = Selon l'invention. R = référence. (\*) : Non conforme à l'invention

Acier	C	S	P	Al	Mn	Si	Ti	B	B- (0,45 xTi)
I-1	0,0334	0,0004	0,007	0,263	0,069	0,084	4,50	1,68	-0,34
I-2	0,04	0,0015	0,009	0,146	0,09	0,14	5,90	2,34	-0,31
R-1	0,0023	0,008	0,011	0,031	0,129	0,038	0,054(*)	- (*)	0

**[0072]** La microstructure à l'état brut de coulée, illustrée aux figures 1 et 2, relatives respectivement aux aciers I-1 et I-2, montre une dispersion fine et homogène de précipités endogènes de  $TiB_2$  au sein d'une matrice ferritique. Le bore précipite sous forme d'un eutectique binaire Fe- $TiB_2$ .

**[0073]** Les quantités volumiques de précipités ont été mesurées au moyen d'un analyseur d'images et sont respectivement de 9% et 12,4% pour les aciers I-1 et I-2. La quantité de  $TiB_2$  sous forme de précipités primaires est inférieure

à 2% en volume et favorise une bonne coulabilité. Les tailles moyennes des précipités eutectiques de TiB<sub>2</sub> sont respectivement de 5 et 8 micromètres pour les aciers I-1 et I-2. Parmi la population de ces précipités, plus de 80% en nombre ont un caractère monocristallin.

**[0074]** Après réchauffage à 1150°C, les demi-produits ont été ensuite laminés à chaud sous forme de tôles jusqu'à une épaisseur de 3,5 mm, la température de fin de laminage étant de 940°C. Le laminage à chaud a été suivi d'un bobinage à 700°C.

**[0075]** Ces tôles laminées à chaud ont été ensuite décapées selon un procédé connu en soi puis laminées à froid jusqu'à une épaisseur de 1 mm. On a ensuite effectué un recuit de recristallisation à 800°C - 1 minute de maintien, suivi d'un refroidissement à l'air.

**[0076]** Les observations effectuées par Microscopie Electronique à Balayage ne révèlent aucune décohésion à l'interface précipités eutectiques/matrice ou aucun endommagement des précipités eux-mêmes à la suite du laminage à chaud ou du laminage à froid.

**[0077]** Après laminage à chaud, la taille moyenne de grain de l'acier I-1 est de 12 micromètres alors qu'elle est de 28 micromètres pour l'acier de référence.

**[0078]** Après laminage à froid et recuit, la structure des aciers I-1 et I-2 est recristallisée, comme l'indique la figure 3 relative à l'acier I-1. La photo a été réalisée au Microscope Electronique à Balayage en contraste cristallin, ce qui atteste du caractère totalement recristallisé de la structure. Les précipités sont très majoritairement des précipités eutectiques. Par rapport à l'acier conventionnel R-1, les précipités de TiB<sub>2</sub> provoquent un affinement important de la microstructure : La taille moyenne de grain est de 3,5 micromètres pour l'acier I-1 selon l'invention alors qu'elle est égale à 15 micromètres pour l'acier de référence R-1.

**[0079]** Des mesures par pycnométrie indiquent que la présence des précipités de TiB<sub>2</sub> et de Fe<sub>2</sub>B est associée à une réduction significative de la densité d puisque celle-ci passe de 7,80 (acier conventionnel R-1) à 7,33 (acier I-2)

**[0080]** Les modules d'élasticité des aciers I-1 et I-2 mesurés dans le sens du laminage sont respectivement de 230 GPa et 240 GPa. Le module d'élasticité de l'acier de référence R-1 est de 210 GPa. Pour des tôles sollicitées en flexion dont l'indice de performance varie comme E<sup>1/3</sup>/d, l'utilisation des aciers selon l'invention permet une réduction de poids supérieure à 10% par rapport aux aciers conventionnels.

**[0081]** Les propriétés mécaniques de traction mesurées (limite d'élasticité conventionnelle Re mesurée à 0,2% de déformation, résistance Rm, allongement uniforme Au, allongement à rupture At) ont été portées au tableau 2 (tôles laminées à chaud) ou 3 (tôles laminées à froid et recuites) ci-dessous.

Tableau 2 : Caractéristiques mécaniques de traction des tôles laminées à chaud. (sens parallèle au laminage)

Acier	Re (MPa)	Rm (MPa)	Au (%)	At (%)
1-1	300	558	15	22
1-2	244	527	14	20

Tableau 3 : Caractéristiques mécaniques de traction des tôles laminées à froid et recuites. (sens parallèle au laminage)

Acier	Re (MPa)	Rm (MPa)	Au (%)	At (%)
1-1	311	565	16	21
R-1	200	300	42	48

**[0082]** Le rapport Re/Rm des tôles laminées à chaud ou à froid selon l'invention est voisin de 0,5, traduisant un comportement mécanique se rapprochant de celui d'un acier Dual-Phase et une bonne aptitude à une mise en forme ultérieure.

**[0083]** Des essais de soudage par résistance par points ont été effectués sur des tôles laminées à froid de l'acier I-1: la rupture lors d'essais de traction-cisaillement se produit systématiquement par déboutonnage. On sait qu'il s'agit là d'un mode de rupture préféré car associé à une énergie élevée.

**[0084]** On relève également au sein des zones fondues en soudage la présence de précipités eutectiques selon l'invention, ce qui contribue à une homogénéité des propriétés mécaniques dans les assemblages soudés

**[0085]** Des propriétés satisfaisantes sont également obtenues en soudage LASER et à l'arc.

**Exemple 2 :**

**[0086]** Le tableau 4 ci-dessous présente la composition de trois aciers selon l'invention.

Tableau 4 Compositions d'aciers selon l'invention (% poids)

Acier	C	Mn	Al	Si	S	P	Ti	B	B- (0,45 xTi)
I-3	0,0465	0,082	0,15	0,17	0,0014	0,008	5,5	2,8	0,32
I-4	0,0121	0,086	0,113	1,12	0,002	0,004	5,37	2,86	0,44
I-5	0,0154	0,084	0,1	0,885	0,0019	0,004	5,5	3,16	0,68

**[0087]** Les aciers ont été élaborés par coulée de demi-produits, les additions de titane et de bore étant effectuées sous forme de ferro-alliages. La température de coulée est de 40°C au dessus de la température de liquidus. En comparaison des aciers I-1 et I-2, les aciers I-3 à I-5 présentent un excès de bore par rapport à la stoechiométrie de  $TiB_2$  de telle sorte que des co-précipitations eutectiques de  $TiB_2$  puis de  $Fe_2B$  se produisent. Les quantités volumiques de précipités eutectiques ont été portées au tableau 5.

Tableau 5 : Teneurs en précipités (% volume) relatives aux aciers I-3-4-5

Acier	% volumique $TiB_2$	% volumique $Fe_2B$
I-3	13	3,7
I-4	12,8	5,1
I-5	13	7,9

**[0088]** Les précipités eutectiques ont une taille moyenne inférieure à 10 micromètres. La figure 4 illustre, dans le cas de l'acier I-3, la coexistence de précipités de  $TiB_2$  et de  $Fe_2B$ . Les précipités de  $Fe_2B$  apparaissant en gris-clair et les précipités de  $TiB_2$  plus sombres sont dispersés au sein de la matrice ferritique.

**[0089]** Les demi-produits ont été laminés à chaud dans des conditions identiques à celles exposées dans l'exemple 1. On n'observe pas, là encore, d'endommagement à l'interface précipités-matrice. La figure 5 illustre la microstructure de l'acier I-5. Des caractéristiques de ces aciers laminés à chaud ont été portées au tableau 6.

Tableau 6 : Caractéristiques mécaniques de traction des tôles laminées à chaud (sens parallèle au laminage) et densité.

Acier	E (GPa)	Re (MPa)	Rm (MPa)	Au (%)	At (%)	d
I-3	245	279	511	10	14	7,32
I-4	250	284	590	11	14	7,32
I-5	254	333	585	8	9	7,30

**[0090]** Par rapport aux aciers I-1 et I-2, une précipitation eutectique complémentaire de  $Fe_2B$  en quantité volumique allant de 3 à 7,9% augmente le module d'élasticité de 5 à 15 GPa.

**[0091]** La précipitation complémentaire de  $Fe_2B$  augmente la résistance mécanique, Lorsque cette précipitation intervient dans des proportions excessives, l'allongement uniforme peut cependant être nettement inférieur à 8%.

#### Exemple 3 :

**[0092]** Des demi-produits d'acier de composition I-2 ont été coulés à une température de 1330°C. En faisant varier l'intensité du débit de refroidissement de ces demi-produits, et l'épaisseur des demi-produits coulés, deux vitesses de refroidissement ont été réalisées, soit 0,8 et 12°C/s. Les microstructures présentées aux figures 6 et 7 illustrent qu'une vitesse de refroidissement accrue permet d'affiner très significativement la précipitation eutectique Fe- $TiB_2$ .

#### Exemple 4 :

**[0093]** Des tôles d'acier de composition 1-2 de 2,5mm d'épaisseur ont été soudées par LASER  $CO_2$  dans les conditions suivantes : Puissance : 5,5kW, vitesse de soudage : 3m/mn. Des observations micrographiques dans la zone fondue montrent qu'une précipitation eutectique Fe- $TiB_2$  intervient sous une forme très fine lors du refroidissement à partir de l'état liquide. La quantité de précipités dans la zone fondue est voisine de celle du métal de base. Selon les conditions

## EP 1 897 963 A1

locales de refroidissement au moment de la solidification (gradient local G de température, vitesse de déplacement R des isothermes), la solidification intervient sous forme dendritique ou sous forme cellulaire. La morphologie dendritique se rencontre plus volontiers à la liaison avec la Zone Affectée par la Chaleur, compte tenu des conditions locales de solidification (gradient G important, vitesse R faible).

5 [0094] Les précipités de  $TiB_2$  sont donc présents dans les différentes zones de la liaison (métal de base, ZAC, zone fondue), ainsi l'augmentation du module d'élasticité et la réduction de la densité sont réalisées dans l'ensemble de l'assemblage soudé.

10 [0095] Une tôle d'acier 1-2 a également été soudée par LASER sans difficulté opératoire avec une tôle d'acier doux emboutissable dont la composition contient (% en poids) : 0,003%C, 0,098%Mn, 0,005%Si, 0,059%Al, 0,051 %Ti, 0,0003%B, ainsi que des impuretés inévitables résultant de l'élaboration. La zone fondue comporte encore une précipitation eutectique Fe- $TiB_2$ , en proportion naturellement moins importante que dans le cas d'un soudage autogène. De la sorte, il est possible de fabriquer des structures métalliques dont les propriétés de rigidité varient localement et dont les caractéristiques mécaniques correspondent plus spécifiquement aux exigences locales de mise en oeuvre ou de tenue en service

15 [0096] L'invention permet ainsi la fabrication de pièces de structure ou d'éléments de renfort avec un niveau de performance accru, tant sur le plan de l'allègement intrinsèque que de l'augmentation du module d'élasticité. La mise en oeuvre aisée par soudage des tôles d'aciers selon l'invention rend leur incorporation possible au sein de structures plus complexes en particulier au moyen de liaisons avec des pièces d'aciers de composition ou d'épaisseur différentes. On tirera tout particulièrement profit de ces différentes caractéristiques dans le domaine automobile.

20

### Revendications

25 1. Tôle d'acier dont la composition chimique comprend, les teneurs étant exprimées en poids :

30

$$0,010\% \leq C \leq 0,20\%$$

35

$$0,06\% \leq Mn \leq 3\%$$

40

$$Si \leq 1,5\%$$

45

$$0,005\% \leq Al \leq 1,5\%$$

50

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

55 du titane et du bore en quantités telles que

$$2,5\% \leq Ti \leq 7,2\%$$

60

$$(0,45 \times Ti) - 0,35\% \leq B \leq (0,45 \times Ti) + 0,70\%$$

## EP 1 897 963 A1

optionnellement un ou plusieurs éléments choisis parmi :

5

$$\text{Ni} \leq 1\%$$

10

$$\text{Mo} \leq 1\%$$

15

$$\text{Cr} \leq 3\%$$

20

$$\text{Nb} \leq 0,1\%$$

$$\text{V} \leq 0,1\%,$$

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

25

2. Tôle d'acier selon la revendication 1, **caractérisée en ce que** les teneurs en titane et en bore sont telles que :

$$-0,22 \leq \text{B} - (0,45 \times \text{Ti}) \leq 0,35$$

30

3. Tôle d'acier selon la revendication 1, **caractérisée en ce que** les teneurs en titane et en bore sont telles que :

$$-0,35 \leq \text{B} - (0,45 \times \text{Ti}) < - 0,22$$

35

4. Tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 1 à 3 **caractérisée en ce que** la teneur en titane est telle que :

$$4,6\% \leq \text{Ti} \leq 6,9\%$$

40

5. Tôle d'acier selon la revendication 4 **caractérisée en ce que** la teneur en titane est telle que :

45

$$4,6\% \leq \text{Ti} \leq 6\%$$

50

6. Tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 1 à 5, **caractérisée en ce que** sa composition comprend, la teneur étant exprimée en poids :

55

$$\text{C} \leq 0,080\%$$

7. Tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 1 à 6, **caractérisée en ce que** sa composition comprend, la teneur étant exprimée en poids :

$$C \leq 0,050\%$$

- 5 8. Tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 1 à 7, **caractérisée en ce que** sa composition comprend, la teneur étant exprimée en poids :

$$Cr \leq 0,08\%$$

- 10 9. Tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 1 à 8, **caractérisée en ce que** qu'elle comprend des précipités eutectiques de  $TiB_2$  et éventuellement de  $Fe_2B$ , dont la taille moyenne est inférieure ou égale à 15 micromètres
- 15 10. Tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 1 à 9, **caractérisée en ce qu'**elle comprend des précipités eutectiques de  $TiB_2$  et éventuellement de  $Fe_2B$ , dont la taille moyenne est inférieure ou égale à 10 micromètres
- 20 11. Tôle d'acier selon la revendication 10, **caractérisée en ce que** plus de 80% en nombre desdits précipités de  $TiB_2$  ont un caractère monocristallin
- 25 12. Tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 1 à 11, **caractérisée en ce que** la taille moyenne de grain dudit acier est inférieure ou égale à 15 micromètres
- 30 13. Tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 1 à 12, **caractérisée en ce que** la taille moyenne de grain dudit acier est inférieure ou égale à 5 micromètres
- 35 14. Tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 1 à 13, **caractérisée en ce que** son module d'élasticité mesuré dans le sens du laminage est supérieur ou égal à 230GPa
- 40 15. Tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 1 à 14, **caractérisée en ce que** son module d'élasticité mesuré dans le sens du laminage est supérieur ou égal à 240GPa
- 45 16. Tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 1 à 15, **caractérisée en ce que** son module d'élasticité mesuré dans le sens du laminage est supérieur ou égal à 250GPa
- 50 17. Tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 1 à 16, **caractérisée en ce que** sa résistance est supérieure ou égale à 500MPa et son allongement uniforme est supérieur ou égal à 8%
- 55 18. Objet fabriqué à partir d'une pluralité de pièces d'acier, de composition identique ou différente, d'épaisseur identique ou différente, **caractérisé en ce qu'**au moins une desdites pièces d'acier est une tôle en acier selon l'une quelconque des revendications 1 à 17, soudée à au moins une des autres dites pièces d'acier
19. Procédé de fabrication selon lequel on approvisionne un acier selon l'une quelconque des compositions 1 à 8, et l'on coule ledit acier sous forme de demi-produit
20. Procédé de fabrication selon la revendication 19 **caractérisé en ce qu'**on coule le demi-produit sous forme de brames ou de produits minces entre cylindres contra-rotatifs.
21. Procédé de fabrication selon la revendication 19 ou 20, **caractérisé en ce que** la température de coulée n'excède pas de plus de 40°C la température de liquidus dudit acier
22. Procédé de fabrication selon l'une quelconque des revendications 19 à 21, **caractérisé en ce que** la vitesse de refroidissement lors de la solidification de ladite coulée est supérieure ou égale à 0,1°C/s.
23. Procédé selon l'une quelconque des revendications 19 à 22, **caractérisé en ce qu'**on effectue un laminage à chaud dudit demi-produit, optionnellement un laminage à froid et un recuit, les conditions de laminage et de recuit étant ajustées de telle sorte que l'on obtienne une tôle d'acier dont la taille moyenne de grain est inférieure ou égale à

## EP 1 897 963 A1

15 micromètres

- 5
24. Procédé selon l'une quelconque des revendications 19 à 23, **caractérisé en ce qu'**on effectue un laminage à chaud dudit demi-produit, optionnellement un laminage à froid et un recuit, les conditions de laminage et de recuit étant ajustées de telle sorte que l'on obtienne une tôle d'acier dont la taille moyenne de grain est inférieure ou égale à 5 micromètres
- 10
25. Procédé de fabrication de pièces structurales, **caractérisé en ce que** l'on découpe au moins un flan à partir d'une tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 1 à 17, ou d'un objet selon la revendication 18, ou fabriquée selon l'une quelconque des revendications 19 à 24, et qu'on déforme ledit au moins un flan dans une gamme de température allant de 20° à 900°C
- 15
26. Procédé de fabrication de pièces structurales, **caractérisé en ce que** l'on soude au moins une tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 1 à 17 ou fabriquée selon l'une quelconque des revendications 19 à 24
- 20
27. Utilisation d'une tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 1 à 17, ou d'un objet selon la revendication 18, ou fabriquée par un procédé selon l'une quelconque des revendications 19 à 26, pour la fabrication de pièces de structure ou d'éléments de renfort dans le domaine automobile.

20

25

30

35

40

45

50

55

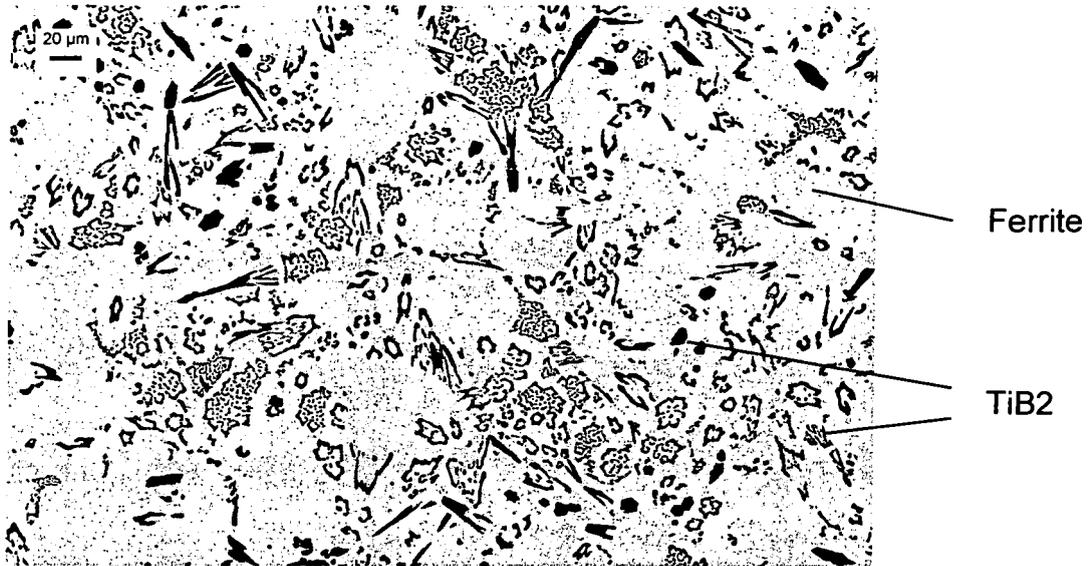


Fig. 1

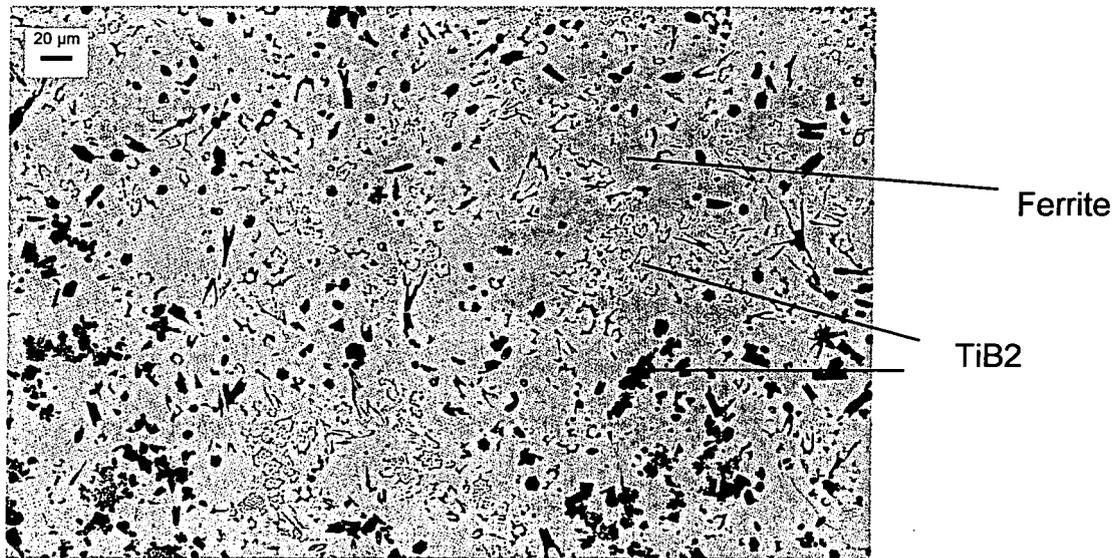


Fig. 2

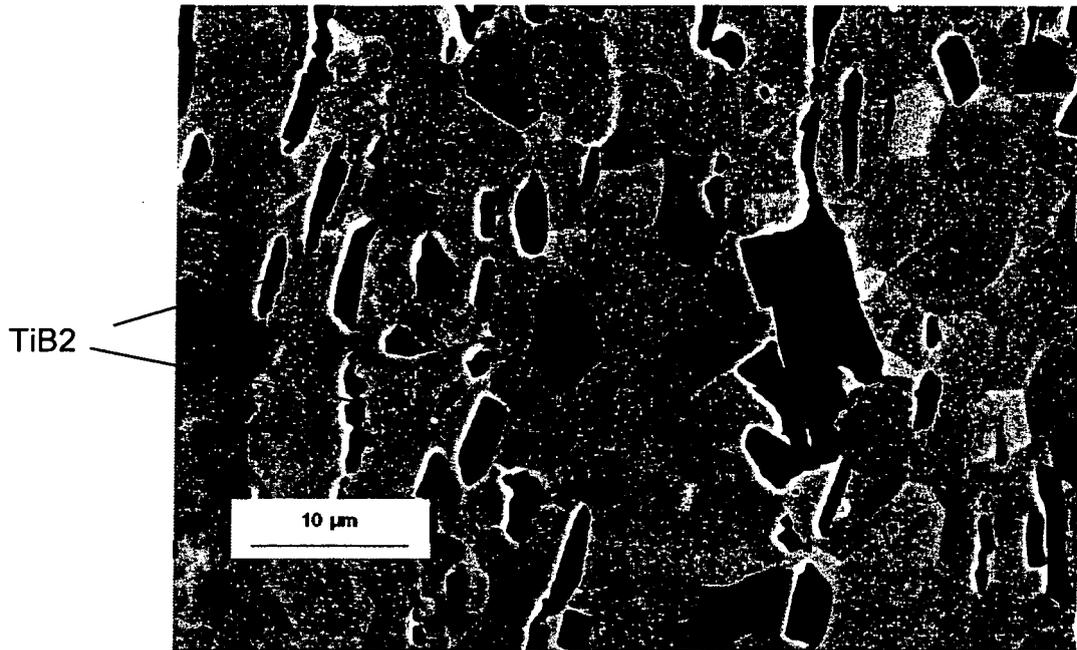


Fig. 3

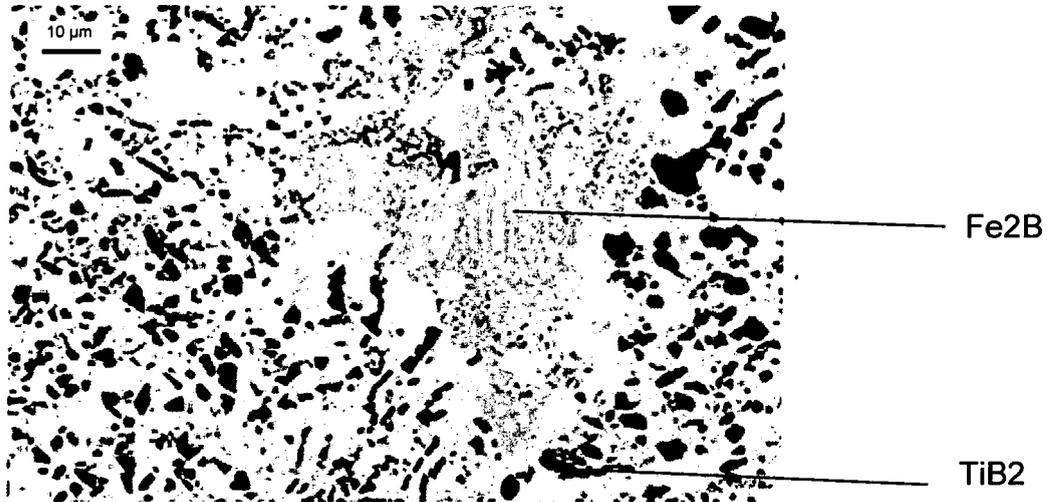


Fig. 4

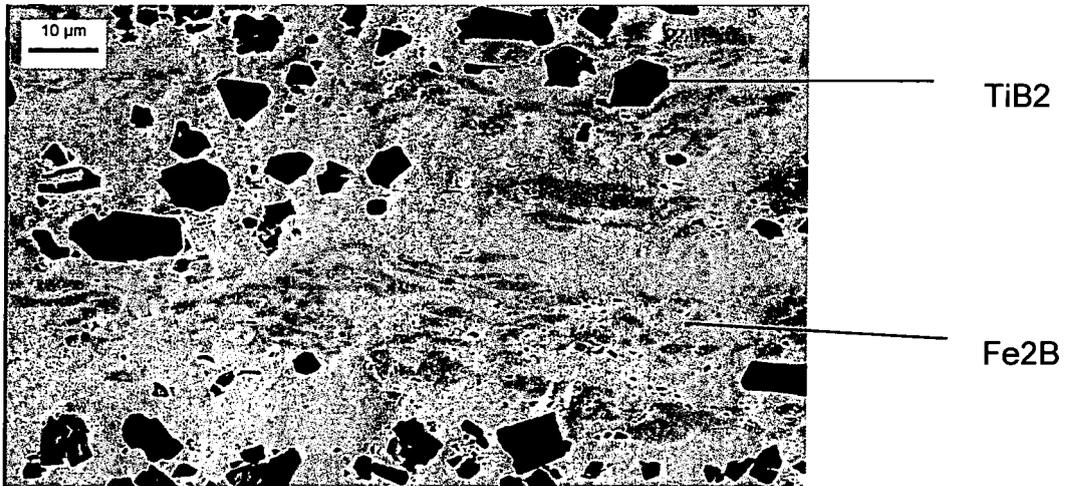


Fig. 5

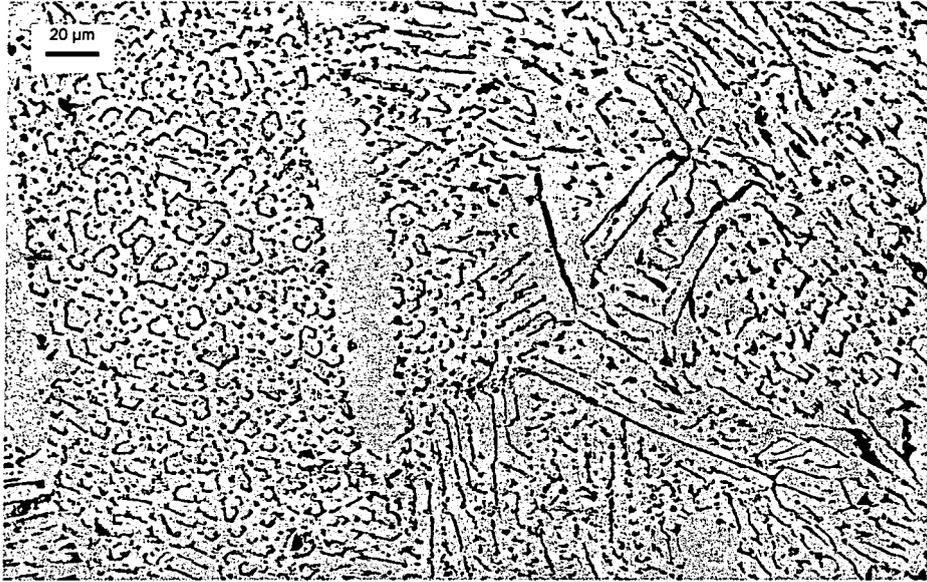


Fig. 6

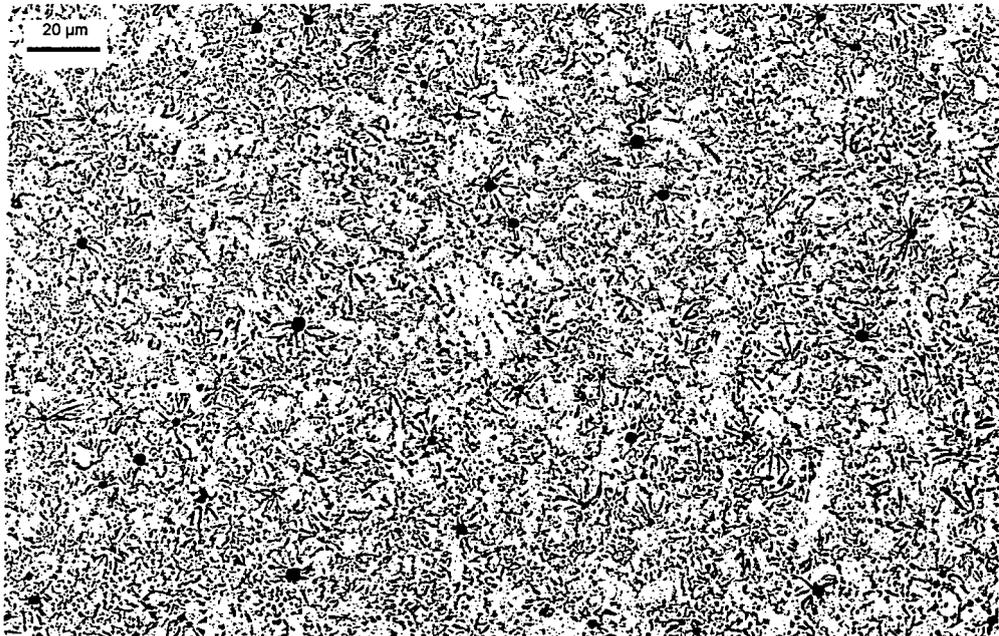


Fig. 7



Office européen  
des brevets

**RAPPORT PARTIEL  
DE RECHERCHE EUROPEENNE**

qui selon la règle 45 de la Convention sur le brevet  
européen est considéré, aux fins de la procédure ultérieure,  
comme le rapport de la recherche européenne

Numéro de la demande

EP 06 29 1413

DOCUMENTS CONSIDERES COMME PERTINENTS			
Catégorie	Citation du document avec indication, en cas de besoin, des parties pertinentes	Revendication concernée	CLASSEMENT DE LA DEMANDE (IPC)
A	JP 2005 154826 A (AICHI STEEL WORKS LTD; TOYOTA CENTRAL RES & DEV) 16 juin 2005 (2005-06-16) * le document en entier *	1-17	INV. C22C38/00 C22C38/14 C22C38/58
A	SU 1 122 009 A1 (N PROIZV OB EDINENIE T MASH TS [SU]) 10 décembre 1996 (1996-12-10) * abrégé *	1-17	
A	EP 1 156 126 A1 (IMPHY UGINE PRECISION [FR]) 21 novembre 2001 (2001-11-21) * revendications 1-15 *	1-17	
			DOMAINES TECHNIQUES RECHERCHES (IPC)
			C22C
RECHERCHE INCOMPLETE			
<p>La division de la recherche estime que la présente demande de brevet, ou une ou plusieurs revendications, ne sont pas conformes aux dispositions de la CBE au point qu'une recherche significative sur l'état de la technique ne peut être effectuée, ou seulement partiellement, au regard de ces revendications.</p> <p>Revendications ayant fait l'objet d'une recherche complète:</p> <p>Revendications ayant fait l'objet d'une recherche incomplète:</p> <p>Revendications n'ayant pas fait l'objet d'une recherche:</p> <p>Raison pour la limitation de la recherche: voir feuille supplémentaire C</p>			
Lieu de la recherche		Date d'achèvement de la recherche	Examineur
La Haye		14 décembre 2006	Chebelev, Alice
CATEGORIE DES DOCUMENTS CITES		T : théorie ou principe à la base de l'invention E : document de brevet antérieur, mais publié à la date de dépôt ou après cette date D : cité dans la demande L : cité pour d'autres raisons & : membre de la même famille, document correspondant	
X : particulièrement pertinent à lui seul Y : particulièrement pertinent en combinaison avec un autre document de la même catégorie A : arrière-plan technologique O : divulgation non-écrite P : document intercalaire			

1  
EPO FORM 1503 03.82 (POAC08)



Revendications ayant fait l'objet de recherches complètes:  
1-17

Revendications n'ayant pas fait l'objet de recherches:  
18-27

Raison pour la limitation de la recherche:

Les présente revendications 18, 19, 25, 27 ont trait à un nombre très important de produits et méthodes. Un fondement et exposé au sens de l'article 84 et 83 CBE ne peut cependant être trouvé que pour un nombre très restreint de ces composés/produits/dispositifs/méthodes revendiqués, voir pages 3-4. La non-conformité avec les exigences quant au fond est telle qu'une recherche significative portant sur l'ensemble de l'objet revendiqué n'a pas pu être effectuée (règle 45 CBE et Directives B-VIII, 3.). L'étendue de la recherche a par conséquent été limitée.

**ANNEXE AU RAPPORT DE RECHERCHE EUROPEENNE  
RELATIF A LA DEMANDE DE BREVET EUROPEEN NO.**

EP 06 29 1413

La présente annexe indique les membres de la famille de brevets relatifs aux documents brevets cités dans le rapport de recherche européenne visé ci-dessus.  
Lesdits membres sont contenus au fichier informatique de l'Office européen des brevets à la date du  
Les renseignements fournis sont donnés à titre indicatif et n'engagent pas la responsabilité de l'Office européen des brevets.

14-12-2006

Document brevet cité au rapport de recherche	Date de publication	Membre(s) de la famille de brevet(s)	Date de publication
JP 2005154826	A	16-06-2005	AUCUN
-----			
SU 1122009	A1	10-12-1996	AUCUN
-----			
EP 1156126	A1	21-11-2001	AT 252160 T 15-11-2003
		BR 0103638 A	10-09-2002
		CA 2354901 A1	24-07-2002
		CN 1367268 A	04-09-2002
		CZ 20012990 A3	11-09-2002
		DE 1156126 T1	23-05-2002
		DE 60100966 D1	20-11-2003
		DE 60100966 T2	22-07-2004
		FR 2819825 A1	26-07-2002
		JP 2002241841 A	28-08-2002
		KR 20020062792 A	31-07-2002
		MX PA01008747 A	12-08-2004
		PL 349295 A1	29-07-2002
		SG 101471 A1	30-01-2004
		TW 544471 B	01-08-2003
		US 2002134469 A1	26-09-2002
-----			

EPO FORM P0460

Pour tout renseignement concernant cette annexe : voir Journal Officiel de l'Office européen des brevets, No.12/82