



(11) **EP 1 749 895 A1**

(12) **DEMANDE DE BREVET EUROPEEN**

(43) Date de publication:  
**07.02.2007 Bulletin 2007/06**

(51) Int Cl.:  
**C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/04 (2006.01)**

(21) Numéro de dépôt: **05291675.6**

(22) Date de dépôt: **04.08.2005**

(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**

- **Scott, Colin**  
**57950 Montigny-les-Metz (FR)**
- **Petitgand, Gérard**  
**57140 Plesnois (FR)**
- **Perrard, Fabien**  
**57070 Metz (FR)**

(71) Demandeur: **ARCELOR France**  
**93212 La Plaine Saint Denis Cedex (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)**

(72) Inventeurs:

- **Barges, Patrick**  
**57160 Rozerieulles (FR)**

(54) **Procédé de fabrication de tôles d'acier présentant une haute résistance et une excellente ductilité, et tôles ainsi produites**

(57) Tôle d'acier dont la composition comprend, les teneurs étant exprimées en poids :  $0,08\% \leq C \leq 0,23\%$ ,  $1\% \leq Mn \leq 2\%$ ,  $1 \leq Si \leq 2\%$ ,  $Al \leq 0,030\%$ ,  $0,1\% \leq V \leq 0,25\%$ ,  $Ti \leq 0,010\%$ ,  $S \leq 0,015\%$ ,  $P \leq 0,1\%$ ,  $0,004\% \leq N \leq 0,012\%$ , et à titre optionnel un ou plusieurs éléments

choisis parmi  $Nb \leq 0,1$ ,  $Mo \leq 0,5\%$ ,  $Cr \leq 0,3\%$ , le reste de la composition étant constitué de fer et d'impuretés inévitables résultant de l'élaboration

**EP 1 749 895 A1**

## Description

**[0001]** L'invention concerne la fabrication de tôles d'acier, plus particulièrement d'aciers « TRIP » (« Transformation Induced Plasticity ») c'est à dire présentant une plasticité induite par une transformation allotropique.

**[0002]** Dans l'industrie automobile, il existe un besoin continu d'allègement des véhicules qui se traduit par la recherche d'aciers à limite d'élasticité ou à résistance accrues. C'est ainsi que l'on a proposé des aciers à haute résistance comportant des éléments de micro-alliage. Le durcissement est obtenu simultanément par précipitation et par affinement de la taille de grains. Dans le but d'obtenir des niveaux de résistance encore supérieurs, on a développé des aciers TRIP qui présentent des combinaisons de propriétés (résistance-aptitude à la déformation) avantageuses. Ces propriétés sont liées à la structure de ces aciers, constituée d'une matrice ferritique comportant des phases de bainite et d'austénite résiduelle. Dans les tôles laminées à chaud, l'austénite résiduelle est stabilisée grâce à une augmentation de la teneur en éléments tels que le silicium ou d'aluminium, ces éléments retardant la précipitation des carbures dans la bainite. La fabrication de tôles laminées à froid en acier TRIP est quant à elle réalisée par un réchauffage lors du recuit dans un domaine où l'austénitisation intervient de manière partielle, suivi d'un refroidissement rapide pour éviter la formation de perlite puis d'un maintien isotherme dans le domaine bainitique : une partie de l'austénite se transforme en bainite, une autre partie est stabilisée par l'accroissement de la teneur en carbone des îlots d'austénite résiduelle. Ainsi, la présence initiale d'austénite résiduelle ductile est associée à une grande aptitude à la déformation. Sous l'effet d'une déformation ultérieure, par exemple lors d'un l'emboutissage, l'austénite résiduelle d'une pièce en acier TRIP se transforme progressivement en martensite ce qui se traduit par un durcissement important. Un acier présentant un comportement TRIP permet donc de garantir une aptitude importante à la déformation et une résistance mécanique élevée, ces deux propriétés étant habituellement antagonistes. Cette combinaison procure un potentiel d'absorption d'énergie élevée, qualité typiquement recherchée dans l'industrie automobile pour des pièces résistantes aux chocs.

**[0003]** Le carbone joue un rôle important dans la fabrication des aciers TRIP : d'une part sa présence en quantité suffisante au sein des îlots d'austénite résiduelle est nécessaire pour que la température de transformation martensitique locale soit abaissée au dessous de la température ambiante. D'autre part, on il est usuellement ajouté pour accroître la résistance de façon économique.

**[0004]** Cependant, cette addition de carbone doit rester limitée pour garantir que la soudabilité des produits reste satisfaisante : dans le cas contraire, la ductilité des assemblages soudés et la résistance à la fissuration à froid sont amoindries. On recherche donc un procédé de fabrication pour augmenter la résistance des tôles d'acier TRIP, en particulier au delà de 900-1100 MPa environ pour une teneur en carbone de l'ordre de 0,2% en poids sans que l'allongement total ne soit réduit au dessous d'une valeur de 18%. Une augmentation de résistance de plus de 100 MPa par rapport aux niveaux actuels est souhaitable.

**[0005]** On recherche également un procédé de fabrication de tôles d'acier laminées à chaud ou à froid qui serait peu sensible à de petites variations des conditions industrielles de fabrication, en particulier à des variations de température. On cherche ainsi à obtenir un produit caractérisé par une microstructure et des propriétés mécaniques peu sensibles à de petites variations de ces paramètres de fabrication. On cherche également à obtenir un produit à haute ténacité offrant une excellente résistance à la rupture.

**[0006]** La présente invention a pour but de résoudre les problèmes évoqués ci-dessus.

**[0007]** Dans ce but, l'invention a pour objet une composition pour la fabrication d'acier présentant un comportement TRIP, comprenant, les teneurs étant exprimées en poids :  $0,08\% \leq C \leq 0,23\%$ ,  $1\% \leq Mn \leq 2\%$ ,  $1\% \leq Si \leq 2\%$ ,  $Al \leq 0,030\%$ ,  $0,1\% \leq V \leq 0,25\%$ ,  $Ti \leq 0,010\%$ ,  $S \leq 0,015\%$ ,  $P \leq 0,1\%$ ,  $0,004\% \leq N \leq 0,012\%$ , et à titre optionnel un ou plusieurs éléments choisis parmi :  $Nb \leq 0,1\%$ ,  $Mo \leq 0,5\%$ ,  $Cr \leq 0,3\%$ , le reste de la composition étant constitué de fer et d'impuretés inévitables résultant de l'élaboration.

**[0008]** Préférentiellement, la teneur en carbone est telle que :  $0,08\% \leq C \leq 0,13\%$ .

**[0009]** Selon une variante préférée, la teneur en carbone est telle que :  $0,13\% < C \leq 0,18\%$ .

**[0010]** Préférentiellement encore, la teneur en carbone est telle que :  $0,18\% < C \leq 0,23\%$ .

**[0011]** Préférentiellement, la teneur en manganèse est telle que :  $1,4\% \leq Mn \leq 1,8\%$ .

**[0012]** Préférentiellement encore, la teneur en manganèse satisfait à :  $1,5\% \leq Mn \leq 1,7\%$ .

**[0013]** A titre préféré, la teneur en silicium est telle que :  $1,4\% \leq Si \leq 1,7\%$ .

**[0014]** Préférentiellement, la teneur en aluminium satisfait à :  $Al \leq 0,015\%$ .

**[0015]** Selon un mode préféré, la teneur en vanadium est telle que :  $0,12\% \leq V \leq 0,15\%$ .

**[0016]** Préférentiellement encore, la teneur en titane est telle que :  $Ti \leq 0,005\%$ .

**[0017]** L'invention a également pour objet une tôle d'acier de composition ci-dessus, dont la microstructure est constituée de ferrite, de bainite, d'austénite résiduelle, et éventuellement de martensite.

**[0018]** Selon un mode préféré, la microstructure de l'acier comprend une teneur en austénite résiduelle comprise entre 8 et 20%.

**[0019]** La microstructure de l'acier comprend préférentiellement une teneur en martensite inférieure à 2%.

**[0020]** A titre préférentiel, la taille moyenne des îlots d'austénite résiduelle est inférieure ou égale à 2 micromètres.

## EP 1 749 895 A1

**[0021]** La taille moyenne des îlots d'austénite résiduelle est préférentiellement inférieure ou égale à 1 micromètre.

**[0022]** L'invention a également pour objet un procédé de fabrication d'une tôle laminée à chaud présentant un comportement TRIP, selon lequel :

- 5
- on approvisionne un acier selon l'une quelconque des compositions ci-dessus,
  - on procède à la coulée d'un demi-produit à partir de cet acier,
  - on porte ledit demi-produit à une température supérieure à 1200°C,
  - on lamine à chaud le demi-produit,
  - on refroidit la tôle ainsi obtenue,
- 10
- on bobine la tôle, la température  $T_{fi}$  de fin du laminage à chaud, la vitesse  $V_r$  du refroidissement, la température de bobinage  $T_{bob}$  étant choisies de telle sorte que la microstructure de l'acier soit constituée de ferrite, de bainite, d'austénite résiduelle, et éventuellement de martensite.

**[0023]** Préférentiellement, la température  $T_{fi}$  de fin de laminage à chaud, la vitesse  $V_r$  du refroidissement, la température  $T_{bob}$  de bobinage sont choisies de telle sorte que la microstructure de l'acier comprenne une teneur en austénite résiduelle comprise entre 8 et 20%.

**[0024]** Préférentiellement encore, la température  $T_{fi}$  de fin de laminage à chaud, la vitesse  $V_r$  de refroidissement, la température  $T_{bob}$  de bobinage sont choisies de telle sorte que la microstructure de l'acier comprenne une teneur en martensite inférieure à 2%.

20 **[0025]** A titre préféré, la température  $T_{fi}$  de fin de laminage à chaud, la vitesse  $V_r$  de refroidissement, la température  $T_{bob}$  de bobinage sont choisies de telle sorte que la taille moyenne des îlots d'austénite résiduelle soit inférieure ou égale à 2 micromètres, et très préférentiellement inférieure à 1 micromètre.

**[0026]** L'invention a également pour objet un procédé de fabrication d'une tôle laminée à chaud présentant un comportement TRIP, selon lequel :

- 25
- on lamine à chaud le demi-produit jusqu'à une température de fin de laminage  $T_{fi}$  supérieure ou égale à 900°C,
  - on refroidit la tôle ainsi obtenue avec une vitesse de refroidissement  $V_r$  supérieure ou égale à 20°C/s,
  - on bobine la tôle à une température  $T_{bob}$  inférieure à 450°C.

30 **[0027]** Préférentiellement, la température de bobinage  $T_{bob}$  est inférieure à 400°C.

**[0028]** L'invention a également pour objet un procédé de fabrication d'une tôle laminée à froid présentant un comportement TRIP, selon lequel on approvisionne une tôle d'acier laminé à chaud fabriquée selon l'un quelconque des procédés décrits ci-dessus, on découpe la tôle, on lamine à froid la tôle, on fait subir à la tôle un traitement thermique de recuit, le traitement thermique comprenant une phase de chauffage à une vitesse de chauffage  $V_{cm}$ , une phase de maintien à une température de maintien  $T_m$  pendant un temps de maintien  $t_m$ , suivie d'une phase de refroidissement à une vitesse de refroidissement  $V_{rm}$  lorsque la température est inférieure à Ar3, suivie d'une phase de maintien à une température de maintien  $T'_m$  pendant un temps de maintien  $t'_m$ , les paramètres  $V_{cm}$ ,  $T_m$ ,  $t_m$ ,  $V_{rm}$ ,  $T'_m$ ,  $t'_m$  étant choisis de telle sorte que la microstructure dudit acier soit constituée de ferrite, de bainite, d'austénite résiduelle, et éventuellement de martensite.

35 **[0029]** Selon un mode préféré, les paramètres  $V_{cm}$ ,  $T_m$ ,  $t_m$ ,  $V_{rm}$ ,  $T'_m$ ,  $t'_m$  sont choisis de telle sorte que la microstructure de l'acier comprenne une teneur en austénite résiduelle comprise entre 8 et 20%.

**[0030]** Préférentiellement encore, les paramètres  $V_{cm}$ ,  $T_m$ ,  $t_m$ ,  $V_{rm}$ ,  $T'_m$ ,  $t'_m$  sont choisis de telle sorte que la microstructure de l'acier comprenne moins de 2% de martensite.

40 **[0031]** Selon un mode préféré, les paramètres  $V_{cm}$ ,  $T_m$ ,  $t_m$ ,  $V_{rm}$ ,  $T'_m$ ,  $t'_m$  sont choisis de telle sorte que la taille moyenne des îlots d'austénite résiduelle est inférieure à 2 micromètres, très préférentiellement inférieure à 1 micromètre.

45 **[0032]** L'invention a également pour objet un procédé de fabrication d'une tôle laminée à froid présentant un comportement TRIP, selon lequel on fait subir à la tôle un traitement thermique de recuit, le traitement thermique comprenant une phase de chauffage à une vitesse  $V_{cm}$  supérieure ou égale à 2°C/s, une phase de maintien à une température de maintien  $T_m$  comprise entre Ac1 et

50 **[0033]** Ac3 pendant un temps de maintien  $t_m$  compris entre 10 et 200s, suivie d'une phase de refroidissement à une vitesse de refroidissement  $V_{rm}$  supérieure à 15°C/s lorsque la température est inférieure à Ar3, suivie d'une phase de maintien à une température  $T'_m$  comprise entre 300 et 500°C pendant un temps de maintien  $t'_m$  compris entre 10 et 1000 s.

**[0034]** La température de maintien  $T_m$  est préférentiellement comprise entre 770 et 815°C.

55 **[0035]** L'invention a également pour objet l'utilisation d'une tôle d'acier présentant un comportement TRIP, selon l'une des variantes décrites ci-dessus, ou fabriquée par un des procédés décrits ci-dessus, pour la fabrication de pièces de structure ou d'éléments de renfort dans le domaine automobile.

**[0036]** D'autres caractéristiques et avantages de l'invention apparaîtront au cours de la description ci-dessous, donnée à titre d'exemple.

**[0037]** En ce qui concerne la composition chimique de l'acier, le carbone joue un rôle très important sur la formation de la microstructure et les propriétés mécaniques: Selon l'invention, une transformation bainitique intervient à partir d'une structure austénitique formée à haute température, et des lattes de ferrite bainitique sont formées. Compte tenu de la solubilité très inférieure du carbone dans la ferrite par rapport à l'austénite, le carbone de l'austénite est rejeté entre les lattes. Grâce à certains éléments d'alliage de la composition d'acier selon l'invention, en particulier le silicium et le manganèse, la précipitation de carbures, notamment de cémentite, intervient très peu. Ainsi, l'austénite interlattes s'enrichit progressivement en carbone sans que la précipitation de carbures n'intervienne. Cet enrichissement est tel que l'austénite est stabilisée, c'est à dire que la transformation martensitique de cette austénite n'intervient pas lors du refroidissement jusqu'à la température ambiante. Selon l'invention, la teneur en carbone est comprise entre 0,08 et 0,23% en poids. A titre préférentiel, la teneur en carbone est comprise dans une première plage allant de 0,08 à 0,13% en poids. Dans une seconde plage préférentielle, la teneur en carbone est supérieure à 0,13% et est inférieure ou égale à 0,18% en poids. La teneur en carbone est comprise dans une troisième plage préférentielle, où celle-ci est supérieure à 0,18 et inférieure ou égale à 0,23% en poids.

**[0038]** Le carbone étant un élément particulièrement important pour le durcissement, la teneur minimale en carbone de chacune des trois plages préférentielles permet d'obtenir une résistance minimale de 600 MPa, 800 MPa et 950 MPa sur tôles laminées à froid et recuites, respectivement à chacune des plages ci-dessus. La teneur maximale en carbone de chacune de trois plages permet de garantir une soudabilité satisfaisante notamment en soudage par points si l'on tient compte du niveau de résistance obtenu dans ces trois plages préférentielles.

**[0039]** En quantité comprise entre 1 et 2% en poids, une addition de manganèse, élément à caractère gammagène, contribue à diminuer la température de début de transformation martensitique Ms et à stabiliser l'austénite. Cette addition de manganèse participe également à un durcissement efficace en solution solide et donc à l'obtention d'une résistance accrue. Le manganèse est compris préférentiellement entre 1,4 et 1,8% en poids : on combine de la sorte un durcissement satisfaisant et une augmentation de la stabilité de l'austénite sans pour autant augmenter de façon excessive la trempeabilité dans les assemblages soudés. Optimalement, la teneur en manganèse est comprise entre 1,5 et 1,7% en poids. De la sorte, les effets recherchés ci-dessus sont obtenus sans risque de formation d'une structure en bandes néfaste qui proviendrait d'une ségrégation éventuelle du manganèse lors de la solidification.

**[0040]** En quantité comprise entre 1 et 2% en poids, le silicium inhibe la précipitation de la cémentite lors du refroidissement à partir de l'austénite en retardant considérablement la croissance des carbures : ceci provient du fait que la solubilité du silicium dans la cémentite est très faible et que cet élément augmente l'activité du carbone dans l'austénite. De la sorte, un germe éventuel de cémentite se formant sera environné d'une zone austénitique riche en silicium qui aura été rejeté à l'interface précipité-matrice. Cette austénite enrichie en silicium est également plus riche en carbone et la croissance de la cémentite est ralentie en raison de la diffusion peu importante résultant du gradient réduit de carbone entre la cémentite et la zone austénitique avoisinante. Cette addition de silicium contribue donc à stabiliser une quantité suffisante d'austénite résiduelle pour obtenir un effet TRIP. De plus, cette addition de silicium permet d'augmenter la résistance grâce à un durcissement en solution solide. Cependant, une addition excessive de silicium provoque la formation d'oxydes fortement 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 d'obtenir la stabilisation d'une quantité suffisante d'austénite tout en réduisant le risque de défauts de surface, la teneur en silicium est préférentiellement comprise entre 1,4 et 1,7% en poids.

**[0041]** L'aluminium est un élément très efficace pour la désoxydation de l'acier. Comme le silicium, il est très peu soluble dans la cémentite et pourrait être utilisé à ce titre pour éviter la précipitation de la cémentite lors d'un maintien à une température de transformation bainitique et stabiliser l'austénite résiduelle. Cependant, selon l'invention, la teneur en aluminium est inférieure ou égale à 0,030% en poids : en effet, comme on le verra ci-dessous, un durcissement très efficace est obtenu au moyen d'une précipitation de carbonitrides de vanadium : lorsque la teneur en aluminium est supérieure à 0,030%, il existe un risque de précipitation de nitrure d'aluminium qui réduit d'autant la quantité d'azote susceptible de précipiter avec le vanadium. Préférentiellement, lorsque cette quantité est inférieure ou égale à 0,015% en poids, tout risque de précipitation de nitrure d'aluminium est écarté et le plein effet du durcissement par la précipitation des carbonitrides de vanadium est obtenu.

**[0042]** Pour la même raison, la teneur en titane est inférieure ou égale à 0,010% en poids afin de ne pas précipiter une quantité significative d'azote sous forme de nitrures ou de carbonitrides de titane. Compte tenu de la forte affinité du titane pour l'azote, la teneur en titane est préférentiellement inférieure ou égale à 0,005% en poids. Une telle teneur en titane permet alors d'éviter la précipitation de (Ti,V)N sur tôles laminées à chaud.

**[0043]** Le vanadium et l'azote sont des éléments importants de l'invention : Les inventeurs ont mis en évidence que, lorsque ces éléments sont présents en quantités définies selon l'invention, ils précipitent sous forme de carbonitrides de vanadium très fins associés à un durcissement important. Lorsque la teneur en vanadium est inférieure à 0,1% en poids ou lorsque la teneur en azote est inférieure à 0,004% en poids, la précipitation de carbonitrides de vanadium est limitée et le durcissement est insuffisant. Lorsque la teneur en vanadium est supérieure à 0,25% en poids ou lorsque la teneur en azote est supérieure à 0,012% en poids, la précipitation intervient à un stade précoce après le laminage à

chaud sous forme de précipités plus grossiers. La taille de ces précipités ne permet pas de tirer le plein parti du durcissement potentiel du vanadium, tout particulièrement lorsque l'on vise à la fabrication d'une tôle d'acier laminée à froid et recuite. Dans ce dernier cas, les inventeurs ont mis en évidence qu'il convient de limiter la précipitation du vanadium à l'étape du laminage à chaud afin de tirer le plus grand parti d'une précipitation fine durcissante lors d'un recuit ultérieur.

De plus, la limitation de la précipitation du vanadium à ce stade permet de réduire les efforts nécessaires lors du laminage à froid ultérieur et donc d'exploiter au mieux les performances des installations industrielles.

**[0044]** Lorsque la teneur en vanadium est comprise entre 0,12 et 0,15% en poids, l'allongement uniforme ou à rupture est particulièrement augmenté.

**[0045]** En quantité supérieure à 0,015% en poids, le soufre tend à précipiter en quantité excessive sous forme de sulfures de manganèse qui réduisent fortement l'aptitude à la mise en forme.

**[0046]** Le phosphore est un élément connu pour ségréger aux joints de grains. Sa teneur doit être limitée à 0,1% en poids de façon à maintenir une ductilité à chaud suffisante et afin de favoriser une rupture par déboutonnage lors d'essais de traction-cisaillement effectués sur des assemblages soudés par point.

**[0047]** A titre optionnel, des éléments tels que le chrome et le molybdène qui retardent la transformation bainitique et favorisent le durcissement par solution solide, peuvent être ajoutés en quantité respectivement inférieure ou égale à 0,3 ou 0,5% en poids. Le niobium peut être également ajouté à titre optionnel en quantité inférieure ou égale à 0,1% en poids de façon à accroître la résistance par une précipitation complémentaire de carbonitrides.

**[0048]** La mise en oeuvre du procédé de fabrication d'une tôle laminée à chaud 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 d'acier contra-rotatifs.

**[0049]** Les demi-produits coulés sont tout d'abord portés à une température supérieure à 1200°C pour atteindre en tout point une température favorable aux déformations élevées que va subir l'acier lors du laminage ainsi que pour éviter à ce stade de la fabrication la présence de carbonitrides de vanadium. Naturellement, dans le cas d'une coulée directe de brames minces ou de bandes minces entre cylindres contra-rotatifs, l'étape de laminage à chaud de ces demi-produits débutant à plus de 1200°C peut se faire directement après coulée si bien qu'une étape de réchauffage intermédiaire n'est pas alors nécessaire. Comme on va le voir, cette température minimale de 1200°C permet également de réaliser le laminage à chaud en phase entièrement austénitique dans des conditions satisfaisantes sur un train continu de laminage à chaud.

**[0050]** On lamine à chaud le demi-produit jusqu'à une température de fin de laminage  $T_{fl}$  supérieure ou égale à 900°C : de la sorte, le laminage est entièrement effectué en phase austénitique où la solubilité des carbonitrides de vanadium est plus importante et où la probabilité d'une précipitation de V(CN) est la plus réduite. Pour la même raison, on refroidit ensuite la tôle ainsi obtenue avec une vitesse de refroidissement  $V_r$  supérieure ou égale à 20°C/s afin d'éviter une précipitation des carbonitrides de vanadium dans la ferrite. Ce refroidissement peut être effectué par exemple au moyen de pulvérisation d'eau sur la tôle.

**[0051]** Si l'on veut fabriquer une tôle laminée à chaud selon l'invention, on bobine ensuite la tôle obtenue à une température inférieure ou égale à 450°C. De la sorte, le maintien quasi-isotherme associé à ce bobinage conduit à la formation d'une microstructure constituée de bainite, de ferrite, d'austénite résiduelle, éventuellement d'une faible quantité de martensite, ainsi qu'à une précipitation durcissante de carbonitrides de vanadium. Lorsque la température de bobinage est inférieure ou égale à 400°C, l'allongement total et l'allongement réparti sont accrus.

**[0052]** On choisira plus particulièrement la température  $T_{fl}$  de fin de laminage à chaud, la vitesse  $V_r$  de refroidissement et la température  $T_{bob}$  de bobinage de telle sorte que la microstructure comprenne une teneur en austénite résiduelle comprise entre 8 et 20% : Lorsque la quantité d'austénite résiduelle est inférieure à 8%, un effet TRIP suffisant ne peut être mis en évidence lors d'essais mécaniques : en particulier, on met en évidence lors d'essais de traction que le coefficient d'érouissage  $n$  est inférieur à 0,2 et décroît rapidement avec la déformation  $\epsilon$ . Le critère de Considère s'applique à ces aciers et la rupture intervient quand  $n = \epsilon_{vrai}$ , l'allongement est donc fortement limité. Dans le cas d'un comportement TRIP, l'austénite résiduelle se transforme progressivement en martensite lors la déformation,  $n$  est supérieur à 0,2 et la striction apparaît pour des déformations plus importantes.

**[0053]** Lorsque la teneur en austénite résiduelle est supérieure à 20%, l'austénite résiduelle formée dans ces conditions présente une teneur en carbone relativement faible et se déstabilise trop facilement lors d'une phase ultérieure de déformation ou de refroidissement.

**[0054]** On choisira préférentiellement les paramètres  $T_{fl}$ ,  $V_r$ ,  $T_{bob}$ , de telle sorte que la microstructure de la tôle d'acier laminée à chaud contienne moins de 2% de martensite. Dans le cas contraire, l'allongement est réduit ainsi que l'énergie d'absorption liée à l'aire sous la courbe de traction ( $\sigma$ - $\epsilon$ ). La présence excessive de martensite conduit à un comportement

mécanique se rapprochant de celui d'un acier Dual-Phase avec une valeur initiale du coefficient d'érouissage  $n$  élevé diminuant lorsque le taux de déformation augmente. Optimalement, la microstructure ne contient pas de martensite.

**[0055]** On choisira aussi préférentiellement les paramètres  $T_{fl}$ ,  $V_r$ ,  $T_{bob}$ , de telle sorte que la taille moyenne des îlots d'austénite résiduelle de la microstructure soit inférieure ou égale à 2 micromètres. En effet, lorsque l'austénite se transforme en martensite sous l'influence de l'abaissement de la température ou d'une déformation, les îlots de martensite de taille moyenne supérieure à 2 micromètres jouent un rôle préférentiel pour l'endommagement par suite d'une décohésion avec la matrice.

**[0056]** A titre préférentiel, on choisira encore plus particulièrement les paramètres  $T_{fl}$ ,  $V_r$ ,  $T_{bob}$ , de telle sorte que la taille moyenne des îlots d'austénite résiduelle de la microstructure soit inférieure ou égale à 1 micromètre afin d'augmenter leur stabilité, de limiter l'endommagement à l'interface matrice-îlots et de repousser la striction vers des valeurs de déformation plus élevées.

**[0057]** Pour fabriquer une tôle laminée à froid selon l'invention, on fabrique tout d'abord une tôle laminée à chaud selon l'une des variantes qui ont été exposées ci-dessus. En effet, les inventeurs ont constaté que les microstructures et les propriétés mécaniques obtenues grâce au procédé de fabrication par laminage à froid et recuit qui va être exposé, dépendent relativement peu des conditions de fabrication au sein des limites des variantes du procédé exposées ci-dessus, en particulier des variations de la température de bobinage  $T_{bob}$ . De la sorte, le procédé de fabrication des tôles laminées à froid présente l'avantage d'être peu sensible à des variations fortuites des conditions de fabrication des tôles laminées à chaud.

**[0058]** A titre préférentiel, on choisira cependant une température de bobinage inférieure ou égale à 400°C de façon à garder plus de vanadium en solution solide disponible pour la précipitation lors du recuit ultérieur de la tôle laminée à froid.

**[0059]** On décape la tôle laminée à chaud selon un procédé connu en lui-même de façon à conférer à celle-ci un état de surface propre au laminage à froid. Ce dernier est effectué dans des conditions usuelles, en réduisant par exemple l'épaisseur de la tôle laminée à chaud de 30 à 75%

**[0060]** On effectue ensuite un traitement de recuit propre à recristalliser la structure écrouie et à conférer la microstructure particulière selon l'invention. Ce traitement, effectué préférentiellement par recuit en continu, comporte les phases successives suivantes :

- Une phase de chauffage avec une vitesse  $V_{cm}$  supérieure ou égale à 2°C/s jusqu'à une température  $T_m$  située dans le domaine intercritique, c'est à dire une température située entre les températures de transformation  $A_{c1}$  et  $A_{c3}$  : Lors de cette phase, on observe une recristallisation de la structure écrouie, une dissolution de la cémentite et une croissance de l'austénite au delà de la température de transformation  $A_{c1}$  ainsi qu'une précipitation de carbonitrides de vanadium dans la ferrite : ces précipités sont de très petite taille, de diamètre typiquement inférieur à 5 nanomètres à l'issue de cette phase de chauffage.

Lorsque la vitesse de chauffage est inférieure à 2°C/s, la fraction volumique de vanadium précipité décroît. De plus la productivité de la fabrication est réduite de façon excessive.

- Une phase de maintien à une température intercritique  $T_m$  comprise entre  $A_{c1}$  et  $A_{c3}$  pendant un temps  $t_m$  compris entre 10s et 200s. Dans ces conditions bien définies, les inventeurs ont mis en évidence que la précipitation de carbonitrides de vanadium se poursuivait dans la ferrite pratiquement sans aucune précipitation dans la phase austénitique nouvellement formée. La fraction volumique de précipités s'accroît parallèlement à une augmentation du diamètre moyen de ces précipités. De la sorte, on obtient un durcissement particulièrement efficace de la ferrite intercritique.

**[0061]** On effectue ensuite un refroidissement rapide à une vitesse  $V_{rm}$  supérieure à 15°C/s lorsque la température est inférieure à Ar3. Le refroidissement rapide lorsque la température est inférieure à Ar3 est important afin de limiter la formation de ferrite avant la transformation bainitique. Cette phase de refroidissement rapide lorsque la température est inférieure à Ar3 peut être précédée éventuellement d'une phase de refroidissement plus lent à partir de la température  $T_m$ .

**[0062]** Durant cette phase de refroidissement, les inventeurs ont mis en évidence qu'une précipitation complémentaire de carbonitrides de vanadium dans la phase ferritique n'intervenait pratiquement pas.

**[0063]** On effectue ensuite un maintien à une température  $T'_m$  comprise entre 300°C et 500°C pendant un temps de maintien  $t'_m$  compris entre 10s et 1000 s : on obtient de la sorte une transformation bainitique et un enrichissement en carbone des îlots d'austénite résiduelle dans une quantité telle que cette austénite résiduelle est stable même après refroidissement jusqu'à température ambiante.

**[0064]** Préférentiellement, la température de maintien  $T_m$  est comprise entre 770 et 815°C : au dessous de 770°C, la recristallisation peut être insuffisante. Au delà de 815°C, la fraction d'austénite intercritique formée est trop importante et le durcissement de la ferrite par la précipitation de carbonitrides de vanadium est moins efficace : en effet, la teneur en ferrite intercritique est moindre ainsi que la quantité totale de vanadium précipité, le vanadium étant plutôt soluble

## EP 1 749 895 A1

dans l'austénite. D'autre part, les précipités de carbonitrides de vanadium qui se forment ont plus tendance à croître et à coalescer à haute température.

**[0065]** Selon un mode préféré de l'invention, après l'étape de laminage à froid, on fait subir à la tôle un traitement thermique de recuit dont les paramètres  $V_{cm}$ ,  $T_m$ ,  $t_m$ ,  $V_{rm}$ ,  $T'_m$ ,  $t'_m$  sont choisis de telle sorte que la microstructure de l'acier obtenu soit constituée de ferrite, de bainite et d'austénite résiduelle, éventuellement de martensite. On choisira avantagement des paramètres tels que la teneur en austénite résiduelle soit comprise entre 8 et 20%. Ces paramètres seront choisis de préférence de telle sorte que la taille moyenne des îlots d'austénite résiduelle soit inférieure ou égale à 2 micromètres, optimalement inférieure ou égale à 1 micromètre. On choisira également ces paramètres de telle sorte que la teneur en martensite soit inférieure à 2%. D'une façon optimale, la microstructure ne comprend pas de martensite.

**[0066]** A titre d'exemple non limitatif, les résultats suivants vont montrer les caractéristiques avantageuses conférées par l'invention.

### Exemple 1:

**[0067]** On a élaboré des aciers dont la composition figure au tableau ci-dessous, exprimée en pourcentage pondéral. Outre les aciers I1 à I3 selon l'invention, on a indiqué à titre de comparaison la composition d'un acier de référence R1 :

Tableau 1 Compositions d'aciers (% poids). I= Selon l'invention. R= référence

Acier	C	Mn	Si	Al	V	Ti	S	P	N
I1	0,223	1,58	1,59	<0.030	0,100	0,002	<0.005	<0.030	0,008
I2	0,225	1,58	1,60	<0.030	0,155	0,002	<0.005	<0.030	0,009
I3	0,225	1,58	1,60	<0.030	0,209	0,002	<0.005	<0.030	0,009
R1	0,221	1,60	1,59	<0.030	0,005(*)	0,002	<0.005	<0.030	0,001(*)
(*) : Non conforme à l'invention									

**[0068]** Des demi-produits correspondant aux compositions ci-dessus ont été réchauffés à 1200°C et laminés à chaud de telle sorte que la température de laminage soit supérieure à 900°C. Les tôles de 3 mm ainsi obtenues ont été refroidies avec une vitesse de 20°C/s par pulvérisation d'eau, puis bobinées à une température de 400°C. Les propriétés mécaniques de traction obtenues (limite d'élasticité Re, résistance Rm, allongement uniforme Au, allongement à rupture At) ont été portées au tableau 2 ci-dessous. On a également déterminé au moyen d'éprouvettes de type Charpy V d'épaisseur réduite (e=3mm) la température de transition ductile-fragile. On a indiqué également la teneur en austénite résiduelle mesurée par diffraction de rayons X.

Tableau 2 : Caractéristiques mécaniques de traction, température de transition et teneur en austénite résiduelle des tôles laminées à chaud.

Acier	Re (MPa)	Rm (MPa)	Au (%)	At (%)	Température de transition (°C)	Teneur en austénite résiduelle (%)
I1	731	884	13	22	n.d.	n.d.
I2	724	891	26	38	-35	n.d.
I3	755	916	24	36	n.d.	10,8
R1	615	793	14	28	0	<1%
n.d. : Non déterminé.						

**[0069]** Les tôles fabriquées selon l'invention présentent une résistance très élevée, nettement supérieure à 800MPa pour une teneur en carbone d'environ 0,22%. Leur microstructure est composée de ferrite, de bainite et d'austénite résiduelle, ainsi que de martensite en quantité inférieure à 2%. Dans le cas de l'acier I3 (teneur en austénite résiduelle : 10,8%) la concentration en carbone des îlots d'austénite résiduelle est de 1,36% en poids. Ceci indique que l'austénite est suffisamment stable pour obtenir un effet TRIP comme le montre le comportement observé lors des essais de traction effectués sur ces tôles d'acier.

**[0070]** La tôle d'acier de référence R1 de structure bainito-perlitique, avec une très faible teneur en austénite résiduelle,

## EP 1 749 895 A1

ne présente pas de comportement TRIP. Sa résistance est inférieure à 800MPa, soit un niveau nettement plus faible que celle des aciers de l'invention.

[0071] L'acier I2 selon l'invention présente également une excellente ténacité puisque sa température de transition ductile-fragile est nettement plus basse (-35°C) que celle d'un acier de référence (0°C).

5

### Exemple 2 :

[0072] Des tôles laminées à chaud de 3mm d'épaisseur d'aciers de compositions I2 et R1 fabriquées selon l'exemple 1 ont été laminées à froid jusqu'à une épaisseur de 0,9mm. On a ensuite effectué un traitement thermique de recuit comprenant une phase de chauffage à une vitesse de 5°C/s, une phase de maintien à une température de maintien  $T_m$  comprise entre 775 et 815°C (températures situées dans le domaine Ac1-Ac3) pendant un temps de maintien de 180s, suivie d'une première phase de refroidissement à 6-8°C/s, puis d'un refroidissement à 20°C/s dans un domaine où la température est inférieure à Ar3, d'une phase de maintien à 400°C pendant 300s pour former de la bainite, et d'un refroidissement final à 5°C/s.

10

15

[0073] On a observé la microstructure ainsi obtenue après attaque au réactif de Klemm mettant en évidence les îlots d'austénite résiduelle et on a mesuré la taille moyenne de ces îlots au moyen d'un logiciel d'analyse d'images.

[0074] Dans le cas de l'acier de référence R1, la taille moyenne des îlots est de 1,1 micromètre. Dans le cas de l'acier selon l'invention I2, la microstructure générale est plus fine avec une taille moyenne d'îlots de 0,7 micromètre. En outre, ces îlots ont un caractère plus équiaxe. Dans le cas de l'acier I2, ces caractéristiques diminuent particulièrement les concentrations de contrainte à l'interface matrice-îlots.

20

[0075] Les propriétés mécaniques après laminage à froid et recuit sont les suivantes :

Tableau 3 : Caractéristiques mécaniques de traction des tôles laminées à froid et recuites.

Acier	Température de maintien $T_m$	Re (MPa)	Rm (MPa)	At (%)
I2	775	630	1000	25
	795	658	980	28
	815	650	938	26
R1	775	480	830	n.d.
	795	480	820	30
	815	470	820	30

n.d. : Non déterminé.

25

30

35

[0076] L'acier I2 fabriqué selon l'invention présente une résistance supérieure à 900MPa. A température de maintien  $T_m$  comparable, sa résistance est nettement accrue par rapport à l'acier de référence.

[0077] Les aciers laminés à froid et recuits selon l'invention présentent des propriétés mécaniques peu sensibles à de petites variations de certains paramètres de fabrication tels que la température de bobinage ou la température de recuit  $T_m$ .

40

[0078] Ainsi, l'invention permet la fabrication d'aciers présentant un comportement TRIP avec une résistance mécanique accrue. Les pièces fabriquées à partir de tôles d'aciers selon l'invention sont utilisées avec profit pour la fabrication de pièces de structure ou d'éléments de renfort dans le domaine automobile.

45

### Revendications

1. Composition pour la fabrication d'acier présentant un comportement TRIP, comprenant, les teneurs étant exprimées en poids :

50

$$0,08\% \leq C \leq 0,23\%$$

55

$$1\% \leq Mn \leq 2\%$$



**EP 1 749 895 A1**

$$1 \leq \text{Si} \leq 2\%$$

5

$$\text{Al} \leq 0,030\%$$

10

$$0,1\% \leq \text{V} \leq 0,25\%$$

15

$$\text{Ti} \leq 0,010\%$$

20

$$\text{S} \leq 0,015\%$$

25

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

$$0,004\% \leq \text{N} \leq 0,012\%,$$

et à titre optionnel un ou plusieurs éléments choisis parmi

30

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

35

$$\text{Mo} \leq 0,5\%$$

40

$$\text{Cr} \leq 0,3\%,$$

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

2. Composition selon la revendication 1, **caractérisée en ce qu'elle** comprend, la teneur étant exprimée en poids :

45

$$0,08\% \leq \text{C} \leq 0,13\%$$

3. Composition selon la revendication 1, **caractérisée en ce qu'elle** comprend, la teneur étant exprimée en poids :

50

$$0,13\% < \text{C} \leq 0,18\%$$

4. Composition selon la revendication 1, **caractérisée en ce qu'elle** comprend, la teneur étant exprimée en poids :

55

## EP 1 749 895 A1

$$0,18\% < C \leq 0,23\%$$

- 5 5. Composition selon l'une quelconque des revendications 1 à 4, **caractérisée en ce qu'elle** comprend, la teneur étant exprimée en poids :

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

- 10 6. Composition selon l'une quelconque des revendications 1 à 5, **caractérisée en ce qu'elle** comprend, la teneur étant exprimée en poids :

$$1,5\% \leq Mn \leq 1,7\%$$

- 15 7. Composition selon l'une quelconque des revendications 1 à 6, **caractérisée en ce qu'elle** comprend, la teneur étant exprimée en poids :

$$1,4\% \leq Si \leq 1,7\%$$

- 25 8. Composition selon l'une quelconque des revendications 1 à 7, **caractérisée en ce qu'elle** comprend, la teneur étant exprimée en poids :

$$Al \leq 0,015\%$$

- 30 9. Composition selon l'une quelconque des revendications 1 à 8, **caractérisée en ce qu'elle** comprend, la teneur étant exprimée en poids :

$$0,12\% \leq V \leq 0,15\%$$

- 40 10. Composition selon l'une quelconque des revendications 1 à 9, **caractérisée en ce qu'elle** comprend, la teneur étant exprimée en poids :

$$Ti \leq 0,005\%$$

- 45 11. Tôle d'acier de composition selon l'une quelconque des revendications 1 à 10, **caractérisée en ce que** la microstructure dudit acier est constituée de ferrite, de bainite, d'austénite résiduelle, et éventuellement de martensite

- 50 12. Tôle d'acier selon la revendication 11, **caractérisée en ce que** la microstructure dudit acier comprend une teneur en austénite résiduelle comprise entre 8 et 20%

- 55 13. Tôle d'acier selon la revendication 11 ou 12, **caractérisée en ce que** la microstructure dudit acier comprend une teneur en martensite inférieure à 2%

14. Tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 11 à 13, **caractérisée en ce que** la taille moyenne des îlots d'austénite résiduelle est inférieure ou égale à 2 micromètres

## EP 1 749 895 A1

15. Tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 11 à 14, **caractérisée en ce que** la taille moyenne des îlots d'austénite résiduelle est inférieure ou égale à 1 micromètre

16. Procédé de fabrication d'une tôle laminée à chaud présentant un comportement TRIP, selon lequel :

- on approvisionne un acier de composition selon l'une quelconque des revendications 1 à 10,
- on procède à la coulée d'un demi-produit à partir de cet acier
- on porte ledit demi-produit à une température supérieure à 1200°C,
- on lamine à chaud ledit demi-produit,
- on refroidit la tôle ainsi obtenue,
- on bobine ladite tôle,
- **caractérisé en ce que** la température  $T_{fl}$  de fin dudit laminage à chaud, la vitesse  $V_r$  dudit refroidissement, la température dudit bobinage  $T_{bob}$  sont choisies de telle sorte que la microstructure dudit acier soit constituée de ferrite, de bainite, d'austénite résiduelle, et éventuellement de martensite

17. Procédé selon la revendication 16, **caractérisé en ce que** la température  $T_{fl}$  de fin dudit laminage à chaud, la vitesse  $V_r$  dudit refroidissement, la température  $T_{bob}$  dudit bobinage sont choisies de telle sorte que la microstructure dudit acier comprenne une teneur en austénite résiduelle comprise entre 8 et 20%

18. Procédé selon la revendication 16 ou 17, **caractérisé en ce que** la température  $T_{fl}$  de fin dudit laminage à chaud, la vitesse  $V_r$  dudit refroidissement, la température  $T_{bob}$  dudit bobinage sont choisies de telle sorte que la microstructure dudit acier comprenne une teneur en martensite inférieure à 2%

19. Procédé selon l'une quelconque des revendications 16 à 18, **caractérisé en ce que** la température  $T_{fl}$  de fin dudit laminage à chaud, la vitesse  $V_r$  dudit refroidissement, la température  $T_{bob}$  dudit bobinage sont choisies de telle sorte que la taille moyenne des îlots d'austénite résiduelle est inférieure ou égale à 2 micromètres

20. Procédé selon l'une quelconque des revendications 16 à 19, **caractérisé en ce que** la température  $T_{fl}$  de fin dudit laminage à chaud, la vitesse  $V_r$  dudit refroidissement, la température  $T_{bob}$  dudit bobinage sont choisies de telle sorte que la taille moyenne des îlots d'austénite résiduelle est inférieure ou égale à 1 micromètre

21. Procédé de fabrication d'une tôle laminée à chaud selon la revendication 16, **caractérisé en ce que** la température  $T_{fl}$  de fin dudit laminage est supérieure ou égale à 900°C, la vitesse  $V_r$  dudit refroidissement est supérieure ou égale à 20°C/s, et la température  $T_{bob}$  dudit bobinage est inférieure à 450°C

22. Procédé selon la revendication 21, **caractérisé en ce que** la température de bobinage  $T_{bob}$  est inférieure à 400°C

23. Procédé de fabrication d'une tôle laminée à froid présentant un comportement TRIP, selon lequel :

- on approvisionne une tôle d'acier laminé à chaud fabriquée selon l'une quelconque des revendications 16 à 22,
- on décape ladite tôle
- on lamine à froid ladite tôle
- on fait subir à ladite tôle un traitement thermique de recuit, ledit traitement thermique comprenant une phase de chauffage à une vitesse de chauffage  $V_{cm}$ , une phase de maintien à une température de maintien  $T_m$  pendant un temps de maintien  $t_m$ , suivie d'une phase de refroidissement à une vitesse de refroidissement  $V_{rm}$  lorsque la température est inférieure à Ar3, suivie d'une phase de maintien à une température de maintien  $T'_m$  pendant un temps de maintien  $t'_m$ , **caractérisé en ce que** les paramètres  $V_{cm}$ ,  $T_m$ ,  $t_m$ ,  $V_{rm}$ ,  $T'_m$ ,  $t'_m$ , sont choisis de telle sorte que la microstructure dudit acier soit constituée de ferrite, de bainite, d'austénite résiduelle, et éventuellement de martensite

24. Procédé selon la revendication 23, **caractérisé en ce que** les paramètres  $V_{cm}$ ,  $T_m$ ,  $t_m$ ,  $V_{rm}$ ,  $T'_m$ ,  $t'_m$ , sont choisis de telle sorte que la microstructure dudit acier comprenne une teneur en austénite résiduelle comprise entre 8 et 20%

25. Procédé selon la revendication 23 ou 24, **caractérisé en ce que** les paramètres  $V_{cm}$ ,  $T_m$ ,  $t_m$ ,  $V_{rm}$ ,  $T'_m$ ,  $t'_m$ , sont choisis de telle sorte que la microstructure dudit acier comprenne une teneur en martensite inférieure à 2%

26. Procédé selon l'une quelconque des revendications 23 à 25, **caractérisé en ce que** les paramètres  $V_{cm}$ ,  $T_m$ ,  $t_m$ ,  $V_{rm}$ ,  $T'_m$ ,  $t'_m$ , sont choisis de telle sorte que la taille moyenne des îlots d'austénite résiduelle est inférieure à 2

micromètres

- 5
27. Procédé selon l'une quelconque des revendications 23 à 26, **caractérisé en ce que** les paramètres  $V_{cm}$ ,  $T_m$ ,  $t_m$ ,  $V_{rm}$ ,  $T'_m$ ,  $t'_m$ , sont choisis de telle sorte que la taille moyenne des îlots d'austénite résiduelle est inférieure à 1 micromètre
- 10
28. Procédé de fabrication d'une tôle laminée à froid présentant un comportement TRIP, selon la revendication 23, **caractérisé en ce que** on fait subir à ladite tôle un traitement thermique de recuit, ledit traitement thermique comprenant une phase de chauffage à une vitesse  $V_{cm}$  supérieure ou égale à  $2^\circ\text{C/s}$ , une phase de maintien à une température de maintien  $T_m$  comprise entre  $A_{c1}$  et  $A_{c3}$  pendant un temps de maintien  $t_m$  compris entre 10 et 200s, suivie d'une phase de refroidissement à une vitesse de refroidissement  $V_{rm}$  supérieure à  $15^\circ\text{C/s}$  lorsque la température est inférieure à  $A_{r3}$ , suivie d'une phase de maintien à une température  $T'_m$  comprise entre  $300$  et  $500^\circ\text{C}$  pendant un temps de maintien  $t'_m$  compris entre 10 et 1000 s
- 15
29. Procédé selon la revendication 28, **caractérisé en ce que** ladite température de maintien  $T_m$  est comprise entre  $770$  et  $815^\circ\text{C}$
- 20
30. Utilisation d'une tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 11 à 15, ou fabriquée par un procédé selon l'une quelconque des revendications 16 à 29, pour la fabrication de pièces de structure ou d'éléments de renfort dans le domaine automobile.

25

30

35

40

45

50

55



DOCUMENTS CONSIDERES COMME PERTINENTS			
Catégorie	Citation du document avec indication, en cas de besoin, des parties pertinentes	Revendication concernée	CLASSEMENT DE LA DEMANDE (IPC)
X	WO 2004/063410 A (NIPPON STEEL CORPORATION; TAKADA, YOSHIHISA; SUEHIRO, MASAYOSHI; KUROKAWA) 29 juillet 2004 (2004-07-29)	1-15,30	C22C38/00 C22C38/04
Y	* page 9, dernier alinéa - page 10, ligne 26 * * page 13, ligne 32 - page 14, ligne 6 * * page 21, alinéa 2 * * page 22, alinéa 4 *	16-29	
A	EP 1 375 820 A (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD) 2 janvier 2004 (2004-01-02) * alinéa [0053] *	1-30	
Y	PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 2000, no. 23, 10 février 2001 (2001-02-10) & JP 2001 152254 A (KAWASAKI STEEL CORP), 5 juin 2001 (2001-06-05)	16-29	
A	* abrégé *	1-15,30	
A	EP 0 974 677 A (NIPPON STEEL CORPORATION) 26 janvier 2000 (2000-01-26) * alinéa [0023]; revendications 7-10 *	1-30	DOMAINES TECHNIQUES RECHERCHES (IPC) C22C
A	EP 1 099 769 A (USINOR CONSULTANTS; USINOR) 16 mai 2001 (2001-05-16) * abrégé *	1-30	
A	EP 1 559 798 A (KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO ; SHINSHU TLO CO. LTD) 3 août 2005 (2005-08-03) * abrégé *	1-30	
2 Le présent rapport a été établi pour toutes les revendications			
Lieu de la recherche Munich		Date d'achèvement de la recherche 16 novembre 2005	Examineur Rolle, S
CATEGORIE DES DOCUMENTS CITES 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		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	

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

EP 05 29 1675

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.

16-11-2005

Document brevet cité au rapport de recherche	Date de publication	Membre(s) de la famille de brevet(s)	Date de publication
WO 2004063410 A	29-07-2004	CA 2513298 A1	29-07-2004
		EP 1587966 A1	26-10-2005
EP 1375820 A	02-01-2004	CA 2441130 A1	19-09-2002
		CN 1529787 A	15-09-2004
		WO 02073001 A1	19-09-2002
		NO 20033972 A	07-11-2003
		US 2004035576 A1	26-02-2004
JP 2001152254 A	05-06-2001	AUCUN	
EP 0974677 A	26-01-2000	AU 716203 B2	24-02-2000
		AU 5576798 A	18-08-1998
		CA 2278841 A1	30-07-1998
		CN 1246161 A	01-03-2000
		WO 9832889 A1	30-07-1998
		US 6544354 B1	08-04-2003
EP 1099769 A	16-05-2001	AT 262046 T	15-04-2004
		BR 0005331 A	03-07-2001
		CA 2325892 A1	12-05-2001
		DE 60009002 D1	22-04-2004
		DE 60009002 T2	03-03-2005
		ES 2216840 T3	01-11-2004
		FR 2801061 A1	18-05-2001
		PT 1099769 T	30-06-2004
		US 6475308 B1	05-11-2002
EP 1559798 A	03-08-2005	US 2005161134 A1	28-07-2005

EPO FORM P0460

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