



(11) EP 2 155 915 B2

(12) **NOUVEAU FASCICULE DE BREVET EUROPEEN**
Après la procédure d'opposition

(45) Date de publication et mention de la décision concernant l'opposition:
27.04.2022 Bulletin 2022/17

(51) Classification Internationale des Brevets (IPC):
C21D 8/02 (2006.01) **C21D 9/46 (2006.01)**
C22C 38/04 (2006.01) **C22C 38/02 (2006.01)**
C22C 38/06 (2006.01) **C22C 38/12 (2006.01)**

(45) Mention de la délivrance du brevet:
25.10.2017 Bulletin 2017/43

(52) Classification Coopérative des Brevets (CPC):
C21D 9/46; B22D 11/001; C21D 8/02;
C21D 8/0205; C21D 8/0226; C21D 8/0236;
C21D 9/52; C22C 38/001; C22C 38/002;
C22C 38/02; C22C 38/04; C22C 38/06;
C22C 38/12; C22C 38/14; C22C 38/22; (Cont.)

(21) Numéro de dépôt: **08805523.1**

(22) Date de dépôt: **28.04.2008**

(86) Numéro de dépôt international:
PCT/FR2008/000609

(87) Numéro de publication internationale:
WO 2008/145871 (04.12.2008 Gazette 2008/49)

(54) PROCÉDÉ DE FABRICATION DE TÔLES D'ACIER LAMINÉES À FROID ET RECUITES À TRÈS HAUTE RÉSISTANCE, ET TÔLES AINSI PRODUITES

VERFAHREN ZUR HERSTELLUNG KALTGEWALZTER UND GEGLÜHTER STAHLBLECHE VON SEHR HOHER FESTIGKEIT UND IN DIESEM VERFAHREN HERGESTELLTE BLECHE

PROCESS FOR MANUFACTURING COLD-ROLLED AND ANNEALED STEEL SHEETS WITH VERY HIGH STRENGTH, AND SHEETS THUS PRODUCED

(84) Etats contractants désignés:
AT BE BG CH CY CZ DE DK EE ES FI FR GB GR HR HU IE IS IT LI LT LU LV MC MT NL NO PL PT RO SE SI SK TR

(30) Priorité: **11.05.2007 PCT/FR2007/290598**

(43) Date de publication de la demande:
24.02.2010 Bulletin 2010/08

(73) Titulaire: **ArcelorMittal**
1160 Luxembourg (LU)

(72) Inventeurs:

- **GIL OTIN, Javier**
CP28001 Madrid (ES)
- **MOULIN, Antoine**
F-57140 Woippy (FR)

(74) Mandataire: **Lavoix et al**
2, place d'Estienne d'Orves
75441 Paris Cedex 09 (FR)

(56) Documents cités:

EP-A- 1 559 789	EP-A1- 1 676 932
JP-A- 9 025 538	JP-A- 9 263 838
JP-A- 10 280 090	JP-A- 2000 080 440
JP-A- 2004 190 050	

- **SUGIMOTO et al.: ISIJ International, vol. 40, no. 9, 2000, pages 902-908,**
- **IMOSE: "Heating and cooling technology in the continuous annealing", Transactions ISIU, vol. 25, 1985, pages 911-932,**

(52) Classification Coopérative des Brevets (CPC):

(Cont.)

C22C 38/28; C22C 38/32; C22C 38/38; C23G 1/08

Description

[0001] L'invention concerne la fabrication de tôles minces laminées à froid et recuites d'acières présentant une résistance supérieure à 1200 MPa et un allongement à rupture supérieur à 8%. Le secteur automobile et l'industrie générale constituent notamment des domaines d'application de ces tôles d'acières.

[0002] Il existe en particulier dans l'industrie automobile un besoin continu d'allègement des véhicules et d'accroissement de la sécurité. On a proposé successivement différentes familles d'acières pour répondre à ce besoin de résistance accrue : on a tout d'abord proposé des aciers comportant des éléments de micro-alliage. Leur durcissement est dû à la précipitation de ces éléments et à l'affinement de la taille de grains. On a ensuite assisté au développement d'acières « Dual-Phase » où la présence de martensite, constituant d'une grande dureté, au sein d'une matrice ferritique plus douce, permet d'obtenir une résistance supérieure à 450MPa associée à une bonne aptitude au formage à froid.

[0003] Afin d'accroître encore la résistance, on a développé des aciers présentant un comportement « TRIP » (Transformation Induced Plasticity) avec des combinaisons de propriétés (résistance-aptitude à la déformation) très avantageuses : ces propriétés sont liées à la structure de ces aciers constituée d'une matrice ferritique comportant de la bainite et de l'austénite résiduelle. La présence de ce dernier constituant confère une ductilité élevée à une tôle non déformée. Sous l'effet d'une déformation ultérieure, par exemple lors d'une sollicitation uniaxiale, l'austénite résiduelle d'une pièce en acier TRIP se transforme progressivement en martensite, ce qui se traduit par une consolidation importante et retarde l'apparition d'une déformation localisée.

[0004] Des tôles d'acières Dual Phase ou TRIP ont été proposées, avec un niveau de résistance maximal de l'ordre de 1000MPa. L'obtention de niveaux de résistance significativement supérieurs, par exemple 1200-1400MPa se heurte à différentes difficultés :

- L'accroissement de résistance mécanique nécessite une analyse chimique nettement plus chargée en éléments d'alliage, au détriment de l'aptitude au soudage de ces aciers.
- On observe un accroissement de la différence de dureté entre la matrice ferritique et les constituants durcissants : ceci a pour conséquence une concentration locale des contraintes et des déformations et un endommagement plus précoce, comme en témoigne la baisse de l'allongement.
- On observe également un accroissement de la fraction des constituants durcissants au sein de la matrice ferritique : dans ce cas, les îlots, initialement isolés et de petite taille lorsque la résistance est faible, deviennent progressivement connexes et forment des constituants de grande taille qui favorisent là encore un endommagement précoce.

[0005] Les possibilités d'obtenir simultanément de très hauts niveaux de résistance et certaines autres propriétés d'usage au moyen d'acières TRIP ou à microstructure Dual Phase, semblent ainsi limitées. Pour atteindre une résistance encore plus élevée, c'est à dire un niveau supérieur à 800-1000 MPa, on a développé des aciers dits « multiphasés » à structure majoritairement bainitique. Dans l'industrie automobile ou dans l'industrie générale, des tôles d'acières multiphasés de moyenne épaisseur sont utilisées avec profit pour des pièces structurales telles que traverses de pare-chocs, montants, renforts divers.

[0006] En particulier, dans le domaine des tôles d'acier multiphasés laminées à froid de plus de 980MPa, le brevet EP1559798 décrit la fabrication d'acières de composition : 0,10-0,25% C, 1,0-2,0% Si, 1,5-3%Mn, la microstructure étant constituée d'au moins 60% de ferrite bainitique et d'au moins 5% d'austénite résiduelle, la ferrite polygonale étant inférieure à 20%. Les exemples de réalisation présentés dans ce document montrent que la résistance ne dépasse pas 1200MPa.

[0007] Le brevet EP 1589126 décrit également la fabrication de tôles minces laminées à froid, dont le produit (résistance x allongement) est supérieur à 20000 MPa%. La composition des aciers contient : 0,10-0,28%C, 1,0-2,0%Si, 1-3%Mn, moins de 0,10%Nb. La structure est constituée de plus de 50% de ferrite bainitique, de 5 à 20% d'austénite résiduelle, et de moins de 30% de ferrite polygonale. Là encore, les exemples présentés montrent que la résistance est encore inférieure à 1200MPa. JP10280090 décrit une tôle d'acier et le procédé de fabrication de tôles d'acier laminée à froid à très haute résistance, la tôle comprenant en poids entre 0.13-0.20% C, ≤0.6% Si, 1.8-2.8% Mn, ≤0.02% P, ≤0.015% S, 0.005-0.1% Al, ≤0.0060% N, et éventuellement 0.01-0.15% Mo et 0.0005-0.0020% B, le reste étant du fer et des impuretés résiduelles inévitables. La microstructure dudit acier comprenant bainite et martensite. La microstructure peut être atteinte par le contrôle à laminage à chaud, bobinage, décapage, laminage à froid, traitement thermique ; la tôle d'acier sera de résistance à la traction de environ 780-1470 MPa. La présente invention vise à résoudre les problèmes évoqués ci-dessus. Elle vise à mettre à disposition une tôle d'acier mince laminée à froid et recuite présentant une résistance mécanique supérieure à 1200 MPa conjointement avec un allongement à rupture supérieur à 8% et une bonne aptitude au formage à froid. L'invention vise également à mettre à disposition un acier peu sensible à l'endommagement lors de la découpe par un procédé mécanique.

[0008] Par ailleurs, l'invention vise à mettre à disposition un procédé de fabrication de tôles minces dont de faibles variations des paramètres n'entraînent pas de modifications importantes de la microstructure ou des propriétés méca-

niques. L'invention vise également à mettre à disposition une tôle d'acier aisément fabricable par laminage à froid, c'est à dire dont la dureté après l'étape de laminage à chaud est limitée de telle sorte que les efforts de laminage restent modérés lors de l'étape de laminage à froid.

[0009] Elle vise également à disposer d'une tôle d'acier mince apte au dépôt éventuel d'un revêtement métallique selon les procédés usuels.

[0010] Elle vise également à disposer d'une tôle d'acier peu sensible à un endommagement par découpe et apte à l'expansion de trou.

[0011] Elle vise encore à disposer d'un acier présentant une bonne aptitude au soudage au moyen des procédés d'assemblage usuels tels que le soudage par résistance par points.

[0012] Dans ce but, l'invention a pour objet une tôle selon l'une des revendications 1 à 3.

[0013] Selon un mode particulier, la composition comprend : $0,19\% \leq C \leq 0,23\%$ Selon un mode préféré, la composition comprend : $1,5\% \leq Mn \leq 2,5\%$ Préférentiellement, la composition comprend : $1,2\% \leq Si \leq 1,8\%$ A titre préféré, la composition comprend : $1,2\% \leq Al \leq 1,8\%$ Selon un mode particulier, la composition comprend : $0,05\% \leq V \leq 0,15\%$ $0,004 \leq N \leq 0,008\%$.

[0014] A titre préférentiel, la composition comprend : $0,12\% \leq V \leq 0,15\%$ Selon un mode préféré, la composition comprend : $0,0005 \leq B \leq 0,003\%$.

[0015] Préférentiellement, la taille moyenne des îlots de martensite et d'austénite résiduelle est inférieure à 1 micromètre, la distance moyenne entre les îlots étant inférieure à 6 micromètres.

[0016] L'invention a également pour objet un procédé de fabrication d'une tôle d'acier laminée à froid de résistance supérieure à 1200 MPa, d'allongement à rupture supérieur à 10%, selon lequel on approvisionne un acier de composition : $0,10\% \leq C \leq 0,25\%$, $1\% \leq Mn \leq 3\%$, $Al \geq 0,010\%$, $Si \leq 2,990\%$, étant entendu que $1\% \leq Si+Al \leq 3\%$, $S \leq 0,015\%$, $P \leq 0,1\%$, $N \leq 0,008\%$, $Mo < 0,005\%$, $Cr < 0,005\%$, $B=0$, la composition comprenant éventuellement : $0,05\% \leq V \leq 0,15\%$, Ti en quantité telle que $Ti/N \geq 4$ et que $Ti \leq 0,040\%$. On procède à la coulée d'un demi-produit à partir de cet acier, puis on porte le demi-produit à une température supérieure à $1150^{\circ}C$ et on lamine à chaud le demi-produit pour obtenir une tôle laminée à chaud. On bobine et on décape la tôle, puis on lamine à froid celle-ci avec un taux de réduction compris entre 30 et 80% de façon à obtenir une tôle laminée à froid. On réchauffe la tôle laminée à froid à une vitesse V_c comprise entre 5 et $15^{\circ}C/s$ jusqu'à une température T_1 comprise entre $Ac3$ et $Ac3+20^{\circ}C$, pendant un temps t_1 compris entre 50 et 150s puis on refroidit la tôle à une vitesse V_{R1} supérieure à $40^{\circ}C/s$ et inférieure à $100^{\circ}C/s$ jusqu'à une température T_2 comprise entre ($M_s - 30^{\circ}C$ et $M_s + 30^{\circ}C$). On maintient la tôle à ladite température T_2 pendant un temps t_2 compris entre 150 et 350s puis on effectue un refroidissement à une vitesse V_{R2} inférieure à $30^{\circ}C/s$ jusqu'à la température ambiante. L'invention a également pour objet un procédé de fabrication d'une tôle d'acier laminée à froid de résistance supérieure à 1200 MPa, d'allongement à rupture supérieur à 8%, selon lequel on approvisionne un acier de composition : $0,10\% \leq C \leq 0,25\%$, $1\% \leq Mn \leq 3\%$, $Al \geq 0,010\%$, $Si \leq 2,990\%$, étant entendu que $1\% \leq Si+Al \leq 3\%$, $S \leq 0,015\%$, $P \leq 0,1\%$, $N \leq 0,008\%$, $Mo \leq 0,25\%$, $Cr \leq 1,65\%$, étant entendu que $Cr+(3 \times Mo) \geq 0,3\%$, éventuellement $0,05\% \leq V \leq 0,15\%$, $B \leq 0,005\%$, Ti en quantité telle que $Ti/N \geq 4$ et que $Ti \leq 0,040\%$. On procède à la coulée d'un demi-produit à partir de cet acier, on porte le demi-produit à une température supérieure à $1150^{\circ}C$, puis on lamine à chaud le demi-produit pour obtenir une tôle laminée à chaud. On bobine la tôle, on décape celle-ci, puis on lamine à froid la tôle avec un taux de réduction compris entre 30 et 80% de façon à obtenir une tôle laminée à froid. On réchauffe la tôle laminée à froid à une vitesse V_c comprise entre 5 et $15^{\circ}C/s$ jusqu'à une température T_1 comprise entre $Ac3$ et $Ac3+20^{\circ}C$, pendant un temps t_1 compris entre 50 et 150s puis on refroidit celle-ci à une vitesse V_{R1} supérieure à $25^{\circ}C/s$ et inférieure à $100^{\circ}C/s$ jusqu'à une température T_2 comprise entre B_s et ($M_s - 20^{\circ}C$) On maintient la tôle à la température T_2 pendant un temps t_2 compris entre 150 et 350s puis on effectue un refroidissement à une vitesse V_{R2} inférieure à $30^{\circ}C/s$ jusqu'à la température ambiante.

[0017] La température T_1 est préférentiellement comprise entre $Ac3+10^{\circ}C$ et $Ac3+20^{\circ}C$.

[0018] L'invention a également pour objet l'utilisation d'une tôle d'acier laminée à froid et recuite selon l'un des modes ci-dessus, ou fabriquée par un procédé selon l'un des modes ci-dessus, pour la fabrication de pièces de structure ou d'éléments de renfort, dans le domaine automobile.

[0019] D'autres caractéristiques et avantages de l'invention apparaîtront au cours de la description ci-dessous, donnée à titre d'exemple et faite en référence aux figures annexées ci-jointes :

- La figure 1 présente un exemple de structure d'une tôle d'acier selon l'invention, la structure étant révélée par réactif LePera.
- La figure 2 présente un exemple de structure d'une tôle d'acier selon l'invention, la structure étant révélée par réactif Nital.

[0020] Les inventeurs ont mis en évidence que des problèmes ci-dessus étaient résolus lorsque la tôle d'acier mince laminée à froid et recuite présentait une microstructure bainitique, avec en complément des îlots de martensite et d'austénite résiduelle, ou îlots « M-A ». Pour les aciers dont la résistance est la plus élevée, supérieure à 1600MPa, la

microstructure comporte une quantité plus importante de martensite et d'austénite résiduelle.

[0021] En ce qui concerne la composition chimique de l'acier, le carbone joue un rôle très important sur la formation de la microstructure et sur les propriétés mécaniques : en liaison d'autres éléments de la composition (Cr, Mo, Mn) et avec le traitement thermique de recuit après laminage à froid, il augmente la trempabilité et permet d'obtenir une transformation bainitique. Les teneurs en carbone selon l'invention conduisent également à la formation d'îlots de martensite et d'austénite résiduelle dont la quantité, la morphologie, la composition permettent d'obtenir les propriétés visées ci-dessus.

[0022] Le carbone retarde également la formation de la ferrite pro-eutectoïde après traitement thermique de recuit après laminage à froid: dans le cas contraire, la présence de cette phase de faible dureté provoquerait un endommagement local trop important à l'interface avec la matrice dont la dureté est plus élevée. La présence de ferrite proeutectoïde issue du recuit doit donc être évitée pour obtenir des niveaux élevés de résistance mécanique.

[0023] Selon l'invention, la teneur en carbone est comprise entre 0,10 et 0,25% en poids: Au dessous de 0,10%, une résistance suffisante ne peut pas être obtenue et la stabilité de l'austénite résiduelle n'est pas satisfaisante. Au delà de 0,25%, la soudabilité est réduite en raison de la formation de microstructures de trempe dans la Zone Affectée par la Chaleur.

[0024] Selon un mode préféré, la teneur en carbone est comprise entre 0,19 et 0,23% : au sein de cette plage, la soudabilité est très satisfaisante, et la quantité, la stabilité et la morphologie des îlots M-A sont particulièrement adaptées pour obtenir un couple favorable de propriétés mécaniques (résistance-allongement)

[0025] En quantité comprise entre 1 et 3% en poids, une addition de manganèse, élément à caractère gammagène, permet d'éviter la formation de ferrite proeutectoïde lors du refroidissement au recuit après laminage à froid. Le manganèse contribue également à désoxyder l'acier lors de l'élaboration en phase liquide. L'addition de manganèse participe également à un durcissement efficace en solution solide et à l'obtention d'une résistance accrue. Préférentiellement, le manganèse est compris entre 1,5 et 2,5% de façon à ce que ces effets soient obtenus, et ce sans risque de formation de structure en bandes néfaste.

[0026] Le silicium et l'aluminium jouent de façon conjointe un rôle important selon l'invention.

[0027] Le silicium retarde la précipitation de la cémentite lors du refroidissement à partir de l'austénite après recuit. Une addition de silicium selon l'invention contribue donc à stabiliser une quantité suffisante d'austénite résiduelle sous forme d'îlots qui se transforment ultérieurement et progressivement en martensite sous l'effet d'une déformation. Une autre partie de l'austénite se transforme directement en martensite lors du refroidissement après recuit. L'aluminium est un élément très efficace pour la désoxydation de l'acier. A ce titre, sa teneur est supérieure ou égale à 0,010%. Comme le silicium, il stabilise l'austénite résiduelle.

[0028] Les effets de l'aluminium et du silicium sur la stabilisation de l'austénite sont voisins ; lorsque les teneurs en silicium et en aluminium sont telles que : $1\% \leq Si + Al \leq 3\%$, une stabilisation satisfaisante de l'austénite est obtenue, ce qui permet de former les microstructures recherchées tout en conservant des propriétés d'usage satisfaisantes. Compte tenu du fait que la teneur minimale en aluminium est de 0,010%, la teneur en silicium est inférieure ou égale à 2,990%.

[0029] La teneur en silicium est de préférence comprise entre 1,2 et 1,8% pour stabiliser une quantité d'austénite résiduelle suffisante et pour éviter une oxydation intergranulaire lors de l'étape de bobinage à chaud précédant le laminage à froid. On évite aussi de la sorte la formation d'oxydes fortement adhérents et l'apparition éventuelle de défauts de surface conduisant notamment à un manque de mouillabilité dans les opérations de galvanisation au trempé.

[0030] Ces effets sont également obtenus lorsque la teneur en aluminium est de préférence comprise entre 1,2 et 1,8%. A teneur équivalente, les effets de l'aluminium sont en effet semblables à ceux exposés ci-dessus pour le silicium, mais le risque d'apparition de défauts superficiels est cependant moindre.

[0031] Les aciers selon l'invention comportent éventuellement du molybdène et/ou du chrome : le molybdène augmente la trempabilité, évite la formation de ferrite pro-eutectoïde et affine efficacement la microstructure bainitique. Cependant, une teneur supérieure à 0,25% en poids augmente le risque de former une microstructure majoritairement martensitaire au détriment de la formation de bainite.

[0032] Le chrome contribue également à éviter la formation de ferrite pro-eutectoïde et à l'affinement de la microstructure bainitique. Au delà de 1,65%, le risque d'obtenir une structure majoritairement martensitaire est important. Comparé au molybdène, son effet est cependant moins marqué ; selon l'invention, les teneurs en chrome et en molybdène sont telles que : $Cr + (3 \times Mo) \geq 0,3\%$. Les coefficients du chrome et du molybdène dans cette relation traduisent leur influence sur la trempabilité, en particulier l'aptitude respective de ces éléments à éviter la formation de ferrite pro-eutectoïde dans les conditions de refroidissement particulières de l'invention.

[0033] Selon un mode économique, l'acier peut comporter des teneurs en molybdène et en chrome très faibles ou nulles, c'est à dire des teneurs inférieures à 0,005% en poids pour ces deux éléments, et 0% de bore.

[0034] Pour obtenir une résistance supérieure à 1400MPa, l'addition de chrome et/ou de molybdène est requise, dans des quantités mentionnées ci-dessus. Lorsque la teneur en soufre est supérieure à 0,015%, l'aptitude à la mise en forme est réduite en raison de la présence excessive de sulfures de manganèse.

[0035] La teneur en phosphore est limitée à 0,1% de façon à maintenir une ductilité à chaud suffisante.

[0036] La teneur en azote est limitée à 0,008% pour éviter un vieillissement éventuel.

[0037] L'acier selon l'invention contient éventuellement du vanadium en quantité comprise entre 0,05 et 0,15%. En particulier, lorsque la teneur en azote est comprise conjointement entre 0,004 et 0,008%, la précipitation du vanadium peut intervenir lors du recuit après laminage à froid sous forme de fins carbonitrides qui confèrent un durcissement supplémentaire.

[0038] Lorsque la teneur en vanadium est comprise entre 0,12 et 0,15% en poids, l'allongement uniforme ou à rupture est particulièrement augmenté.

[0039] L'acier peut éventuellement comprendre du bore en quantité inférieure ou égale à 0,005%. Selon un mode préféré, l'acier contient préférentiellement entre 0,0005 et 0,003% de bore, ce qui contribue à la suppression de la ferrite pro-eutectoïde en présence de chrome et/ou de molybdène. En complément des autres éléments d'addition, l'ajout de bore en quantité mentionnée ci-dessus permet d'obtenir une résistance supérieure à 1400 MPa.

[0040] L'acier peut éventuellement comprendre du titane en quantité telle que $Ti/N \geq 4$ et que $Ti \leq 0,040\%$, ce qui permet la formation de carbonitrides de titane et augmente le durcissement.

[0041] Le reste de la composition est constitué d'impuretés inévitables résultant de l'élaboration. Les teneurs de ces impuretés, telles que Sn, Sb, As, sont inférieures à 0,005%.

[0042] Selon un mode de réalisation de l'invention destiné à la fabrication de tôles d'acier de résistance supérieure à 1200MPa, la microstructure de l'acier est composée de 65 à 90% de bainite, ces teneurs se référant à des pourcentages surfaciques, le solde est constitué d'ilots de martensite et d'austénite résiduelle (îlots de composés M-A)

[0043] Cette structure en majorité bainitique, ne comportant pas de ferrite proeutectoïde de faible dureté, présente une capacité d'allongement à rupture supérieure à 10%.

[0044] Selon l'invention, les îlots M-A régulièrement dispersés dans la matrice ont une taille moyenne inférieure à 1 micromètre.

[0045] La figure 1 présente un exemple de microstructure d'une tôle d'acier selon l'invention. La morphologie des îlots M-A a été révélée au moyen de réactifs chimiques appropriés : après attaque, les îlots M-A apparaissent en blanc sur une matrice bainitique plus ou moins sombre. Certains îlots de petite taille sont localisés entre les lattes de ferrite bainitique. On observe les îlots à des grandissements allant de 500 à 1500x environ sur une surface statistiquement représentative et on mesure grâce à un logiciel d'analyse d'images la taille moyenne des îlots ainsi que la distance moyenne entre ces îlots. Dans le cas de la figure 1, le pourcentage surfacique des îlots est de 12% et la taille moyenne des îlots M-A est inférieure à 1 micromètre.

[0046] On a mis en évidence qu'une morphologie spécifique des îlots M-A était à rechercher particulièrement : lorsque la taille moyenne des îlots est inférieure à 1 micromètre et lorsque la distance moyenne entre ces îlots est inférieure à 6 micromètres, on obtient simultanément les effets suivants :

- un endommagement limité en raison de l'absence d'amorçage de la rupture sur des îlots M-A de grande taille
- un durcissement significatif en raison de la proximité de nombreux constituants M-A de faible taille

[0047] Selon un autre mode de réalisation de l'invention destiné à la fabrication de tôles d'acier de résistance supérieure à 1400MPa et d'allongement à rupture supérieur à 8%, la microstructure est composée de 45 à 65% de bainite, le solde étant constitué d'ilots de martensite et d'austénite résiduelle.

[0048] Selon un autre mode de réalisation de l'invention destiné à la fabrication de tôles d'acier de résistance supérieure à 1600MPa et d'allongement à rupture supérieur à 8%, la microstructure est composée de 15 à 45% de bainite, le solde étant constitué de martensite et d'austénite résiduelle.

[0049] La mise en oeuvre du procédé de fabrication d'une tôle mince laminée à froid et recuite 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.

[0050] Les demi-produits coulés sont tout d'abord portés à une température supérieure à 1150°C pour atteindre en tout point une température favorable aux déformations élevées que va subir l'acier lors du laminage. 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 1150°C peut se faire directement après coulée si bien qu'une étape de réchauffage intermédiaire n'est pas nécessaire dans ce cas.

[0051] On lamine à chaud le demi-produit. Un avantage de l'invention est que les caractéristiques finales et la microstructure de la tôle laminée à froid et recuite sont relativement peu dépendantes de la température de fin de laminage et

du refroidissement suivant le laminage à chaud.

[0052] On bobine ensuite la tôle à chaud. La température de bobinage est préférentiellement inférieure à 550°C pour limiter la dureté de la tôle laminée à chaud et l'oxydation intergranulaire en surface. Une dureté trop importante de la tôle laminée à chaud conduit à des efforts excessifs lors du laminage ultérieur à froid ainsi éventuellement qu'à des défauts en rives.

[0053] On décape ensuite 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 en réduisant l'épaisseur de la tôle laminée à chaud de 30 à 80%.

[0054] On effectue ensuite un traitement thermique de recuit, préférentiellement par un recuit en continu, qui comporte les phases suivantes :

- Une phase de chauffage avec une vitesse V_c comprise entre 5 et 15°C/s. jusqu'à une température T_1 . Lorsque V_c est supérieure à 15°C/s, la recristallisation de la tôle écrouie par le laminage à froid peut ne pas être totale. Une valeur minimale de 5°C/s est requise pour la productivité. Une vitesse V_c comprise entre 5 et 15°C/s permet d'obtenir une taille de grain d'austénite particulièrement adaptée à la microstructure finale désirée.

[0055] La température T_1 est comprise entre A_{c3} et $A_{c3}+20^\circ\text{C}$, la température A_{c3} correspondant à la transformation totale en austénite lors du chauffage. A_{c3} dépend de la composition de l'acier et de la vitesse de chauffage et peut être déterminée par exemple par dilatométrie. L'austénitisation totale permet de limiter la formation ultérieure de ferrite proeutectoïde. Il est important que la température T_1 soit inférieure à $A_{c3}+20^\circ\text{C}$ dans le but d'éviter un grossissement exagéré du grain austénitique. Au sein de cette plage ($A_{c3}-A_{c3}+20^\circ\text{C}$), les caractéristiques du produit final sont peu sensibles à une variation de température T_1 .

[0056] Très préférentiellement, la température T_1 est comprise entre $A_{c3}+10^\circ\text{C}$ et $A_{c3}+20^\circ\text{C}$. Dans ces conditions, les inventeurs ont mis en évidence que la taille de grain austénitique est plus homogène et plus fine, ce qui conduit par la suite à la formation d'une microstructure finale présentant elle aussi ces caractéristiques.

- Un maintien à la température T_1 pendant un temps t_1 compris entre 50s et 150s. Cette étape conduit à une homogénéisation de l'austénite.

[0057] L'étape suivante du procédé dépend de la teneur en chrome et en molybdène de l'acier :

- Lorsque l'acier ne comporte pratiquement pas de chrome, de molybdène et de bore, c'est à dire lorsque Cr<0,005%, Mo<0,005%, B=0%, on effectue un refroidissement avec une vitesse V_{R1} supérieure à 40°C/s et inférieure à 100°C/s jusqu'à une température T_2 comprise entre $M_s-30^\circ\text{C}$ et $M_s+30^\circ\text{C}$. Pour ces conditions de vitesse de refroidissement, la diffusion du carbone dans l'austénite est limitée. Cet effet est saturé au delà de 100°C/s. Un maintien est réalisé à cette température T_2 pendant un temps t_2 compris entre 150 et 350s. M_s désigne la température de début de transformation martensitique. Cette température dépend de la composition de l'acier mis en oeuvre et peut être déterminée par exemple par dilatométrie. Ces conditions permettent d'éviter la formation de ferrite proeutectoïde lors du refroidissement. On obtient également dans ces conditions une transformation bainitique de la plus grande partie de l'austénite. La fraction restante est transformée en martensite ou est éventuellement stabilisée sous forme d'austénite résiduelle.
- Lorsque l'acier comporte une teneur en chrome et en molybdène telles que Mo ≤ 0,25%, Cr ≤ 1,65%, et Cr+(3 x Mo) ≥ 0,3%, on effectue un refroidissement avec une vitesse V_{R1} supérieure à 25°C/s et inférieure à 100°C/s jusqu'à une température T_2 comprise entre (B_s et $M_s-20^\circ\text{C}$) Un maintien est réalisé à cette température T_2 pendant un temps t_2 compris entre 150 et 350s. B_s désigne la température de début de transformation bainitique. Ces conditions permettent d'obtenir les mêmes caractéristiques microstructurales que ci-dessus. L'addition de chrome et/ou de molybdène permet en particulier de garantir que la formation de ferrite proeutectoïde n'intervient pas. Dans les limites de vitesses de refroidissement V_{R1} selon l'invention, les caractéristiques finales du produit sont relativement peu sensibles à une variation de cette vitesse V_{R1} .
- L'étape suivante du procédé est identique, que le produit comporte ou non du chrome et/ou du molybdène : on effectue un refroidissement à une vitesse V_{R2} inférieure à 30°C /s jusqu'à la température ambiante. En particulier, lorsque la température T_2 est peu élevée au sein des plages selon l'invention, le refroidissement à une vitesse V_{R2} inférieure à 30°C /s provoque un revenu des îlots de martensite nouvellement formée, ce qui est favorable en termes de propriétés d'usage.

Exemple :

[0058] On a élaboré des aciers dont la composition figure au tableau ci-dessous, exprimée en pourcentage pondéral.

EP 2 155 915 B2

Outre les aciers I-1 à I-5 ayant servi à la fabrication de tôles selon l'invention, on a indiqué à titre de comparaison la composition d'aciers R-1 à R-5 ayant servi à la fabrication de tôles de référence.

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

Tableau 1 Compositions d'acières (% poids). I= Selon l'invention. R= référence Valeurs soulignées : Non conforme à l'invention.

Acier	C (%)	Mn (%)	Si (%)	Al (%)	Si+Al (%)	Mo (%)	Cr (%)	Cr+(3xMo) (%)	S (%)	P (%)	V (%)	Ti (%)	B (%)	N (%)
I-1	0,19	2	1,5	0,040	1,54	-	-	-	0,003	0,015	-	-	-	0,004
I-2	0,2	2	1,5	0,040	1,54	0,25	-	0,75	0,003	0,015	-	-	-	0,004
I-3	0,19	2	1,5	0,040	1,54	0,14	0,34	0,76	0,003	0,015	-	-	-	0,004
I-4	0,2	2	1,5	0,040	1,54	0,25	-	0,75	0,003	0,015	-	0,020	0,0038	0,004
I-5	0,2	2	1,5	0,040	1,54	0,25	-	0,75	0,003	0,015	0,15	0,020	0,0038	0,004
R-1	0,110	2,2	0,347	0,031	<u>0,378</u>	0,13	0,4	0,79	0,003	0,015	-	0,027	-	0,004
R-2	<u>0,038</u>	<u>0,212</u>	0,036	0,053	<u>0,089</u>	<u>1,1</u>	<u>0,21</u>	<u>3,51</u>	0,003	0,015	-	0,002	-	0,004
R-3	<u>0,035</u>	<u>0,21</u>	0,035	0,054	<u>0,089</u>	<u>0,5</u>	<u>0,034</u>	<u>1,534</u>	0,003	0,015	-	0,002	-	0,004
R4	0,19	1,3	0,25	0,040	0,29	-	0,18	0,18	0,003	0,015	-	0,003	0,006	
R-5	0,148	1,925	0,214	0,024	<u>0,238</u>	-	0,19	0,19	0,002	0,012	-	0,024	-	0,005

[0059] La composition de l'acier I-1 n'est pas conforme aux revendications 1 à 3.

[0060] Des demi-produits correspondant aux compositions ci-dessus ont été réchauffés à 1200°C, laminés à chaud jusqu'à une épaisseur de 3 mm et bobinés à une température inférieure à 550°C. Les tôles ont été ensuite laminées à froid jusqu'à une épaisseur de 0,9 mm soit un taux de réduction de 70%. A partir d'une même composition, certains aciers ont fait l'objet de différentes conditions de fabrication. Les références I1-a, I1-b et I1-c, I1-d désignent par exemple quatre tôles d'acières fabriquées selon des conditions différentes à partir de la composition d'acier I1. Le tableau 2 indique les conditions de fabrication des tôles recuites après laminage à froid. La vitesse de réchauffage V_c est de 10°C/s dans tous les cas.

[0061] Les températures de transformation A_{c3} , B_s et M_s ont été également portées au tableau 2.

[0062] On a également indiqué les différents constituants microstructuraux mesurés par microscopie quantitative : fraction surfacique de bainite, martensite et d'austénite résiduelle.

[0063] Les îlots M-A ont été mis en évidence par le réactif de LePera. Leur morphologie a été examinée au moyen d'un logiciel d'analyse d'images Scion®.

Tableau 2 : Conditions de fabrication et microstructure des tôles laminées à chaud obtenues. I= Selon l'invention.

R= référence Valeurs soulignées : Non conformes à l'invention.

Tôle d'acier	T_1 (°C)	$Ac3$ (°C)	t_1 (s)	V_{R1} (°C/s)	T_2 (°C)	B_s (°C)	M_s (°C)	t_2 (s)	V_{R2} (°C/s)
I1-a	850	830	100	54	350	600	380	200	15
I1-b	<u>800</u>	830	100	54	400	600	380	200	15
I1-c	<u>825</u>	830	100	54	400	600	380	200	15
I1-d	850	830	100	54	<u>450</u>	600	380	200	15
I2-a	850	830	100	54	400	<u>575</u>	375	200	15
I2-b	850	830	120	54	400	<u>575</u>	375	240	15
I2-c	850	830	95	<u>22</u>	400	<u>575</u>	375	200	5
I3-a	850	830	100	54	400	<u>565</u>	395	200	15
I3-b	850	830	100	65	<u>350</u>	<u>565</u>	395	200	15
I4	850	830	100	54	400	<u>575</u>	375	200	15
I5	850	830	100	54	400	<u>575</u>	375	200	15
R1	850	845	100	54	<u>400</u>	520	425	200	15
R2	<u>800</u>	930	60	<u>20</u>	<u>460</u>	695	510	<u>20</u>	15
R3	<u>800</u>	915	60	<u>20</u>	<u>460</u>	760	520	<u>20</u>	15
R4	850	845	<u>300</u>	<u>20</u>	460	650	425	<u>20</u>	15
R5	<u>800</u>	900	60	<u>20</u>	460	605	425	<u>60</u>	20

[0064] Les propriétés mécaniques de traction obtenues (limite d'élasticité Re , résistance Rm , allongement uniforme Au , allongement à rupture At) ont été portées au tableau 3 ci-dessous. Le rapport Re/Rm a été également indiqué.

[0065] Dans certains cas on a déterminé l'énergie de rupture à -40°C à partir d'éprouvettes de résilience du type Charpy V d'épaisseur réduite à 1,4mm. On a également évalué l'endommagement lié à une découpe (cisaillage ou poinçonnage par exemple) qui pourrait éventuellement diminuer les capacités de déformation ultérieure d'une pièce découpée. Dans ce but, on a découpé par cisaillage des éprouvettes de dimension 20×80 mm². Une partie de ces éprouvettes a été ensuite soumise à un polissage des bords. Les éprouvettes ont été revêtues de grilles photodéposées puis soumises à une traction uniaxiale jusqu'à rupture. Les valeurs des déformations principales ϵ_1 parallèles au sens de la sollicitation ont été mesurées au plus près de l'amorçage de la rupture à partir des grilles déformées. Cette mesure a été effectuée sur les éprouvettes à bords découpés mécaniquement et sur les éprouvettes à bords polis. La sensibilité à la découpe est évaluée par le facteur d'endommagement : $\Delta = \epsilon_1(\text{bords découpés}) - \epsilon_1(\text{bords polis}) / \epsilon_1(\text{bords polis})$.

[0066] Pour certaines tôles, on a également évalué l'endommagement au voisinage de bords découpés à partir d'échantillons de 105×105 mm² comportant un trou d'un diamètre initial de 10mm. On mesure l'augmentation relative du diamètre du trou après introduction d'un poinçon conique jusqu'à ce qu'une fissure apparaisse.

Tableau 3 : Propriétés mécaniques des tôles laminées à froid et recuites. Valeurs soulignées : Non conformes à l'invention. Nd : non déterminé

Tôle d'acier	Fraction bainitique (%)	Fraction (MA) (%)	Taille d'îlot (MA)<1 micron et distance moyenne<6 micromètre	R _e (MPa)	R _m (MPa)	A _U (%)	A _t (%)	KCV (-40°C) J/cm ²	Endommagement Δ bords découpés (%)	Expansion (%)
I1-a	89	11	Oui	718	1200	7,5	11,2	63		35
I1-b	43	17	Non	490	<u>1020</u>	15	19			
I1-c	63	17	Oui	500	<u>1040</u>	14	17	<u>36</u>		
I1-d	83	17	Non	550	<u>1100</u>	9	12			
I2-a	88	12	Oui	800	1250	8,8	12,7		-14	
I2-b	90	10	Oui	790	1260	8,2	12			
I2-c	Nd	Nd	Nd	700	1200	7	<u>8,5</u>			40
I3-a	88	12	Oui	750	1200	9,5	12,7			
I3-b	Nd	Nd	Nd	900	1300	9	<u>8</u>			
I4	60	40	Oui	690	1420	8	11,2		-22,5	
I5	45	55	Nd	800	1600	7,5	10			
R1	Nd	Nd	Nd	800	<u>950</u>	4	6			
R2	<u>Ferrite</u>	6	Nd	400	<u>520</u>	10	16			
R3	<u>Ferrite</u>	5	Nd	300	<u>450</u>	16	21			
R4	60	40	Nd	650	<u>950</u>	Nd	<u>4</u>			
R5	<u>Ferrite</u>	17	Oui	404	<u>856</u>	12,4	16		-43	

[0067] Les tôles fabriquées selon les conditions de l'invention (I1-a, I2-a-b, 13-a, 14, 15) présentent une combinaison de propriétés mécaniques particulièrement avantageuse : d'une part une résistance mécanique supérieure à 1200 MPa, d'autre part un allongement à rupture toujours supérieur ou égal à 10%. Les aciers selon l'invention présentent également une énergie de rupture Charpy V à -40°C supérieure à 40 Joules/cm². Ceci permet la fabrication de pièces résistant à

5 la propagation brutale d'un défaut notamment en cas de sollicitations dynamiques. Les microstructures des aciers avec une résistance minimale de 1200MPa et un allongement à rupture minimal de 10% selon l'invention comportent une teneur en bainite comprise entre 65 et 90%, le solde étant constitué d'ilots MA. La figure 1 présente ainsi la microstructure de la tôle d'acier I3a comportant 88% de bainite et 12% d'ilots M-A, révélée par une attaque au réactif LePera. La figure 10 2 présente cette microstructure révélée par une attaque Nital. Dans le cas d'aciers présentant une résistance minimale de 1400MPa et un allongement à rupture minimal de 8%, les aciers selon l'invention présentent une teneur en bainite comprise entre 45 et 65%, le solde étant des îlots M-A. Dans le cas d'aciers présentant une résistance minimale de 1600MPa et un allongement à rupture minimal de 8%, les aciers selon l'invention présentent une teneur en bainite comprise entre 15 et 35%, le solde étant de la martensite et de l'austénite résiduelle. Les tôles d'acier selon l'invention présentent une taille d'ilots M-A inférieure à 1 micromètre, la distance inter-ilots étant inférieure à 6 micromètres.

15 **[0068]** Les aciers selon l'invention présentent également une bonne résistance à l'endommagement en cas de découpe puisque le facteur d'endommagement Δ est limité à -23%. Une tôle d'acier ne présentant pas ces caractéristiques (R5) peut présenter un facteur endommagement de 43%. Les tôles selon l'invention présentent ont une bonne aptitude à l'expansion de trou.

20 **[0069]** Les aciers selon l'invention présentent également une bonne aptitude au soudage homogène : pour des paramètres de soudage adaptés aux épaisseurs rapportés ci-dessus, les joints soudés sont exempts de fissures à froid ou à chaud.

25 **[0070]** Les tôles d'acier I1-b et I1-c ont été recuites à une température T_1 trop faible, la transformation austénitique n'est pas complète. En conséquence la microstructure comporte de la ferrite proeutectoïde (40% pour I1b, 20% pour I1-c) et une teneur excessive en îlots M-A. La résistance mécanique est alors diminuée par la présence de ferrite proeutectoïde.

[0071] Pour la tôle d'acier I1-d, la température de maintien T_2 est supérieure à $Ms+30^\circ C$: la transformation bainitique qui intervient à plus haute température donne naissance à une structure plus grossière et conduit à une résistance mécanique insuffisante.

30 **[0072]** Pour la tôle d'acier I-2c, la vitesse de refroidissement V_{R1} après recuit n'est pas suffisante, la microstructure formée est plus hétérogène et l'allongement à rupture est réduit au dessous de 10%.

[0073] Pour la tôle I-3b, la température de maintien T_2 est inférieure à $Ms-20^\circ C$: en conséquence, le refroidissement V_{R1} provoque l'apparition d'une bainite formée à basse température et de martensite, associées à un allongement insuffisant.

35 **[0074]** L'acier R1 a une teneur en (silicium+aluminium) insuffisante, la température de maintien T_2 est inférieure à $Ms-20^\circ C$. En raison de la teneur insuffisante en (Si+Al), la quantité d'ilots M-A formée est insuffisante pour obtenir une résistance supérieure ou égale à 1200MPa.

[0075] Les aciers R2 et R3 ont des teneurs en carbone, manganèse, silicium+aluminium, insuffisantes. La quantité de composés M-A formés est inférieure à 10%. En outre, la température de recuit T_1 , inférieure à A_{c3} conduit à une teneur excessive en ferrite proeutectoïde et en cémentite, et à une résistance insuffisante.

40 **[0076]** L'acier R4 a une teneur insuffisante en (Si+Al). La vitesse de refroidissement V_{R1} est notamment trop faible. L'enrichissement de l'austénite en carbone au refroidissement est alors insuffisant pour permettre la formation de martensite et pour obtenir les propriétés de résistance et d'allongement visées par l'invention.

[0077] L'acier R5 présente également une teneur insuffisante en (Si+Al). La vitesse de refroidissement insuffisamment rapide après le recuit conduit à une teneur excessive en ferrite proeutectoïde et à une résistance mécanique insuffisante.

45 **[0078]** Partant du procédé de fabrication de la tôle d'acier I2-a, une tôle d'acier I2-d a été fabriquée selon un procédé présentant des caractéristiques identiques, à l'exception de la température T_1 égale à 830°C, soit la température A_{c3} . Dans le cas où T_1 est égale à A_{c3} , l'aptitude à l'expansion de trou conique est de 25%. Quand la température T_1 est égale à 850°C ($A_{c3}+20^\circ C$), l'aptitude à l'expansion est accrue jusqu'à 31%.

50 **[0079]** Ainsi, l'invention permet la fabrication de tôles d'aciers alliant une très haute résistance et une ductilité élevée. Les 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 et de l'industrie générale.

Revendications

- 55 1. Tôle d'acier laminée à froid et recuite de résistance supérieure à 1200 MPa et d'allongement à rupture supérieur à 8%, dont la composition comprend, les teneurs étant exprimées en poids :

0,10% ≤ C ≤ 0,25%

1% ≤ Mn ≤ 3%

Al ≥ 0,010 %

1,2% ≤ Si ≤ 1,8%

5 S ≤ 0,015%

P ≤ 0,1%

N ≤ 0,008%

étant entendu que

1,2% ≤ Si+Al ≤ 3%,

10 Mo ≤ 0,25%

Cr ≤ 1,65%

étant entendu que

Cr+(3 × Mo) ≥ 0,3%,

B=0%

15 la composition comprenant éventuellement :

0,05% ≤ V ≤ 0,15%

Ti en quantité telle que Ti/N ≥ 4 et que Ti ≤ 0,040%,

20 le reste de la composition étant constitué de fer et d'impuretés inévitables résultant de l'élaboration, la microstructure dudit acier comprenant 65 à 90% de bainite, le solde étant constitué d'ilots de martensite et d'austénite résiduelle.

2. Tôle d'acier laminée à froid et recuite de résistance supérieure à 1400 MPa et d'allongement à rupture supérieur à 8%, dont la composition comprend, les teneurs étant exprimées en poids :

25 0,10% ≤ C ≤ 0,25%

1% ≤ Mn ≤ 3%

Al ≥ 0,010 %

1,2% ≤ Si ≤ 1,8%

30 S ≤ 0,015%

P ≤ 0,1%

N ≤ 0,008%

étant entendu que

1,2% ≤ Si+Al ≤ 3%,

Mo ≤ 0,25%

Cr ≤ 1,65%

étant entendu que

Cr+(3 × Mo) ≥ 0,3%,

la composition comprenant éventuellement :

0,05% ≤ V ≤ 0,15%

40 B ≤ 0,005%

Ti en quantité telle que Ti/N ≥ 4 et que Ti ≤ 0,040%,

45 le reste de la composition étant constitué de fer et d'impuretés inévitables résultant de l'élaboration, la microstructure dudit acier comprenant 45 à 65% de bainite, le solde étant constitué d'ilots de martensite et d'austénite résiduelle

3. Tôle d'acier laminée à froid et recuite de résistance supérieure à 1600 MPa et d'allongement à rupture supérieur à 8%, dont la composition comprend, les teneurs étant exprimées en poids :

50 0,10% ≤ C ≤ 0,25%

1% ≤ Mn ≤ 3%

Al ≥ 0,010 %

1,2% ≤ Si ≤ 1,8%

55 S ≤ 0,015%

P ≤ 0,1%

N ≤ 0,008%

étant entendu que

1,2% ≤ Si+Al ≤ 3%,

Mo ≤ 0,25%

$\text{Cr} \leq 1,65\%$

étant entendu que

$\text{Cr} + (3 \times \text{Mo}) \geq 0,3\%$,

$0,0005 \leq \text{B} \leq 0,003\%$

5 la composition comprenant éventuellement :

$0,05\% \leq \text{V} \leq 0,15\%$

Ti en quantité telle que $\text{Ti}/\text{N} \geq 4$ et que $\text{Ti} \leq 0,040\%$,

10 le reste de la composition étant constitué de fer et d'impuretés inévitables résultant de l'élaboration, la microstructure dudit acier comprenant 15 à 45% de bainite, le solde étant constitué de martensite et d'austénite résiduelle.

- 15 4. Tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 1 à 3, **caractérisée en ce que** la composition dudit acier contient, la teneur étant exprimée en poids :

$0,19\% \leq \text{C} \leq 0,23\%$

- 15 5. Tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 1 à 4, **caractérisée en ce que** la composition dudit acier contient, la teneur étant exprimée en poids :

$1,5\% \leq \text{Mn} \leq 2,5\%$

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

$1,2\% \leq \text{Al} \leq 1,8\%$

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

$0,05\% \leq \text{V} \leq 0,15\%$

$0,004 \leq \text{N} \leq 0,008\%$

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

$0,12\% \leq \text{V} \leq 0,15\%$

- 35 9. Tôle d'acier selon l'une quelconque des revendications 1 à 8, **caractérisé en ce que** la taille moyenne desdits îlots de martensite et d'austénite résiduelle est inférieure à 1 micromètre, la distance moyenne entre lesdits îlots étant inférieure à 6 micromètres

- 40 10. Procédé de fabrication d'une tôle d'acier laminée à froid de résistance supérieure à 1200 MPa, d'allongement à rupture supérieur à 10%, selon lequel :

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

$0,10\% \leq \text{C} \leq 0,25\%$

$1\% \leq \text{Mn} \leq 3\%$

45 $\text{Al} \geq 0,010\%$

$1,2\% \leq \text{Si} \leq 1,8\%$

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

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

$\text{N} \leq 0,008\%$

50 étant entendu que

$1,2\% \leq \text{Si} + \text{Al} \leq 3\%$,

$\text{Mo} < 0,005\%$

$\text{Cr} < 0,005\%$

$\text{B} = 0\%$

55 la composition comprenant éventuellement :

$0,05\% \leq \text{V} \leq 0,15\%$

Ti en quantité telle que $\text{Ti}/\text{N} \geq 4$ et que $\text{Ti} \leq 0,040\%$,

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

- on procède à la coulée d'un demi-produit à partir de cet acier, puis
- on porte ledit demi-produit à une température supérieure à 1150°C, puis
- on lamine à chaud ledit demi-produit pour obtenir une tôle laminée à chaud, puis
- on bobine ladite tôle, puis
- on décape ladite tôle laminée à chaud, puis
- on lamine à froid ladite tôle avec un taux de réduction compris entre 30 et 80% de façon à obtenir une tôle laminée à froid, puis
- on réchauffe ladite tôle laminée à froid à une vitesse V_c comprise entre 5 et 15°C/s jusqu'à une température T_1 comprise entre $Ac3$ et $Ac3+20^\circ C$, pendant un temps t_1 compris entre 50 et 150s puis on refroidit ladite tôle à une vitesse V_{R1} supérieure à 40°C/s et inférieure à 100°C/s jusqu'à une température T_2 comprise entre ($M_s - 30^\circ C$ et $M_s + 30^\circ C$), on maintient ladite tôle à ladite température T_2 pendant un temps t_2 compris entre 150 et 350s puis on effectue un refroidissement à une vitesse V_{R2} inférieure à 30°C /s jusqu'à la température ambiante

11. Procédé de fabrication d'une tôle d'acier laminée à froid de résistance supérieure à 1200 MPa, d'allongement à rupture supérieur à 8%, selon lequel :

- on approvisionne un acier de composition selon l'une quelconque des revendications 1 à 3, les teneurs en Mo et en Cr étant telles que $Mo \leq 0,25\%$, $Cr \leq 1,65\%$, étant entendu que : $Cr + (3 \times Mo) \geq 0,3\%$, puis
- on procède à la coulée d'un demi-produit à partir de cet acier, puis
- on porte ledit demi-produit à une température supérieure à 1150°C, puis
- on lamine à chaud ledit demi-produit pour obtenir une tôle laminée à chaud, puis
- on bobine ladite tôle, puis
- on décape ladite tôle laminée à chaud, puis
- on lamine à froid ladite tôle avec un taux de réduction compris entre 30 et 80% de façon à obtenir une tôle laminée à froid, puis
- on réchauffe ladite tôle laminée à froid à une vitesse V_c comprise entre 5 et 15°C/s jusqu'à une température T_1 comprise entre $Ac3$ et $Ac3+20^\circ C$, pendant un temps t_1 compris entre 50 et 150s puis on refroidit ladite tôle à une vitesse V_{R1} supérieure à 25°C/s et inférieure à 100°C/s jusqu'à une température T_2 comprise entre B_s et ($M_s - 20^\circ C$), on maintient ladite tôle à ladite température T_2 pendant un temps t_2 compris entre 150 et 350s puis on effectue un refroidissement à une vitesse V_{R2} inférieure à 30°C /s jusqu'à la température ambiante

12. Procédé de fabrication selon la revendication 10, **caractérisé en ce que** la température T_1 est comprise entre $Ac3 + 10^\circ C$ et $Ac3 + 20^\circ C$

13. Utilisation d'une tôle d'acier laminée à froid et recuite selon l'une quelconque des revendications 1 à 9, ou fabriquée par un procédé selon l'une quelconque des revendications 10 à 12 pour la fabrication de pièces de structure ou d'éléments de renfort, dans le domaine automobile.

Patentansprüche

1. Stahlblech, das kaltlaminiert und geglüht ist und einen Widerstand von mehr als 1200 MPa und eine Bruchdehnung von mehr als 8 % besitzt, dessen Zusammensetzung ausgedrückt durch Gewichtsprozent umfasst:

$$\begin{aligned} & 0,10 \% \leq C \leq 0,25 \% \\ & 1 \% \leq Mn \leq 3 \% \\ & Al \geq 0,010 \% \\ & 1,2 \% \leq Si \leq 1,8 \% \\ & S \leq 0,015 \% \\ & P \leq 0,1 \% \\ & N \leq 0,008 \% , \\ & \text{wobei selbstverständlich} \\ & 1,2 \% \leq Si + Al \leq 3 \% , \\ & Mo \leq 0,25 \% \\ & Cr \leq 1,65 \% , \\ & \text{wobei selbstverständlich} \end{aligned}$$

$\text{Cr} + (3 \times \text{Mo}) \geq 0,3 \%$

B=0%

wobei die Zusammensetzung eventuell umfasst:

$0,05 \% \leq \text{V} \leq 0,15 \%$

5 wobei Ti in einer Menge vorliegt, derart, dass $\text{Ti}/\text{M} \geq 4$ und $\text{Ti} \leq 0,040 \%$,

wobei der Rest der Zusammensetzung aus Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen, die sich aus der Herstellung ergeben, gebildet ist, wobei die Mikrostruktur des Stahls 65 bis 90 % Bainit und der Saldo aus Inseln von restlichem Martensit und Austenit gebildet ist.

- 10 2. Stahlblech, das kaltlaminiert und geäglüht ist und einen Widerstand von mehr als 1400 MPa und eine Bruchdehnung von mehr als 8 % besitzt, dessen Zusammensetzung ausgedrückt durch Gewichtsprozent umfasst:

15 $0,10 \% \leq \text{C} \leq 0,25 \%$

$1 \% \leq \text{Mn} \leq 3 \%$

$\text{Al} \geq 0,010 \%$

$1,2 \% \leq \text{Si} \leq 1,8 \%$

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

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

20 $\text{N} \leq 0,008 \%,$

wobei selbstverständlich

$1,2 \% \leq \text{Si} + \text{Al} \leq 3 \%,$

$\text{Mo} \leq 0,25 \%$

$\text{Cr} \leq 1,65 \%,$

25 wobei selbstverständlich

$\text{Cr} + (3 \times \text{Mo}) \geq 0,3 \%$

wobei die Zusammensetzung eventuell umfasst:

$0,05 \% \leq \text{V} \leq 0,15 \%$

$\text{B} \leq 0,005 \%$

30 wobei Ti in einer Menge vorliegt, derart, dass $\text{Ti}/\text{M} \geq 4$ und $\text{Ti} \leq 0,040 \%$,

wobei der Rest der Zusammensetzung aus Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen, die sich aus der Herstellung ergeben, gebildet ist, wobei die Mikrostruktur des Stahls 45 bis 65 % Bainit enthält, wobei der Saldo aus Inseln von restlichem Martensit und Austenit gebildet ist.

- 35 3. Stahlblech, das kaltlaminiert und geäglüht ist und einen Widerstand von mehr als 1600 MPa und eine Bruchdehnung von mehr als 8 % besitzt, dessen Zusammensetzung ausgedrückt durch Gewichtsprozent umfasst:

40 $0,10 \% \leq \text{C} \leq 0,25 \%$

$1 \% \leq \text{Mn} \leq 3 \%$

$\text{Al} \geq 0,010 \%$

$1,2 \% \leq \text{Si} \leq 1,8 \%$

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

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

45 $\text{N} \leq 0,008 \%,$

wobei selbstverständlich

$1,2 \% \leq \text{Si} + \text{Al} \leq 3 \%,$

$\text{Mo} \leq 0,25 \%$

$\text{Cr} \leq 1,65 \%,$

50 wobei selbstverständlich

$\text{Cr} + (3 \times \text{Mo}) \geq 0,3 \%$

$0,0005 \% \leq \text{B} \leq 0,003 \%,$

wobei die Zusammensetzung eventuell umfasst:

$0,05 \% \leq \text{V} \leq 0,15 \%$

55 wobei Ti in einer Menge vorliegt, derart, dass $\text{Ti}/\text{M} \geq 4$ und $\text{Ti} \leq 0,040 \%$,

wobei der Rest der Zusammensetzung aus Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen, die sich aus der Herstellung ergeben, gebildet ist, wobei die Mikrostruktur des Stahls 15 bis 45 % Bainit enthält, wobei der Saldo aus

restlichem Martensit und Austenit gebildet ist.

4. Stahlblech nach einem der Ansprüche 1 bis 3, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Zusammensetzung des Stahls ausgedrückt durch Gewichtsprozent enthält:
 5 $0,19 \% \leq C \leq 0,23 \%$.

5. Stahlblech nach einem der Ansprüche 1 bis 4, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Zusammensetzung des Stahls ausgedrückt durch Gewichtsprozent enthält:
 10 $1,5 \% \leq Mn \leq 2,5 \%$.

10. Stahlblech nach einem der Ansprüche 1 bis 5, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Zusammensetzung des Stahls ausgedrückt durch Gewichtsprozent enthält:
 15 $1,2 \% \leq Al \leq 1,8 \%$.

15. 7. Stahlblech nach einem der Ansprüche 1 bis 6, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Zusammensetzung des Stahls ausgedrückt durch Gewichtsprozent enthält:

$$\begin{aligned} 0,05 \% &\leq V \leq 0,15 \% \\ 20 \quad 0,004 \% &\leq N \leq 0,008 \%. \end{aligned}$$

20. 8. Stahlblech nach einem der Ansprüche 1 bis 7, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Zusammensetzung des Stahls ausgedrückt durch Gewichtsprozent enthält:
 25 $0,12 \% \leq V \leq 0,15 \%$.

25. 9. Stahlblech nach einem der Ansprüche 1 bis 8, **dadurch gekennzeichnet, dass** die mittlere Größe der Inseln aus restlichem Martensit und Austenit kleiner als 1 Mikrometer ist, wobei der mittlere Abstand zwischen den Inseln kleiner als 6 Mikrometer ist.

30. 10. Verfahren zum Herstellen eines Stahlblechs, das kaltlaminiert ist und einen Widerstand von mehr als 1200 MPa und eine Bruchdehnung von mehr als 10 % besitzt, das umfasst:

- Bereitstellen eines Stahls, dessen Zusammensetzung ausgedrückt durch Gewichtsprozent umfasst:

$$\begin{aligned} 35 \quad 0,10 \% &\leq C \leq 0,25 \% \\ 1 \% &\leq Mn \leq 3 \% \\ Al &\geq 0,010 \% \end{aligned}$$

$$1,2 \% \leq Si \leq 1,8 \%$$

$$S \leq 0,015 \%$$

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

$$40 \quad N \leq 0,008 \%,$$

wobei selbstverständlich

$$1,2 \% \leq Si + Al \leq 3 \%,$$

$$Mo < 0,005 \%$$

$$Cr < 0,005 \%$$

$$45 \quad B = 0 \%$$

wobei die Zusammensetzung eventuell umfasst:

$$0,05 \% \leq V \leq 0,15 \%$$

wobei Ti in einer Menge vorliegt, derart, dass $Ti/M \geq 4$ und $Ti \leq 0,040 \%$,

50. wobei der Rest der Zusammensetzung aus Eisen und unvermeidbaren Verunreinigungen, die sich aus der Herstellung ergeben, gebildet ist, dann

- Gießen eines Halbfertigprodukts anhand dieses Stahls, dann

- Halten des Halbfertigprodukts auf einer Temperatur von mehr als 1150°C , dann

55. - Heißlaminieren des Halbfertigprodukts, um ein heißlaminiertes Blech zu erhalten, dann

- Wickeln des Blechs, dann

- Dekapieren des heißlaminierten Blechs, dann

- Kaltlaminieren des Blechs mit einem Reduzierungsanteil im Bereich von 30 bis 80 %, derart, dass ein

kaltlaminiertes Blech erhalten wird, dann

- erneutes Erwärmen des kaltlaminierten Blechs mit einer Geschwindigkeit V_c im Bereich von 5 bis 15 °C/s auf eine Temperatur T_1 im Bereich von A_{c3} und $A_{c3} + 20$ °C während einer Zeit t_1 im Bereich von 50 bis 150 s, dann Abkühlen des Blechs mit einer Geschwindigkeit V_{R1} von mehr als 40 °C/s und weniger als 100 °C/s auf eine Temperatur T_2 im Bereich von $M_s - 30$ °C bis $M_s + 30$ °C, Halten des Blechs auf der Temperatur T_2 während einer Zeit t_2 im Bereich von 150 bis 350 s, dann Ausführen einer Abkühlung mit einer Geschwindigkeit V_{R2} von weniger als 30 °C/s auf Umgebungstemperatur.

5 11. Verfahren zum Herstellen eines kaltlaminierten Stahlblechs, das einen Widerstand von mehr als 1200 MPa und
10 eine Bruchdehnung von mehr als 8 % besitzt, das Folgendes umfasst:

- Bereitstellen eines Stahls mit einer Zusammensetzung nach einem der Ansprüche 1 bis 3, wobei die Gehalte an Mo und Cr derart sind, dass $Mo \leq 0,25\%$, $Cr \leq 1,65\%$, wobei selbstverständlich: $Cr + (3 \times Mo) \geq 0,3\%$, dann
- Gießen eines Halbfertigprodukts anhand dieses Stahls, dann
- Halten des Halbfertigprodukts auf einer Temperatur von mehr als 1150 °C, dann
- Heißlaminieren des Halbfertigprodukts, um ein heißlaminiertes Blech zu erhalten, dann
- Wickeln des Blechs, dann
- Dekapieren des heißlaminierten Blechs, dann
- Kaltlaminieren des Blechs mit einem Reduzierungsanteil im Bereich von 30 bis 80 %, derart, dass ein kaltlaminiertes Blech erhalten wird, dann
- erneutes Erwärmen des kaltlaminierten Blechs mit einer Geschwindigkeit V_c im Bereich von 5 bis 15 °C/s auf eine Temperatur T_1 im Bereich von A_{c3} bis $A_{c3} + 20$ °C während einer Zeit t_1 im Bereich von 50 bis 150 s, dann Abkühlen des Blechs mit einer Geschwindigkeit V_{R1} von mehr als 25 °C/s und weniger als 100 °C/s auf eine Temperatur T_2 im Bereich von B_S bis $M_s - 20$ °C, Halten des Blechs auf der Temperatur T_2 während einer Zeit t_2 im Bereich von 150 bis 350 s, dann Ausführen eines Abkühlens mit einer Geschwindigkeit V_{R2} von weniger als 30 °C/s auf Umgebungstemperatur.

15 12. Herstellungsverfahren nach Anspruch 10, dadurch gekennzeichnet, dass die Temperatur T_1 im Bereich von $A_{c3} + 10$ °C bis $A_{c3} + 20$ °C liegt.

20 13. Verwendung eines kaltlaminierten und geglühten Stahlblechs nach einem der Ansprüche 1 bis 9 oder hergestellt durch ein Verfahren nach einem der Ansprüche 10 bis 12 für die Herstellung von Strukturteilen oder Verstärkungselementen auf dem Gebiet der Kraftfahrzeuge.

30

Claims

35 1. Cold-rolled and annealed sheet steel with a strength higher than 1200 MPa and elongation at break higher than 8%, the composition of which is as follows, the contents being expressed in weight:

40 $0.10\% \leq C \leq 0.25\%$
 $1\% \leq Mn \leq 3\%$
 $Al \geq 0.010\%$
 $1.2\% \leq Si \leq 1.8\%$
 $S \leq 0.015\%$
 $P \leq 0.1\%$
 $N \leq 0.008\%$,
it being understood that
 $1.2\% \leq Si+Al \leq 3\%$,

45 $Mo \leq 0.25\%$
 $Cr \leq 1.65\%$
it being understood that
 $Cr+(3 \times Mo) \geq 0.3\%$
 $B = 0\%$,

50

55 wherein the composition possibly comprises:

0.05% $\leq V \leq 0.15\%$

Ti in a quantity such as $\text{Ti}/\text{N} \geq 4$ and $\text{Ti} \leq 0.040\%$,

the remainder of the composition being formed from iron and inevitable impurities resulting from smelting, wherein the microstructure of said steel amounts to 65 to 90% bainite, the balance being formed from islands of martensite and residual austenite.

- 5 2. Cold-rolled and annealed sheet steel with a strength higher than 1400 MPa and elongation at break higher than 8%, the composition of which is as follows, the contents being expressed in weight:

10 $0.10\% \leq \text{C} \leq 0.25\%$
 $1\% \leq \text{Mn} \leq 3\%$
 $\text{Al} \geq 0.010\%$
 $1.2\% \leq \text{Si} \leq 1.8\%$
 $\text{S} \leq 0.015\%$
 15 $\text{P} \leq 0.1\%$
 $\text{N} \leq 0.008\%$,
 it being understood that
 $1.2\% \leq \text{Si} + \text{Al} \leq 3\%$,
 $\text{Mo} \leq 0.25\%$
 20 $\text{Cr} \leq 1.65\%$
 it being understood that
 $\text{Cr} + (3 \times \text{Mo}) \geq 0.3\%$

25 wherein the composition possibly comprises:

0.05% $\leq \text{V} \leq 0.15\%$
 $\text{B} \leq 0.005\%$,
 Ti in a quantity such as $\text{Ti}/\text{N} \geq 4$ and $\text{Ti} \leq 0.040\%$,

30 the remainder of the composition being formed from iron and inevitable impurities resulting from smelting, wherein the microstructure of said steel comprises 45 to 65% bainite, the balance being formed from islands of martensite and residual austenite.

- 35 3. Cold-rolled and annealed sheet steel with a strength higher than 1600 MPa and elongation at break higher than 8%, the composition of which is as follows, the contents being expressed in weight:

40 $0.10\% \leq \text{C} \leq 0.25\%$
 $1\% \leq \text{Mn} \leq 3\%$
 $\text{Al} \geq 0.010\%$
 $1.2\% \leq \text{Si} \leq 1.8\%$
 $\text{S} \leq 0.015\%$
 $\text{P} \leq 0.1\%$
 $\text{N} \leq 0.008\%$,

45 it being understood that

50 $1.2\% \leq \text{Si} + \text{Al} \leq 3\%$,
 $\text{Mo} \leq 0.25\%$
 $\text{Cr} \leq 1.65\%$

55 it being understood that

0.0005 $\leq \text{B} \leq 0.003\%$,

wherein the composition possibly comprises:

0.05% $\leq \text{V} \leq 0.15\%$

Ti in a quantity such as $\text{Ti}/\text{N} \geq 4$ and $\text{Ti} \leq 0.040\%$,

the remainder of the composition being formed from iron and inevitable impurities resulting from smelting, wherein
5 the microstructure of said steel comprises 15 to 45% bainite, the balance being formed from martensite and residual
austenite.

4. Sheet steel according to any one of claims 1 to 3, **characterised in that** the composition of said steel contains, the
content being expressed in weight:
0.19% $\leq \text{C} \leq 0.23\%$.

- 10 5. Sheet steel according to any one of claims 1 to 4, **characterised in that** the composition of said steel contains, the
content being expressed in weight:
1.5% $\leq \text{Mn} \leq 2.5\%$.

- 15 6. Sheet steel according to any one of claims 1 to 5, **characterised in that** the composition of said steel contains, the
content being expressed in weight:
1.2% $\leq \text{Al} \leq 1.8\%$.

- 20 7. Sheet steel according to any one of claims 1 to 6, **characterised in that** the composition of said steel contains, the
content being expressed in weight:

$0.05\% \leq \text{V} \leq 0.15\%$
 $0.004 \leq \text{N} \leq 0.008\%$.

- 25 8. Sheet steel according to any one of claims 1 to 7, **characterised in that** the composition of said steel contains, the
content being expressed in weight:
0.12% $\leq \text{V} \leq 0.15\%$.

- 30 9. Sheet steel according to any one of claims 1 to 8, **characterised in that** the average size of said islands of martensite
and residual austenite is less than 1 micrometre, and the average distance between said islands is less than 6
micrometres.

10. Process for the production of a cold-rolled sheet steel with a strength higher than 1200 MPa, an elongation at break
higher than 10%, according to which

- 35 • a steel is supplied, the composition of said steel is as follows, the contents being expressed in weight:

0.10% $\leq \text{C} \leq 0.25\%$

40 1% $\leq \text{Mn} \leq 3\%$

AI $\geq 0.010\%$

1.2% $\leq \text{Si} \leq 1.8\%$

S $\leq 0.015\%$

P $\leq 0.1\%$

N $\leq 0.008\%$,

45 it being understood that

1.2% $\leq \text{Si} + \text{Al} \leq 3\%$,

Mo $< 0.005\%$

Cr $< 0.005\%$

B = 0%,

- 50 wherein the composition possibly comprises:

0.05% $\leq \text{V} \leq 0.15\%$

Ti in a quantity such as $\text{Ti}/\text{N} \geq 4$ and $\text{Ti} \leq 0.040\%$,

- 55 the remainder of the composition being formed from iron and inevitable impurities resulting from smelting
then

- semi-finished product is cast from this steel, then
- said semi-finished product is brought to a temperature higher than 1150°C, then
- said semi-finished product is hot rolled to obtain a hot-rolled sheet, then
- said sheet is wound, then
- 5 • said hot-rolled sheet is pickled, then
- said sheet is cold rolled at a reduction rate in the range of between 30 and 80% in order to obtain a cold-rolled sheet, then
- 10 • said cold-rolled sheet is reheated at a rate V_c in the range of between 5 and 15°C/s to a temperature T_1 in the range of between Ac3 and Ac3+20°C for a time t_1 in the range of between 50 and 150s, then said sheet is cooled at a rate V_{R1} higher than 40°C/s and lower than 100°C/s to a temperature T_2 in the range of between (M_s -30°C)and (M_s +30°C), said sheet is maintained at said temperature T_2 for a time t_2 in the range of between 150 and 350s, then a cooling is conducted at a rate V_{R2} lower than 30°C/s to ambient temperature.
- 15 11. Process for the production of a cold-rolled sheet steel with a strength higher than 1200 MPa, an elongation at break higher than 8%, according to which
 - a steel is supplied, the composition of said steel being according to any one of claims 1 to 3, wherein the contents of Mo and Cr are such that $Mo \leq 0.25\%$, $Cr \leq 1.65\%$, it being understood that $Cr + (3 \times Mo) \geq 0.3\%$, then
 - 20 • semi-finished product is cast from this steel, then
 - said semi-finished product is brought to a temperature higher than 1150°C, then
 - said semi-finished product is hot rolled to obtain a hot-rolled sheet, then
 - 25 • said sheet is wound, then
 - said hot-rolled sheet is pickled, then
 - said sheet is cold rolled at a reduction rate in the range of between 30 and 80% in order to obtain a cold-rolled sheet, then
 - said cold-rolled sheet is reheated at a rate V_c in the range of between 5 and 15°C/s to a temperature T_1 in the range of between Ac3 and Ac3+20°C for a time t_1 in the range of between 50 and 150s, then said sheet is cooled at a rate V_{R1} higher than 25°C/s and lower than 100°C/s to a temperature T_2 in the range of between B_s and (M_s -20°C), said sheet is maintained at said temperature T_2 for a time t_2 in the range of between 150 and 350s, then a cooling is conducted at a rate V_{R2} lower than 30°C/s to ambient temperature.
- 30 12. Production process according to claim 10, **characterised in that** the temperature T_1 is preferably in the range of between Ac3+10°C and Ac3+20°C.
- 35 13. Use of a sheet steel cold-rolled and annealed according to any one of claims 1 to 9 or produced by a process according to any one of claims 10 to 12 for the production of structural parts or reinforcing elements in the automotive field.

40

45

50

55

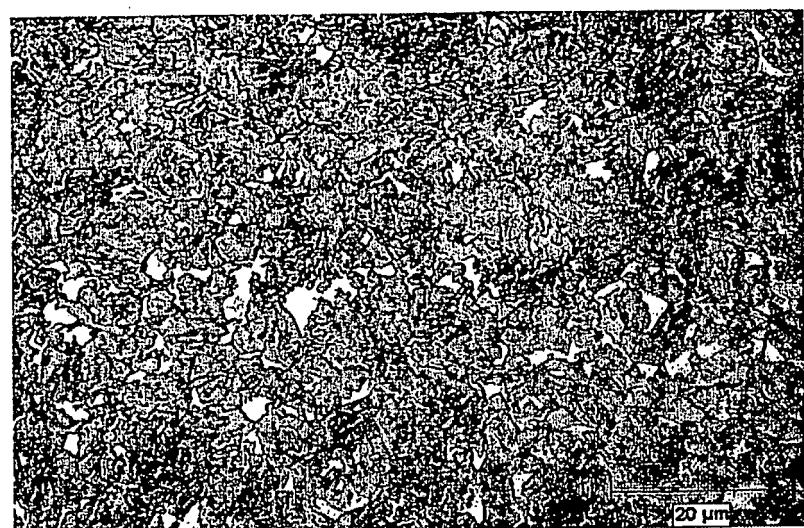


Figure 1

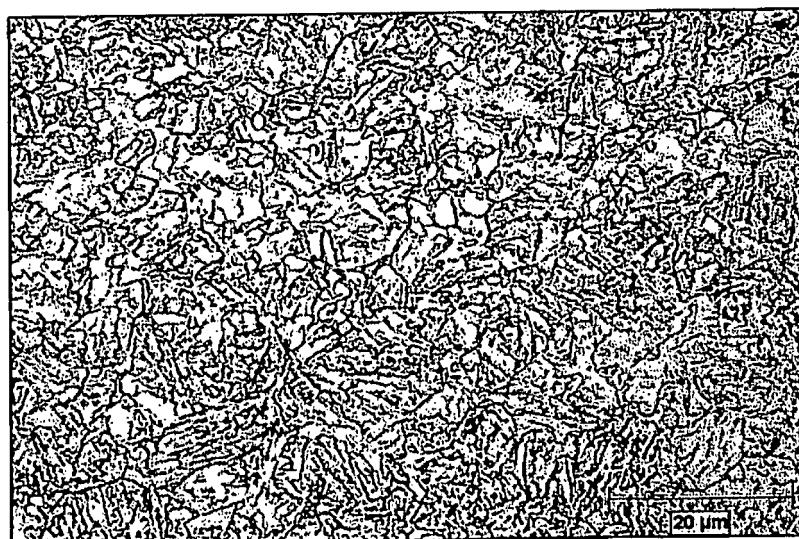


Figure 2

RÉFÉRENCES CITÉES DANS LA DESCRIPTION

Cette liste de références citées par le demandeur vise uniquement à aider le lecteur et ne fait pas partie du document de brevet européen. Même si le plus grand soin a été accordé à sa conception, des erreurs ou des omissions ne peuvent être exclues et l'OEB décline toute responsabilité à cet égard.

Documents brevets cités dans la description

- EP 1559798 A [0006]
- EP 1589126 A [0007]
- JP 10280090 B [0007]