



(11)

EP 1 913 169 B1

(12)

FASCICULE DE BREVET EUROPEEN

(45) Date de publication et mention
de la délivrance du brevet:
03.09.2014 Bulletin 2014/36

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

(21) Numéro de dépôt: **06778838.0**

(86) Numéro de dépôt international:
PCT/FR2006/001668

(22) Date de dépôt: **07.07.2006**

(87) Numéro de publication internationale:
WO 2007/017565 (15.02.2007 Gazette 2007/07)

(54) **PROCEDE DE FABRICATION DE TÔLES D'ACIER PRESENTANT UNE HAUTE RESISTANCE ET UNE EXCELLENTE DUCTILITE, ET TÔLES AINSI PRODUITES**

HERSTELLUNGSPROZESS VON STAHLBLECHEN MIT HOHER FESTIGKEIT UND EXZELLENTER DEHNUNG UND HERGESTELLTE PRODUKTE

MANUFACTURE OF STEEL SHEETS HAVING HIGH RESISTANCE AND EXCELLENT DUCTILITY, PRODUCTS THEREOF

(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**

- **PETITGAND, Gérard**
F-57140 Plesnois (FR)
- **PERRARD, Fabien**
F-57070 Metz (FR)

(30) Priorité: **04.08.2005 EP 05291675**

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

(43) Date de publication de la demande:
23.04.2008 Bulletin 2008/17

(73) Titulaire: **ArcelorMittal France**
93200 Saint Denis (FR)

(56) Documents cités:
EP-A- 0 974 677 EP-A- 1 099 769
EP-A- 1 375 820 EP-A- 1 559 798
WO-A-2004/063410

(72) Inventeurs:

- **BARGES, Patrick**
F-57160 Rozerieulles (FR)
- **SCOTT, Colin**
F-57950 Montigny-les-Metz (FR)

- **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)**

EP 1 913 169 B1

Il est rappelé que: Dans un délai de neuf mois à compter de la publication de la mention de la délivrance du brevet européen au Bulletin européen des brevets, toute personne peut faire opposition à ce brevet auprès de l'Office européen des brevets, conformément au règlement d'exécution. L'opposition n'est réputée formée qu'après le paiement de la taxe d'opposition. (Art. 99(1) Convention sur le brevet européen).

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 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, il est usuellement ajouté pour accroître la résistance de façon économique. 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.

[0004] 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.

[0005] La présente invention a pour but de résoudre les problèmes évoqués ci-dessus.

[0006] 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. Préférentiellement, la teneur en carbone est telle que : $0,08\% \leq C \leq 0,13\%$. Selon une variante préférée, la teneur en carbone est telle que : $0,13\% < C \leq 0,18\%$.

[0007] Préférentiellement encore, la teneur en carbone est telle que : $0,18\% < C \leq 0,23\%$.

[0008] Préférentiellement, la teneur en manganèse est telle que : $1,4\% \leq Mn \leq 1,8\%$. Préférentiellement encore, la teneur en manganèse satisfait à : $1,5\% \leq Mn \leq 1,7\%$.

[0009] A titre préféré, la teneur en silicium est telle que : $1,4\% \leq Si \leq 1,7\%$. Préférentiellement, la teneur en aluminium satisfait à : $Al \leq 0,015\%$.

[0010] Selon un mode préféré, la teneur en vanadium est telle que : $0,12\% \leq V \leq 0,15\%$.

[0011] Préférentiellement encore, la teneur en titane est telle que : $Ti \leq 0,005\%$. 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.

[0012] Selon un mode préféré, la microstructure de l'acier comprend une teneur en austénite résiduelle comprise entre 8 et 20%.

[0013] La microstructure de l'acier comprend préférentiellement une teneur en martensite inférieure à 2%.

[0014] A titre préférentiel, la taille moyenne des îlots d'austénite résiduelle est inférieure ou égale à 2 micromètres.

[0015] La taille moyenne des îlots d'austénite résiduelle est préférentiellement inférieure ou égale à 1 micromètre.

[0016] L'invention a également pour objet un procédé de fabrication d'une tôle laminée à chaud présentant un com-

portement TRIP, selon lequel :

- 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,
- on bobine la tôle, la température T_f 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.

[0017] Préférentiellement, la température T_f 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%.

[0018] Préférentiellement encore, la température T_f 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%.

[0019] A titre préféré, la température T_f 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.

[0020] L'invention a également pour objet un procédé de fabrication d'une tôle laminée à chaud présentant un comportement TRIP, selon lequel :

- on lamine à chaud le demi-produit jusqu'à une température de fin de laminage T_f 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. Préférentiellement, la température de bobinage T_{bob} est inférieure à 400°C. 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.

[0021] 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%.

[0022] 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.

[0023] 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. 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 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.

[0024] La température de maintien T_m est préférentiellement comprise entre 770 et 815°C.

[0025] 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.

[0026] D'autres caractéristiques et avantages de l'invention apparaîtront au cours de la description ci-dessous, donnée à titre d'exemple.

[0027] 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.

[0028] 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.

[0029] 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 M_s 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.

[0030] 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.

[0031] 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.

[0032] 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.

[0033] 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.

[0034] Lorsque la teneur en vanadium est comprise entre 0,12 et 0,15% en poids, l'allongement uniforme ou à rupture est particulièrement augmenté.

[0035] 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.

[0036] 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.

[0037] 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 carbonitrures.

[0038] 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.

[0039] 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 carbonitrures 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.

[0040] On lamine à chaud le demi-produit jusqu'à une température de fin de laminage T_f supérieure ou égale à 900°C : de la sorte, le laminage est entièrement effectué en phase austénitique où la solubilité des carbonitrures 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 carbonitrures de vanadium dans la ferrite. Ce refroidissement peut être effectué par exemple au moyen de pulvérisation d'eau sur la tôle.

[0041] 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 carbonitrures de vanadium. Lorsque la température de bobinage est inférieure ou égale à 400°C, l'allongement total et l'allongement réparti sont accrus.

[0042] On choisira plus particulièrement la température T_f 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'écrouissage n est inférieur à 0,2 et décroît rapidement avec la déformation ε . Le critère de Considère s'applique à ces aciers et la rupture intervient quand $n = \varepsilon_{vrai}$, 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. 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.

[0043] Parmi les paramètres T_f , V_r , T_{bob} choisis pour obtenir une quantité d'austénite résiduelle comprise entre 8 et 20%, les paramètres V_r , T_{bob} sont les plus importants :

- La vitesse de refroidissement V_r sera choisie de façon à être la plus rapide possible pour éviter une transformation perlitique (ce qui irait à l'encontre de l'obtention d'une teneur en austénite résiduelle comprise entre 8 et 20%) tout en restant au sein des capacités de contrôle d'une ligne industrielle de façon à obtenir une homogénéité microstructurale dans le sens longitudinal et transversal de la tôle laminée à chaud.

- La température de bobinage sera choisie suffisamment basse de façon à éviter une transformation perlitique, ce qui se traduirait par une transformation bainitique incomplète et une teneur en austénite résiduelle inférieure à 8%.

[0044] 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 (σ - ϵ). 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'écroutissage n élevé diminuant lorsque le taux de déformation augmente. Optimalement, la microstructure ne contient pas de martensite. Parmi les paramètres T_{fl} , V_r , T_{bob} choisis dans le but d'obtenir une teneur en martensite inférieure à 2%, les paramètres les plus importants sont :

- La vitesse de refroidissement V_r , qui doit être la plus rapide possible pour éviter une transformation perlitique, tout en évitant que ce refroidissement ne conduise à une température inférieure à M_s , cette dernière température désignant la température de début de transformation martensitique, caractéristique de la composition chimique de l'acier mis en oeuvre.
- Pour la même raison, on choisira une température de bobinage supérieure à M_s .
- 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.
- 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.

[0045] Dans le but d'obtenir une taille fine d'îlots d'austénite résiduelle, on choisira :

- Une température T_{fl} de fin de laminage dans le domaine austénitique pas trop élevée de façon à obtenir une taille de grain austénitique relativement fine avant transformation allotropique.
- La vitesse de refroidissement V_r la plus rapide possible pour éviter une transformation perlitique.

[0046] 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.

[0047] 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.

[0048] On découpe 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%

[0049] 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.

[0050] 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.

[0051] On effectue ensuite un refroidissement rapide à une vitesse V_m supérieure à 15°C/s lorsque la température est inférieure à A_{r3} . Le refroidissement rapide lorsque la température est inférieure à A_{r3} est important afin de limiter la formation de ferrite avant la transformation bainitique. Cette phase de refroidissement rapide lorsque la température est inférieure à A_{r3} peut être précédée éventuellement d'une phase de refroidissement plus lent à partir de la température T_m .

[0052] 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.

[0053] 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.

[0054] 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 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.

[0055] 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 avantageusement 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.

[0056] Afin d'obtenir ces résultats, le choix des paramètres T_m , t_m , V_{rm} , T'_m est plus particulièrement important :

- T_m , température située dans le domaine intercritique entre les températures de transformation A_{c1} (début de transformation austénitique) et A_{c3} (fin de transformation austénitique), doit être choisie de façon à obtenir au moins 8% d'austénite formée à haute température. Cette condition est nécessaire pour que la structure après refroidissement contienne au moins 8% d'austénite résiduelle. La température T_m ne doit cependant pas être trop proche de A_{c3} pour éviter un grossissement du grain austénitique à haute température, entraînant par la suite une taille trop importante des îlots d'austénite résiduelle.
- Le temps t_m doit être choisi suffisamment long pour que la transformation partielle en austénite ait le temps d'intervenir.
- La vitesse de refroidissement V_m doit être suffisamment rapide pour éviter la formation de perlite, celle-ci ne permettant pas d'obtenir les résultats visés ci-dessus.
- La température T'_m sera choisie de façon à ce que la transformation de l'austénite formée lors du maintien à la température T_m , soit une transformation bainitique, et conduise à un enrichissement en carbone suffisant pour que cette austénite formée à haute température soit stabilisée dans une quantité comprise entre 8 et 20%.

[0057] A titre d'exemple non limitatif, les résultats suivants vont montrer les caractéristiques avantageuses conférées par l'invention.

Exemple 1:

[0058] 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									

[0059] 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.						

[0060] 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 13 (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.

[0061] La tôle d'acier de référence R1 de structure bainito-perlitique, avec une très faible teneur en austénite résiduelle, 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.

[0062] 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).

Exemple 2 :

[0063] 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.

[0064] 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.

[0065] 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 12, 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 12, ces caractéristiques diminuent particulièrement les concentrations de contrainte à l'interface matrice-îlots.

[0066] 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.				

[0067] 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.

[0068] 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 .

[0069] 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.

Revendications

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

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

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

$$1 \leq Si \leq 2\%$$

$$Al \leq 0,030\%$$

$$0,1\% \leq V \leq 0,25\%$$

$$Ti \leq 0,010\%$$

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

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

5

$$0,004\% \leq N \leq 0,012\%,$$

et à titre optionnel un ou plusieurs éléments choisis parmi

10

$$Nb \leq 0,1\%$$

$$Mo \leq 0,5\%$$

15

$$Cr \leq 0,3\%,$$

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

20

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

$$0,08\% \leq C \leq 0,13\%$$

25

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

$$0,13\% < C \leq 0,18\%$$

30

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

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

35

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

40

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

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

45

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

50

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

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

55

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

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

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

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

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

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

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

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%

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

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_f 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

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

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°C/s, une phase de maintien à une température de maintien T_m comprise entre Ac1 et 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

29. Procédé selon la revendication 28, **caractérisé en ce que** ladite température de maintien T_m est comprise entre 770 et 815°C

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.

Patentansprüche

1. Zusammensetzung für die Herstellung von Stahl, der ein TRIP-Verhalten zeigt und in Gewichtsanteilen enthält:

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

EP 1 913 169 B1

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

5

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

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

10

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

15

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

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

20

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

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

25

und optional ein oder mehrere der folgenden Elemente enthält:

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

30

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

35

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

wobei der Rest der Zusammensetzung durch Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen, die sich aus der Bearbeitung ergeben, gebildet ist.

40

2. Zusammensetzung nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** sie in Gewichtsanteilen enthält:

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

45

3. Zusammensetzung nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** sie in Gewichtsanteilen enthält:

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

50

4. Zusammensetzung nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** sie in Gewichtsanteilen enthält:

$$0,18 \% < \text{C} \leq 0,23 \%$$

55

5. Zusammensetzung nach einem der Ansprüche 1 bis 4, **dadurch gekennzeichnet, dass** sie in Gewichtsanteilen enthält:

$$1,4 \% \leq \text{Mn} \leq 1,8 \%$$

6. Zusammensetzung nach einem der Ansprüche 1 bis 5, **dadurch gekennzeichnet, dass** sie in Gewichtsanteilen enthält:

$$1,5 \% \leq \text{Mn} \leq 1,7 \%$$

7. Zusammensetzung nach einem der Ansprüche 1 bis 6, **dadurch gekennzeichnet, dass** sie in Gewichtsanteilen enthält:

$$1,4 \% \leq \text{Si} \leq 1,7 \%$$

8. Zusammensetzung nach einem der Ansprüche 1 bis 7, **dadurch gekennzeichnet, dass** sie in Gewichtsanteilen enthält:

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

9. Zusammensetzung nach einem der Ansprüche 1 bis 8, **dadurch gekennzeichnet, dass** sie in Gewichtsanteilen enthält:

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

10. Zusammensetzung nach einem der Ansprüche 1 bis 9, **dadurch gekennzeichnet, dass** sie in Gewichtsanteilen enthält:

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

11. Stahlblech mit einer Zusammensetzung nach einem der Ansprüche 1 bis 10, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Mikrostruktur des Stahls aus Ferrit, Bainit, restlichem Austenit und eventuell Martensit gebildet ist.

12. Stahlblech nach Anspruch 11, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Mikrostruktur des Stahls einen restlichen Austenitanteil im Bereich von 8 bis 20 % enthält.

13. Stahlblech nach Anspruch 11 oder 12, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Mikrostruktur des Stahls einen Martensitgehalt von weniger als 2 % enthält.

14. Stahlblech nach einem der Ansprüche 11 bis 13, **dadurch gekennzeichnet, dass** die mittlere Größe von Inseln restlichen Austenits kleiner oder gleich 2 Mikrometer ist.

15. Stahlblech nach einem der Ansprüche 11 bis 14, **dadurch gekennzeichnet, dass** die mittlere Größe von Inseln restlichen Austenits kleiner oder gleich 1 Mikrometer ist.

16. Verfahren für die Herstellung eines heißlaminierten Blechs, das ein TRIP-Verhalten zeigt, wobei:

- ein Stahl mit einer Zusammensetzung nach einem der Ansprüche 1 bis 10 bereitgestellt wird,
- das Schmelzen eines Halbprodukts ausgehend von diesem Stahl vorgenommen wird,
- das Halbprodukt auf einer Temperatur von mehr als 1200 °C gehalten wird,
- das Halbprodukt heißlaminiert wird,
- das so erhaltene Blech abgekühlt wird,
- das Blech gewickelt wird,
- **dadurch gekennzeichnet, dass** die Endtemperatur T_f der Heißlaminierung, die Geschwindigkeit V_f der

Abkühlung und die Temperatur T_{bob} der Wicklung in der Weise gewählt werden, dass die Mikrostruktur des Stahls aus Ferrit, Bainit, restlichem Austenit und eventuell Martensit gebildet ist.

17. Verfahren nach Anspruch 16, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Endtemperatur T_{fl} der Heißlaminierung, die Geschwindigkeit V_r der Abkühlung und die Temperatur T_{bob} der Wicklung in der Weise gewählt werden, dass die Mikrostruktur des Stahls einen restlichem Austenitanteil im Bereich von 8 bis 20 % enthält.

18. Verfahren nach Anspruch 16 oder 17, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Endtemperatur T_{fl} der Heißlaminierung, die Geschwindigkeit V_r der Abkühlung und die Temperatur T_{bob} der Wicklung in der Weise gewählt werden, dass die Mikrostruktur des Stahls einen Martensitgehalt von weniger als 2 % enthält.

19. Verfahren nach einem der Ansprüche 16 bis 18, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Endtemperatur T_{fl} der Heißlaminierung, die Geschwindigkeit V_r der Abkühlung und die Temperatur T_{bob} der Wicklung in der Weise gewählt werden, dass die mittlere Größe von Inseln restlichen Austenits kleiner oder gleich 2 Mikrometer ist.

20. Verfahren nach einem der Ansprüche 16 bis 19, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Endtemperatur T_{fl} der Heißlaminierung, die Geschwindigkeit V_r der Abkühlung und die Temperatur T_{bob} der Wicklung in der Weise gewählt sind, dass die mittlere Größe von Inseln restlichen Austenits kleiner oder gleich 1 Mikrometer ist.

21. Verfahren zum Herstellen eines heißlaminieren Blechs nach Anspruch 16, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Endtemperatur T_{fl} der Laminierung größer oder gleich 900 °C ist, die Geschwindigkeit V_r der Abkühlung größer oder gleich 20 °C/s ist und die Temperatur T_{bob} der Wicklung kleiner als 450 °C ist.

22. Verfahren nach Anspruch 21, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Temperatur T_{bob} der Wicklung kleiner als 400 °C ist.

23. Verfahren für die Herstellung eines kaltlaminieren Blechs, das ein TRIP-Verhalten zeigt, wobei:

- ein heißlaminieren Stahlblech vorgesehen wird, das in Übereinstimmung mit einem der Ansprüche 16 bis 22 hergestellt worden ist,
- das Blech angeätzt wird,
- das Blech kaltlaminieren wird,
- das Blech einer Ausglüh-Wärmebehandlung unterworfen wird, wobei die Wärmebehandlung umfasst: eine Heizphase mit einer Heizgeschwindigkeit V_{cm} , eine Phase des Haltens auf einer Haltetemperatur T_m während einer Haltezeit t_m , gefolgt von einer Abkühlungsphase mit einer Abkühlungsgeschwindigkeit V_{rm} , wenn die Temperatur kleiner als A_{r3} ist, gefolgt von einer Phase des Haltens auf einer Haltetemperatur T'_m während einer Haltezeit t'_m , **dadurch gekennzeichnet, dass** die Parameter V_{cm} , T_m , t_m , V_{rm} , T'_m , t'_m in der Weise gewählt werden, dass die Mikrostruktur des Stahls aus Ferrit, Bainit, restlichem Austenit und eventuell Martensit gebildet ist.

24. Verfahren nach Anspruch 23, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Parameter V_{cm} , T_m , t_m , V_{rm} , T'_m , t'_m in der Weise gewählt werden, dass die Mikrostruktur des Stahls einen restlichem Austenitanteil im Bereich von 8 bis 20 % enthält.

25. Verfahren nach Anspruch 23 oder 24, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Parameter V_{cm} , T_m , t_m , V_{rm} , T'_m , t'_m in der Weise gewählt werden, dass die Mikrostruktur des Stahls einen Martensitgehalt von weniger als 2 % enthält.

26. Verfahren nach einem der Ansprüche 23 bis 25, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Parameter V_{cm} , T_m , t_m , V_{rm} , T'_m , t'_m in der Weise gewählt werden, dass die mittlere Größe von Inseln restlichen Austenits kleiner als 2 Mikrometer ist.

27. Verfahren nach einem der Ansprüche 23 bis 26, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Parameter V_{cm} , T_m , t_m , V_{rm} , T'_m , t'_m in der Weise gewählt sind, dass die mittlere Größe von Inseln restlichen Austenits kleiner als 1 Mikrometer ist.

28. Verfahren für die Herstellung einer kaltlaminieren Blechs, das ein TRIP-Verhalten zeigt, nach Anspruch 23, **dadurch gekennzeichnet, dass** das Blech einer Ausglüh-Wärmebehandlung unterworfen wird, wobei die Wärmebehandlung umfasst: eine Heizphase mit einer Geschwindigkeit V_{cm} größer oder gleich 2 °C/s, eine Phase des Haltens auf einer Haltetemperatur T_m , die im Bereich von A_{c1} bis A_{c3} liegt, während einer Haltezeit t_m , die im Bereich von 10 bis 200 s liegt, gefolgt von einer Abkühlungsphase mit einer Abkühlungsgeschwindigkeit V_{rm} größer als 15 °C/s, wenn die

EP 1 913 169 B1

Temperatur kleiner als Ar3 ist, gefolgt von einer Phase des Haltens auf einer Temperatur T_m , die im Bereich von 300 bis 500 °C liegt, während einer Haltezeit t_m , die im Bereich von 10 bis 1000 s liegt.

29. Verfahren nach Anspruch 28, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Haltetemperatur T_m im Bereich von 770 bis 815 °C liegt.

30. Verwendung eines Stahlblechs nach einem der Ansprüche 11 bis 15 oder hergestellt durch ein Verfahren nach einem der Ansprüche 16 bis 29 für die Herstellung von Teilen mit Verstärkungsstruktur oder Verstärkungselementen auf dem Gebiet der Kraftfahrzeuge.

Claims

1. Composition for the manufacture of steel exhibiting TRIP behaviour, comprising, the contents being expressed by weight:

$$0.08\% \leq C \leq 0.23\%$$

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

$$1 \leq Si \leq 2\%$$

$$Al \leq 0.030\%$$

$$0.1\% \leq V \leq 0.25\%$$

$$Ti \leq 0.010\%$$

$$S \leq 0.015\%$$

$$P \leq 0.1\%$$

$$0.004\% \leq N \leq 0.012\%,$$

and, optionally, one or more elements chosen from:

$$Nb \leq 0.1\%$$

$$Mo \leq 0.5\%$$

$$Cr \leq 0.3\%,$$

the balance of the composition consisting of iron and inevitable impurities resulting from the smelting.

EP 1 913 169 B1

2. Composition according to claim 1, **characterized in that** it comprises the content being expressed by weight:

$$0.08\% \leq C \leq 0.13\%.$$

3. Composition according to claim 1, **characterized in that** it comprises, the content being expressed by weight:

$$0.13\% < C \leq 0.18\%.$$

4. Composition according to claim 1, **characterized in that** it comprises, the content being expressed by weight:

$$0.18\% < C \leq 0.23\%.$$

5. Composition according to any one of claims 1 to 4, **characterized in that** it comprises, the content being expressed by weight:

$$1.4\% \leq Mn \leq 1.8\%.$$

6. Composition according to any one of claims 1 to 5, **characterized in that** it comprises, the content being expressed by weight:

$$1.5\% \leq Mn \leq 1.7\%.$$

7. Composition according to any one of claims 1 to 6, **characterized in that** it comprises, the content being expressed by weight:

$$1.4\% \leq Si \leq 1.7\%.$$

8. Composition according to claim any one of claims 1 to 7, **characterized in that** it comprises, the content being expressed by weight:

$$Al \leq 0.015\%.$$

9. Composition according to claim any one of claims 1 to 8, **characterized in that** it comprises, the content being expressed by weight:

$$0.12\% \leq V \leq 0.15\%.$$

10. Composition according to claim any one of claims 1 to 9, **characterized in that** it comprises, the content being expressed by weight:

$$Ti \leq 0.005\%.$$

11. Sheet of steel of composition according to any one of claims 1 to 10, **characterized in that** the microstructure of said steel consists of ferrite, bainite, residual austenite and, optionally, martensite.

12. Sheet of steel according to claim 11, **characterized in that** the microstructure of said steel has a residual austenite content of between 8 and 20%.

13. Sheet of steel according to any one of claims 11 or 12, **characterized in that** the microstructure of said steel has a martensite content of less than 2%.

14. Sheet of steel according to any one of claims 11 to 13, **characterized in that** the mean size of the residual austenite islands does not exceed 2 microns.

15. Sheet of steel according to any one of claims 11 to 14, **characterized in that** the mean size of the residual austenite islands does not exceed 1 micron.

16. Process for manufacturing a hot-rolled sheet exhibiting TRIP behaviour, in which:

- a steel of composition according to any one of claims 1 to 10 is supplied;
- a semi-finished product is cast from this steel;
- said semi-finished product is raised to a temperature above 1200°C;
- said semi-finished product is hot-rolled;
- the sheet thus obtained is cooled;
- said sheet is coiled,
- **characterized in that** the temperature T_{er} of the end of said hot rolling, the rate V_c of said cooling and the temperature T_{coil} of said coiling are chosen in such a way that the microstructure of said steel consists of ferrite, bainite, residual austenite and, optionally, martensite.

17. Process according to claim 16, **characterized in that** the temperature T_{er} of the end of said hot rolling, the rate V_c of said cooling and the temperature T_{coil} of said coiling are chosen in such a way that the microstructure of said steel has a residual austenite content of between 8 and 20%.

18. Process according to claim 16 or 17, **characterized in that** the temperature T_{er} of the end of said hot rolling, the rate V_c of said cooling and the temperature T_{coil} of said coiling are chosen in such a way that the microstructure of said steel has a martensite content of less than 2%.

19. Process according to any one of claims 16 to 18, **characterized in that** the temperature T_{er} of the end of said hot rolling, the rate V_c of said cooling and the temperature T_{coil} of said coiling are chosen in such a way that the mean size of the residual austenite islands does not exceed 2 microns.

20. Process according to any one of claims 16 to 19, **characterized in that** the temperature T_{er} of the end of said hot rolling, the rate V_c of said cooling and the temperature T_{coil} of said coiling are chosen in such a way that the mean size of the residual austenite islands does not exceed 1 micron.

21. Process for manufacturing a hot-rolled sheet according to claim 16, **characterized in that** the temperature T_{er} of the end of said rolling is not less than 900°C, the rate V_c of said cooling is not less than 20°C/s and the temperature T_{coil} of said coiling is below 450°C

22. Process according to claim 21, **characterized in that** the coiling temperature T_{coil} is below 400 ° C.

23. Process for manufacturing a cold-rolled sheet exhibiting TRIP behaviour, in which:

- a hot-rolled steel sheet manufactured according to any one of claims 16 to 22 is supplied;
- said sheet is pickled;
- said sheet is cold-rolled; and
- said sheet is made to undergo an annealing heat treatment, said heat treatment comprising a heating phase at a heating rate V_{hs} , a soak phase at a soak temperature T_s for a soak time is followed by a cooling phase at a cooling rate V_{cs} when the temperature is below Ar_3 , followed by a soak phase at a soak temperature T'_s for a soak time t'_s , **characterized in that** the parameters V_{hs} , T_s , t_s , V_{cs} , T'_s and t'_s are chosen in such a way that the microstructure of said steel consists of ferrite, bainite, residual austenite and, optionally, martensite.

24. Process according to claim 23, **characterized in that** the parameters V_{hs} , T_s , t_s , V_{cs} , T'_s and t'_s , are chosen in such a way that the microstructure of said steel has a residual austenite content of between 8 and 20%.

25. Process according to any one of claims 23 or 24, **characterized in that** the parameters V_{hs} , T_s , t_s , V_{cs} , T'_s and t'_s ,

are chosen in such a way that the microstructure of said steel has a martensite content of less than 2%.

26. Process according to any one of claims 23 to 25, **characterized in that** the parameters V_{hs} , T_s , t_s , V_{cs} , T'_s and t'_s , are chosen in such a way that the mean size of the residual austenite islands is less than 2 microns.

27. Process according to any one of claims 23 to 26, **characterized in that** the parameters V_{hs} , T_s , t_s , V_{cs} , T'_s and t'_s are chosen in such a way that the mean size of the residual austenite islands is less than 1 micron.

28. Process for manufacturing a cold-rolled sheet exhibiting TRIP behaviour according to claim 23, **characterized in that** said sheet is made to undergo an annealing heat treatment, said heat treatment comprising a heating phase at a heating rate V_{hs} of 2°C/s or higher, a soak phase at a soak temperature T_s of between A_{c1} and A_{c3} for a soak time t_s of between 10 and 200 s, followed by a cooling phase at a cooling rate V_{cs} of greater than 15°C/s when the temperature is below Ar_3 , followed by a soak phase at a temperature T'_s of between 300 and 500 ° C for a soak time t'_s of between 10 and 1000 s.

29. Process according to claim 28, **characterized in that** said soak temperature T_s is between 770 and 815° C.

30. Using of a sheet of steel as claimed in any one of claims 11 to 15, or manufactured by the process of any one of claims 16 to 29, for the manufacture of structural components or of reinforcing elements in the automobile field.