

12

DEMANDE DE BREVET D'INVENTION

A1

22 Date de dépôt : 04.04.00.

30 Priorité : 06.04.99 JP 09827799; 16.12.99 JP 35690299.

43 Date de mise à la disposition du public de la demande : 13.10.00 Bulletin 00/41.

56 Liste des documents cités dans le rapport de recherche préliminaire : *Ce dernier n'a pas été établi à la date de publication de la demande.*

60 Références à d'autres documents nationaux apparentés :

71 Demandeur(s) : KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO — JP.

72 Inventeur(s) : MAKII KOICHI, IBARAKI NOBUHIKO, OCHIAI KENJI, INADA ATSUSHI, WADA SAKAE, MINAMIDA TAKAAKI et NAGAO MAMORU.

73 Titulaire(s) :

74 Mandataire(s) : NOVAMARK TECHNOLOGIES.

54 FIL D'ACIER A FORTE TENEUR EN CARBONE AYANT UNE RESISTANCE SUPERIEURE VIS-A-VIS DES CRAQUELURES LONGITUDINALES, ACIER POUR CELUI-CI, ET PROCEDE DE PRODUCTION DE CELUI-CI.

57 L'invention concerne un fil d'acier à forte teneur en carbone ayant une résistance élevée et une résistance supérieure vis-à-vis des craquelures longitudinales, un acier pour ledit fil d'acier à forte teneur en carbone, et un procédé pour produire ledit acier. Le fil d'acier à forte teneur en carbone est caractérisé en ce que les composants essentiels sont C (0, 65-1, 2 % en poids), Si (0, 1-2, 0 % en poids), Mn (0, 2-2, 0 % en poids), et Fe, la phase principale est la perlite, et le rapport de surface en ferrite est inférieur à 0, 40 % dans la couche de surface jusqu'à une profondeur de 50 µm de la surface. L'acier à forte teneur en carbone peut en outre contenir B (0, 0003, 0,0050 % en poids), Ti (moins de 0, 030 % en poids), et N (moins de 0, 0050 % en poids), les quantités de B, Ti, et N satisfaisant l'équation suivante:

$$0, 03 \leq B / (Ti / 3, 43 - N) \leq 5, 0$$

Le fil d'acier résultant produit de façon habituelle contient de la ferrite en une quantité inférieure à 0, 40 % en poids dans sa couche de surface. Cette faible teneur en ferrite est responsable de la bonne résistance aux craquelures longitudinales parce que la ferrite est le point de départ des craquelures longitudinales.



FIL D'ACIER A FORTE TENEUR EN CARBONE AYANT UNE RESISTANCE SUPERIEURE VIS-A-VIS DES CRAQUELURES LONGITUDINALES, ACIER POUR CELUI-CI, ET PROCEDE DE PRODUCTION DE CELUI-CI

ARRIERE-PLAN DE L'INVENTION

5 1. Domaine de l'invention

La présente invention a pour objet un fil d'acier au carbone pour câbles en fil d'acier, filins en fil d'acier, etc., un acier comme matière première pour ledit fil d'acier, et un procédé de production de ceux-ci. Ce fil
10 d'acier au carbone est fini sans traitement thermique (tel que bleuissage) après le laminage à froid.

2. Description de la technique apparentée

Les pneus pour automobile à bandage métallique radial sont renforcés avec des fils d'acier tels que des cordons
15 et des tringles. Leur constituant est un cordon composé de fils d'acier à forte teneur en carbone torsadés, chacun mesurant 0,2 mm de diamètre et ayant une résistance supérieure à 310 kgf/mm².

Chaque fil constituant le cordon est obtenu par
20 tréfilage à partir d'un acier à forte teneur en carbone eutectoïde ou hypereutectoïde. L'étape de tréfilage est suivie par un patentage, un décapage, un dépôt de laiton (pour assurer une bonne adhésion au caoutchouc). Le tréfilage final donne un fil fin d'environ 0,2 mm de
25 diamètre. Le traitement par patentage transforme la structure austénitique en une structure fine de perlite à environ 500-550°C, rendant ainsi l'acier plus dur.

Les pneus pour automobiles nécessitent actuellement une durabilité améliorée et lesdits pneus à bandage d'acier

nécessitent aussi une plus grande résistance qu'avant. Un moyen efficace d'augmenter la résistance est d'augmenter la teneur en carbone. Cependant, une simple augmentation de la teneur en carbone conduit à des craquelures longitudinales
5 lorsque le fil est torsadé. Les craquelures longitudinales peuvent être efficacement évitées par incorporation de chrome. Le brevet japonais publié n° 194147/1990 divulgue l'incorporation de 0,10-0,30 % de chrome. Le brevet japonais publié n° 049592/1994 divulgue l'incorporation de
10 chrome en une quantité spécifique déterminée par la teneur en bore. Cette dernière est destinée à favoriser la croissance de cémentite dans la perlite et à améliorer la ductilité et les propriétés à l'usure.

OBJET ET RESUME DE L'INVENTION

15 La première technique mentionnée ci-dessus (incorporation de chrome) est limitée en accroissement de la résistance à la rupture (360 kgf/mm² au plus) et en valeur de torsion (25 au plus). Il n'est pas souhaitable d'ajouter du chrome si on tient compte de l'énergie pour le
20 raffinage du chrome et le recyclage des produits en acier. La seconde technique mentionnée ci-dessus présente l'inconvénient de nécessiter du chrome comme composant essentiel et d'être limitée par le rapport limite de fonctionnement du tréfilage (ne dépassant pas la valeur
25 classique de 3,6). Elle ne donne pas de fils d'acier fins ayant une très haute résistance dépassant 4000 MPa.

La présente invention a été réalisée pour résoudre le problème mentionné ci-dessus. Un objet de la présente invention est de proposer un fil d'acier à haute teneur en

carbone qui présente une résistance améliorée et une bonne résistance aux craquelures longitudinales même si on n'incorpore pas de chrome. Un autre objet de la présente invention est de proposer un acier pour ledit fil d'acier.

5 Encore un autre objet de la présente invention est de proposer un procédé de production dudit fil d'acier et dudit acier. La présente invention est définie dans ce qui suit pour réaliser ces objets.

Le premier aspect de la présente invention est
10 constitué d'un fil d'acier à haute teneur en carbone ayant une résistance supérieure aux craquelures longitudinales qui est caractérisé en ce que les composants essentiels sont C (0,65-1,2 % en poids), Si (0,1-2,0 % en poids), Mn (0,2-2,0 % en poids), et Fe, la phase principale est la
15 perlite, et le rapport de surface en ferrite est inférieur à 0,40 % sur la couche de surface jusqu'à une profondeur de 50 μm de la surface. L'expression "la phase principale est la perlite" signifie que le rapport en surface de perlite est supérieur à 80 %. Le rapport en surface de perlite
20 préféré est supérieur à 90 %.

Le second aspect de la présente invention est constitué d'un fil d'acier à forte teneur en carbone ayant une résistance supérieure aux craquelures longitudinales qui est caractérisé en ce que les composants essentiels
25 sont C (0,65-1,2 % en poids), Si (0,1-2,0 % en poids), Mn (0,2-2,0 % en poids), B (0,0003-0,0050 % en poids), Ti (moins de 0,030 % en poids), N (moins de 0,0050 % en poids), et Fe, les quantités de B, Ti, et N satisfaisant l'équation (1) :

$$0,03 \leq B / (Ti/3,43 - N) \leq 5,0 \quad (1)$$

la phase principale est la perlite, et le rapport de surface en ferrite est inférieur à 0,40 % dans la couche de surface jusqu'à une profondeur de 50 μm de la surface.

5 Le troisième aspect de la présente invention est constitué d'un acier pour fil d'acier à forte teneur en carbone qui a la même composition chimique que définie ci-dessus dans le second aspect et qui est caractérisé en ce que le diamètre de particule maximal de l'inclusion TiN est
10 inférieur à 8,0 μm . Cet acier est transformé en un fil d'acier à forte teneur en carbone tel que mentionné ci-dessus par réduction du diamètre (y compris traitement après patentage) et patentage ultérieur.

Le quatrième aspect de la présente invention est
15 constitué par un procédé de production d'un acier pour fil d'acier à haute teneur en carbone, ledit procédé consistant à couler un acier ayant la même composition chimique que définie ci-dessus dans le second aspect, à refroidir le moule à une vitesse supérieure à 5°C/s entre le moment du
20 début de la coulée et l'achèvement de la solidification, et à laminier à chaud la billette résultante.

Le cinquième aspect de la présente invention est constitué d'un fil d'acier à forte teneur en carbone qui est caractérisé en ce que les composants essentiels sont C
25 (0,65-1,2 % en poids), Si (0,1-2,0 % en poids), Mn (0,2-2,0 % en poids), B (0,0003-0,0050 % en poids, B en solution solide représentant plus de 0,0003 % en poids), N (moins de 0,0050 % en poids), et Fe, la teneur en Ti est limitée à 0-0,005 % en poids, la phase principale est la perlite, et

le rapport de surface en ferrite est inférieur à 0,40 % dans la couche de surface jusqu'à une profondeur de 50 μm de la surface. Ce qui est unique dans cet aspect est que la teneur en Ti dans le second aspect est limitée.

5 Le sixième aspect de la présente invention est constitué par un acier pour fil d'acier à forte teneur en carbone ayant une résistance supérieure vis-à-vis des craquelures longitudinales, ledit acier ayant la même composition chimique que définie dans le cinquième aspect.
10 Cet acier est transformé en le fil d'acier à haute teneur en carbone (défini dans le cinquième aspect) par une réduction du diamètre (y compris traitement après le patinage) et patinage ultérieur.

Le septième aspect de la présente invention est
15 constitué par un procédé de production d'une barre d'acier pour fil d'acier à forte teneur en carbone, ledit procédé consistant à couler un acier dont les composants essentiels sont C (0,65-1,2 % en poids), Si (0,1-2,0 % en poids), Mn (0,2-2,0 % en poids), B (0,0003-0,0050 % en poids), N
20 (moins de 0,050 % en poids), et Fe, la teneur en Ti étant limitée à 0-0,005 % en poids, à refroidir le moule à une vitesse supérieure à 5°C/s entre le moment du début de la coulée et l'achèvement de la solidification, formant ainsi une billette, chauffer la billette résultante et la laminier
25 à chaud de telle sorte que la température de finition soit de 900-1100°C, et à refroidir le produit laminé à chaud à 850°C en 30 secondes. Ce procédé donne l'acier pour le fil d'acier à forte teneur en carbone qui est défini ci-dessus dans le sixième aspect.

BREVE DESCRIPTION DES FIGURES

La Fig. 1 est un diagramme montrant la zone des mesures de la quantité de ferrite dans le fil d'acier à forte teneur en carbone. La Fig. 1 montre aussi le résultats des mesures du rapport de surface en ferrite dans la couche de surface (S) et le cœur (C) du fil d'acier à forte teneur en carbone constitué d'acier exempt de bore (A) et d'acier contenant du bore (B).

La Fig. 2 est un graphique montrant comment la température de chauffage et le temps de maintien affectent la quantité de bore en solution solide dans l'acier hyper-eutectique contenant du bore et exempt de titane (après maintien et trempe). La quantité de bore est tracée avec une valeur en ppm.

DESCRIPTION DES MODES DE REALISATION PREFERES.

Les présents inventeurs ont mené des recherches poussées sur la raison pour laquelle des craquelures longitudinales se produisent lorsque la résistance du fil d'acier à forte teneur en carbone s'accroît. Ils ont découvert que de la ferrite pro-eutectoïde apparaît dans la couche de surface du fil d'acier qui porte des craquelures longitudinales même si l'acier contient du carbone en une quantité correspondant à la composition hypereutectoïde. Cette ferrite pro-eutectoïde semble être le point de départ de la craquelure longitudinale. Comme le montre la Fig. 1(A), la teneur en ferrite (en termes de rapport de surface en ferrite) dans la couche de surface (S) (jusqu'à une profondeur de 50 μm) est bien plus importante que celle dans le cœur (C) dans le cas d'un fil d'acier à forte

teneur en carbone (0,2 mm de diamètre) ne contenant pas de bore (avec une teneur moyenne en carbone de 0,90 % en poids). (Ce fil d'acier est celui appelé échantillon n° 20 dans l'Exemple mentionné plus loin). Après recherche de la cause de la formation de ferrite, on a découvert que la concentration en carbone est extrêmement basse dans la couche de surface du fil d'acier. Il semble que la baisse de la concentration en carbone dans la couche de surface est due à une décarbonisation au cours du tréfilage et du traitement thermique. Cette découverte conduit à l'idée qu'il doit être possible d'augmenter la résistance et d'améliorer la résistance vis-à-vis des craquelures longitudinales sans ajouter de chrome si la baisse de la teneur en carbone dans la couche de surface est évitée et que la formation de ferrite qui conduit aux craquelures longitudinales dans la couche de surface est empêchée. La présente invention a été réalisée à partir de cette idée. La présente invention est décrite plus en détail par rapport aux modes de réalisation qui suivent.

Le premier mode de réalisation concerne un fil d'acier à forte teneur en carbone qui est caractérisé en ce que les composants essentiels sont C (0,65-1,2 % en poids), Si (0,1-2,0 % en poids), Mn (0,2-2,0 % en poids), et Fe, la phase principale est la perlite, et le rapport en surface de ferrite est inférieur à 0,40 % dans la couche de surface jusqu'à une profondeur de 50 μm de la surface.

Les composants de ce fil d'acier à forte teneur en carbone sont limités par les raisons données ci-dessous.

C : 0,65-1,2 % en poids

Le carbone est un élément peu coûteux pour augmenter efficacement la résistance. Plus grande est la quantité de carbone, plus importante est l'importance du durcissement dû au tréfilage et la résistance après le tréfilage. Plus
5 faible est la quantité de carbone, plus il est difficile de réduire la quantité de ferrite. Par conséquent, selon la présente invention, la limite inférieure de la teneur en carbone doit être de 0,65 % en poids, de préférence 0,7 % en poids, et plus préférentiellement 0,8 % en poids. Par
10 contre, avec une teneur en carbone en excès, le fil d'acier est susceptible de rupture durant le tréfilage en raison de la cémentite pro-eutectoïde de type réseau qui se forme à la limite du grain de l'austénite. Cette cémentite a un effet néfaste sur la dureté et la ductilité après le
15 tréfilage final en fils fins. La limite supérieure de la teneur carbone doit être de 1,2 % en poids, de préférence de 1,1 % en poids.

Si : 0,1-2,0 % en poids.

Le silicium est un élément utile comme désoxydant. Il
20 joue un rôle important dans la présente invention qui couvre en général les fils d'acier exempts d'aluminium. Avec une teneur inférieure à 0,1 % en poids, le silicium ne joue pas son rôle de désoxydant. Par conséquent, la limite supérieure de la teneur en silicium doit être de 0,1 % en
25 poids. Par contre, avec une teneur en excès, le silicium rend difficile la réalisation du tréfilage par décalaminage mécanique (DM en abrégé ci-après). Ainsi, la limite supérieure de la teneur en silicium doit être de 2,0 % en poids, de préférence de 1,0 % en poids, plus
30 préférentiellement de 0,5 % en poids.

Mn : 0,2-2,0 % en poids.

Le manganèse est aussi un élément utile comme désoxydant comme le silicium. Le fil d'acier exempt d'aluminium selon la présente invention nécessite du
5 manganèse comme du silicium pour une désoxydation efficace. Le manganèse agit aussi pour augmenter la dureté et la ductilité de l'acier car il s'associe au soufre dans l'acier pour former du MnS stable. En outre, il améliore
10 efficacement la capacité au durcissement, réduisant ainsi la ferrite pro-eutectoïde dans le produit laminé. Pour que ces effets se produisent, la limite inférieure de la teneur en manganèse doit être de 0,2 % en poids, de préférence de 0,3 % en poids. Par contre, le manganèse est un élément susceptible de ségrégation. Par conséquent, le manganèse en
15 excès forme des structures sur-refroidies telles que la martensite et la bainite dans la partie où le manganèse a migré. Elles ont un effet néfaste sur la tréfilabilité. Par conséquent, la limite supérieure de la teneur en manganèse doit être de 2,0 % en poids, de préférence de 1,0 % en
20 poids.

Le fil d'acier à forte teneur en carbone selon ce mode de réalisation est composé des composants essentiels mentionnés ci-dessus, le reste étant des impuretés inévitables. Pour améliorer les propriétés de comportement,
25 on peut incorporer des éléments éventuels en une quantité non néfaste aux fonctions des composants essentiels. Des exemples de tels éléments sont donnés plus tard.

Le fil d'acier à forte teneur en carbone a la structure décrite dans ce qui suit. Il a une structure de

perlite comme phase principale qui est formée par le traitement de patentage. Cette structure est globalement similaire à la structure classique mais est caractérisée en ce que le rapport de surface en ferrite est inférieur à 5 0,40 % dans la couche de surface jusqu'à une profondeur de 50 μm de la surface du fil d'acier.

Les craquelures longitudinales débutent dans la couche de surface jusqu'à une profondeur de 50 μm de la surface du fil d'acier. Par conséquent, une bonne résistance aux 10 craquelures longitudinales se développe si la formation de ferrite dans cette partie est supprimée de telle sorte que le rapport de surface en ferrite soit inférieur à 0,40 %. Ceci est démontré dans les Exemples qui suivent.

Une façon d'empêcher la formation de ferrite dans la 15 couche de surface est d'incorporer dans un acier un composant qui inhibe la formation de ferrite (comme montré dans le second mode de réalisation qui suit) ou par carburation durant ou après le tréfilage qui précède le patentage. Le fil d'acier de la présente invention peut 20 être obtenu globalement de la même façon qu'avant. Son procédé de production consiste en un laminage à chaud, un tréfilage, un décapage, un patentage, et éventuellement un tréfilage final (tréfilage humide).

L'acier à forte teneur en carbone selon le second mode 25 de réalisation est décrit dans ce qui suit. Il diffère de celui selon le premier mode de réalisation en ce qu'il contient du bore etc. comme composants essentiels pour empêcher la formation de ferrite. Une quantité adéquate (0,0020 % en poids) de bore inhibe remarquablement la

formation de ferrite dans la couche de surface (S) du fil d'acier comme le montre la Fig. 1(B) en termes de rapport de surface en ferrite (α) dans la couche de surface (S) et le cœur (C). Ce fil d'acier (contenant 0,90 % en poids de carbone en moyenne et ayant un diamètre de 0,02 mm) est
5 celui appelé Echantillon n° 11 dans l'Exemple mentionné plus loin. Cette découverte est la base du fil d'acier à forte teneur en carbone selon le second mode de réalisation.

10 Le second mode de réalisation a pour objet un fil d'acier à forte teneur en carbone qui est caractérisé en ce que les composants essentiels sont C (0,65-1,2 % en poids), Si (0,1-2,0 % en poids), Mn (0,2-2,0 % en poids), B (0,0003-0,0050 % en poids), Ti (moins de 0,030 % en poids),
15 N (moins de 0,0050 % en poids), et Fe, les quantités de B, Ti, et N satisfaisant l'équation (1) :

$$0,03 \leq B / (Ti / 3,43 - N) \leq 5,0 \quad (1)$$

la phase principale est la perlite, et le rapport de surface en ferrite est inférieur à 0,40 % dans la couche de
20 surface jusqu'à une profondeur de 50 μ m de la surface.

Ce fil d'acier à forte teneur en carbone a trois composants majeurs (C, Si et Mn) limités par les mêmes raisons que mentionnées plus haut. Ses autres composants (B, Ti et N) sont limités par les raisons qui sont
25 expliquées en détail ci-dessous.

B : 0,0003-0,0050 % en poids.

Le bore est un élément important à ajouter pour empêcher la formation de ferrite dans la couche de surface

jusqu'à une profondeur de 50 μm à partir de la surface. On considère en général que le bore dans l'acier hypoeutectique migre à la limite des grains d'austénite, réduisant ainsi l'énergie intergranulaire et diminuant le

5 taux de formation de la ferrite, et produisant donc l'effet d'inhiber la formation de ferrite, mais le bore ne produit pas cet effet dans l'acier eutectique ou hypereutectique. Cependant, dans la présente invention, la teneur en carbone

10 semble diminuer dans la couche de surface en raison de la décarbonisation durant le traitement thermique. Par conséquent, le bore inhibe la formation de ferrite et empêche efficacement les craquelures longitudinales que la composition moyenne soit eutectique ou hypereutectique. Dans ce cas, le bore est présent sous forme de bore libre.

15 En d'autres termes, il existe dans l'acier non comme un composé mais comme un atome en solution solide. Avec une quantité inférieure à 0,0003 % en poids, le bore ne produit pas son effet d'inhibition de la formation de ferrite et d'empêchement des craquelures longitudinales. Avec une

20 quantité supérieure à 0,0050 % en poids, le bore forme un composé tel que $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$, diminuant la quantité de bore libre, et donc le bore ne produit pas pleinement son effet d'empêchement des craquelures longitudinales. Les grains grossiers de $\text{Fe}_{23}(\text{CB})_6$ provoquent souvent une rupture durant

25 le tréfilage. La limite inférieure de la teneur en bore doit être de 0,0003 % en poids, de préférence 0,0006 % en poids, et la limite supérieure de la teneur en bore doit être de 0,0050 % en poids, de préférence de 0,0040 % en poids.

30 Ti : moins de 0,030 % en poids

Le titane s'associe à l'azote (qui est inévitablement présent) pour former du TiN stable, empêchant ainsi le bore de s'associer à l'azote et permettant la présence de bore libre. Cependant, le titane en quantité excessive cause la
5 précipitation de TiC et de ferrite lamellaire, affectant ainsi de façon néfaste la tréfilabilité. En outre, le titane en excès donne naissance à du TiN grossier. Par conséquent, la quantité de titane doit être inférieure à
10 0,030 % en poids, de préférence inférieure à 0,015 % en poids. La limite inférieure de la teneur en titane est déterminée par l'équation (1) selon la quantité de bore et d'azote.

N : moins de 0,0050 % en poids

Dans ce mode de réalisation, l'azote est fixé par le
15 titane de façon à assurer la présence de bore libre. La teneur en azote doit être aussi basse que possible de sorte que la quantité de titane à ajouter soit réduite. Cependant, réduire excessivement la quantité d'azote élève le coût de production de l'acier. Ainsi, la limite
20 supérieure de la teneur en azote doit être de 0,0050 % en poids, de préférence de 0,0035 % en poids, et plus préférentiellement de 0,0020 % en poids.

Equation (1) : $0,03 \leq B / (Ti/3,43 - N) \leq 5,0$

Le terme $(Ti/3,43 - N)$ dans cette équation représente
25 la quantité de titane en excès dans le cas où tout l'azote est fixé par le titane. Si la valeur de ce terme est inférieure à 0,03, cela signifie que la quantité de titane en excès est trop grande par rapport à la quantité de bore ajouté. Par conséquent, le titane en excès forme TiC et du

TiN grossier, les deux affectant la tréfilabilité de manière néfaste. Si la valeur du terme est supérieure à 5,0, cela signifie que la quantité de titane en excès est trop petite par rapport à la quantité de bore ajouté. Le
5 résultat est que la quantité de bore libre est trop faible et la formation de ferrite n'est pas inhibée comme on le souhaite. Par conséquent, la limite inférieure de la valeur du terme doit être de 0,03, de préférence 0,50, et la limite supérieure de la valeur du terme doit être de 5,0,
10 de préférence 4,0, et plus préférentiellement 2,5.

Le fil d'acier à forte teneur en carbone selon le second mode de réalisation est composé des composants essentiels mentionnés ci-dessus, le reste étant des impuretés inévitables. Pour une amélioration des propriétés
15 de comportement, on peut incorporer des éléments optionnels en une quantité non néfaste aux fonctions des composants essentiels, comme dans le premier mode de réalisation. Des exemples de tels éléments sont Cr (moins de 0,8 % en poids), Cu (moins de 0,5 % en poids), Ni (moins de 0,5 % en
20 poids), Nb (moins de 0,02 % en poids), et V (moins de 0,02 % en poids). L'un quelconque ou plusieurs de ces éléments peut être ajouté aux composants de base spécifiés dans le premier ou le second aspect de la présente invention. La composition résultante est l'une quelconque des
25 compositions suivantes, le reste étant du fer.

(1) Composants de base + Cr

(2) Composants de base ou composition (1) + Cu

(3) Composants de base ou composition (1) ou (2) + Ni

(4) Composants de base ou composition (1), (2) ou (3) +
l'un ou les deux parmi Nb et V.

Cr : moins de 0,8 % en poids.

Le chrome affine les intervalles lamellaires de la
5 perlite et améliore la résistance et la tréfilabilité de la
barre d'acier. Pour que le chrome produise ses effets, la
quantité de chrome doit être supérieure à 0,05 % en poids,
de préférence 0,1 % en poids. Par contre, le chrome en
quantité excessive tend à former de la cémentite non
10 dissoute et prolonge le temps nécessaire à la totalité de
la transformation. De plus, il donne naissance à une
structure sur-refroidie (telle que la martensite et la
bainite) dans la barre d'acier laminée à chaud, et il a un
effet néfaste sur la tréfilabilité mécanique. Par
15 conséquent, la limite supérieure de la teneur en chrome
doit être de 0,8 % en poids.

Cu : moins de 0,5 % en poids

Le cuivre améliore la résistance à la corrosion des
fils d'acier très fins. Il améliore aussi la capacité au
20 décalaminage au moment du tréfilage mécanique et empêche le
grippage de la filière. Pour que le cuivre produise son
effet, la quantité de cuivre doit être supérieure à 0,05 %
en poids. Par contre, le cuivre en quantité excessive
provoque un cloquage à la surface du fil même si la barre
25 d'acier laminée à chaud est maintenue à haute température à
environ 900°C. Sous le cloquage de la magnétite se forme
dans l'acier, qui a un effet négatif sur la tréfilabilité
mécanique. En outre, le cuivre réagit avec le soufre pour
former CuS qui migre à la limite des grains, causant des

défauts dans la billette et la barre d'acier au cours de la production de la barre d'acier. De tels effets négatifs doivent être évités en limitant la teneur maximale en cuivre à 0,5 % en poids.

5 Ni : moins de 0,5 % en poids

Le nickel améliore la ductilité de la cémentite et contribue donc à la tréfilabilité. Le nickel en quantité égale ou légèrement inférieure à celle du cuivre empêche efficacement les craquelures de chaleur causées par le
10 cuivre. Par contre, le nickel est cher et n'est pas tellement efficace pour augmenter la résistance; par conséquent, la limite supérieure de la teneur en nickel doit être de 0,5 % en poids.

Nb et V : chacun inférieur à 0,02 % en poids.

15 Nb et V améliorent la durcissabilité et sont efficaces pour augmenter la résistance. Cependant, s'ils sont ajoutés en quantités excessives, ils forment trop de carbures, diminuant le carbone pour former la cémentite lamellaire, avec pour résultat que la résistance diminue et que la
20 seconde phase de ferrite se forme à l'excès. Par conséquent, leur limite supérieure respective doit être de 0,02 % en poids.

Par ailleurs, le brevet japonais publié n° 49592/1994 divulgue un acier pour fil d'acier à forte teneur en
25 carbone qui est additionné de chrome et aussi de bore. Selon cette technique, le bore est ajouté proportionnellement à la teneur en chrome de façon à favoriser la croissance de la cémentite en perlite.

Par conséquent, la technique divulguée est entièrement différente de la présente invention dans l'objet et l'effet de l'incorporation du bore.

Le fil d'acier à forte teneur en carbone selon le
5 second mode de réalisation peut être produit à partir d'un acier à forte teneur en carbone contenant Ti qui a la même composition chimique que le fil d'acier à forte teneur en carbone et a des inclusions de TiN dont le diamètre maximal est inférieur à 0,8 μm .

10 Cet acier peut être facilement transformé en un fil d'acier à forte teneur en carbone ayant une résistance supérieure vis-à-vis des craquelures longitudinales par le procédé ordinaire de production de fils, parce qu'il contient du bore libre qui inhibe la formation de ferrite,
15 rendant ainsi moins probable l'augmentation de la teneur en ferrite (due à la diminution de la teneur en carbone dans la couche de surface du fil) même après laminage à chaud, tréfilage, et patentage. En outre, comme le diamètre maximal des inclusions de TiN est limité à 8,0 μm , il est
20 moins susceptible de rupture durant le tréfilage et a une bonne tréfilabilité.

L'acier à forte teneur en carbone contenant Ti mentionné ci-dessus peut être produit facilement à partir d'un acier de la même composition chimique que le fil
25 d'acier à forte teneur en carbone dans le second mode de réalisation par coulée, refroidissement à une vitesse supérieure à 5°C/s, et laminage à chaud de la billette résultante. La vitesse précisée ci-dessus (supérieure à 5°C/s) pour le refroidissement entre la coulée et la

solidification empêche la croissance des grains des inclusions de TiN de sorte que leur diamètre maximal de grain soit inférieur à 8,0 μm . La vitesse de refroidissement après la coulée doit de préférence être
5 supérieure à 8°C/s, plus préférentiellement supérieure à 10°C/s. La billette peut être chauffée et laminée de la façon habituelle. Habituellement, la température de chauffage est d'environ 1000-1300°C, la température de finition du laminage est supérieure au point A_r_3 , et la
10 température d'enroulement est d'environ 100-300°C.

L'acier à forte teneur en carbone selon le troisième mode de réalisation est décrit dans ce qui suit. Il est caractérisé en ce que les composants essentiels sont C (0,65-1,2 % en poids), Si (0,1-2,0 % en poids), Mn (0,2-2,0
15 % en poids), B (0,0003-0,0050 % en poids, B en solution solide représentant plus de 0,0003 % en poids), N (moins de 0,0050 % en poids), et Fe, la quantité de Ti étant limitée à 0-0,005 % en poids, et la phase principale est la perlite et le rapport de surface en ferrite dans la couche de
20 surface jusqu'à une profondeur de 50 μm à partir de la surface est inférieur à 0,40 %.

Le fil d'acier à forte teneur en carbone relatif au troisième mode de réalisation est caractérisé en ce qu'il contient du bore libre comme composant essentiel bien qu'il
25 ne contienne pas de titane. Selon la technique classique, l'acier ne peut pas dans la pratique contenir de bore libre à moins qu'il soit additionné d'un élément formant un nitrure tel que Ti, Nb, et Al. Ceci parce que le bore lui-même est un élément formant un nitrure et le développement
30 technique s'est focalisé sur l'acier à faible ou moyenne

teneur en carbone (avec moins de 0,5 % en poids de carbone) et l'acier allié à faible teneur. Le troisième mode de réalisation est basé sur une nouvelle découverte selon laquelle l'acier peut contenir du bore libre si la quantité d'azote est strictement contrôlée dans l'acier à forte teneur en carbone ou l'acier hypereutectique et la température de chauffage et la vitesse de refroidissement (après laminage) sont strictement contrôlées. En conséquence, l'acier à forte teneur en carbone relatif au troisième mode de réalisation est complètement exempt d'inclusions de titane néfastes au tréfilage, de sorte qu'il peut être tréfilé en un fil fin à haute résistance qui n'a jamais été obtenu avec la technique classique. Le bore libre dans le fil d'acier obtenu dans le troisième mode de réalisation demeure intact durant le patentage et inhibe la formation de ferrite. (Le patentage pour les fils d'acier à forte teneur en carbone tels que les cordons pour pneus est habituellement terminé en un bref laps de temps, c'est-à-dire, une minute). Ainsi l'acier a une bonne tréfilabilité et n'est pas susceptible de délaminage (dans le test de torsion). Le fil d'acier à forte teneur en carbone selon le troisième mode de réalisation est utile industriellement comme fil d'acier à très haute résistance.

Le fil d'acier à forte teneur en carbone dans le troisième mode de réalisation est limité dans sa composition chimique (excepté pour Ti, B, et N), la phase principale, et la quantité de ferrite dans la couche de surface pour la même raison que celle mentionnée dans le second mode de réalisation. Une description détaillée est donnée ci-dessous de la raison pour laquelle la quantité de

bore libre (ou de bore en solution solide) et de titane est limitée.

Le titane (comme impureté) doit de préférence être absent, et la limite supérieure de la teneur en titane doit être de 0,005 % en poids. Avec une teneur en titane dans cet intervalle, l'acier obtenu dans les conditions mentionnées plus loin contient assez de bore libre et a une bonne tréfilabilité.

Afin d'assurer la présence de bore libre qui inhibe la formation de ferrite, il est nécessaire d'ajouter du bore en une quantité totale de au moins 0,0003 % en poids. Par contre, avec une quantité supérieure à 0,0050 % en poids, le bore forme $Fe_{23}(CB)_6$, au détriment de la tréfilabilité. Par conséquent, la limite supérieure de la teneur en bore doit être de 0,0050 % en poids, de préférence de 0,0040 % en poids. Le bore qui inhibe la formation de ferrite n'est pas le bore ajouté mais le bore libre qui ne forme aucun composé dans l'acier. Pour que le bore libre existe, il est nécessaire que BN ne se forme pas. En conséquence, la quantité d'azote doit être inférieure à 0,0050 % en poids, de préférence moins de 0,0035 % en poids. En outre, il est aussi nécessaire de contrôler les conditions de laminage comme mentionné plus loin. Le bore libre doit être présent en une quantité de au moins 0,0003 % en poids s'il doit inhiber la formation de ferrite. Plus la quantité de bore libre est importante, plus c'est souhaitable. Par ailleurs, la limite supérieure de la quantité de bore libre est imposée naturellement par la limitation de la quantité de bore qui peut être ajouté.

D'autre part, le fil d'acier à forte teneur en carbone selon le troisième mode de réalisation est composé des composants de base mentionnés plus haut et du composant essentiel (fer), mais il peut être additionné avec l'un ou
5 plusieurs parmi Cr, Cu, Ni, Nb, et V comme éléments d'amélioration, comme dans le cas du fil d'acier à forte teneur en carbone selon le second mode de réalisation.

Le fil d'acier à forte teneur en carbone selon le troisième mode de réalisation peut être obtenu à partir
10 d'un acier à forte teneur en carbone contenant Ti ayant la même composition chimique que le fil d'acier à forte teneur en carbone selon le troisième mode de réalisation par laminage à chaud, tréfilage, patentage, et éventuellement tréfilage final.

15 Cet acier peut être obtenu à partir d'un acier ayant la même composition chimique que le fil d'acier à forte teneur en carbone selon le troisième mode de réalisation par coulée, refroidissement à une vitesse supérieure à 5°C/s (entre la coulée et la solidification), et laminage à
20 chaud de la billette résultante. (La quantité de bore dans la composition chimique traduit la quantité de bore ajoutée qui est de 0,0003 %-0,0050 % en poids). Le laminage à chaud de la billette doit être effectué à 900-1300°C, de préférence à une température inférieure à 1200°C, et la
25 température de finition du laminage à chaud doit être de 900-1100°C. Le produit laminé doit être refroidi à 850°C en
30 secondes.

La coulée doit être suivie par un refroidissement à une vitesse supérieure à 5°C/s, de sorte que les inclusions

de titane deviennent de fines particules qui ne provoquent pas de cassure du fil durant le tréfilage.

Lors du laminage à chaud, la billette doit être chauffée au dessus de 900°C. Dans le cas contraire, la billette ne peut pas être laminée en raison d'une pression excessive. Ainsi la limite inférieure de la température de chauffage doit être de 900°C. Un chauffage au dessus de 900°C, de préférence au dessus de 930°C, conduit la plupart du bore dans l'acier à former une solution solide dans laquelle existe le bore libre. La quantité de bore libre est proportionnelle à la température de chauffage. Cependant, une température de chauffage excessivement élevée conduit à des grains de cristaux d'austénite grossiers qui diminuent la réduction en surface de la barre d'acier. Par conséquent, la limite supérieure doit être de 1300°C, de préférence 1200°C.

Ce qui est le plus important pour l'existence du bore libre est la température de finition (la température à laquelle le laminage de finition se termine) et le refroidissement qui suit le laminage à chaud. Les conditions souhaitables sont établies d'après les résultats de l'essai de simulation du laminage à chaud et du refroidissement. Cet essai est effectué sur un acier hypereutectique exempt de titane qui a une composition chimique de C (1,0 % en poids), Si (0,3 % en poids), Mn (0,35 % en poids), B (0,0030 % en poids ou 30 ppm), et N (0,0037 % en poids), le restant étant du fer. Dans l'essai, l'acier est chauffé à 1000°C puis on le laisse refroidir à 950°C, 900°C, 850°C, et 800°C (correspondant à la température de finition). Après refroidissement à la

température spécifiée, l'échantillon est maintenu à cette température durant 3 s, 10 s, 30 s, 100 s, et 180 s puis refroidi à l'eau. Après refroidissement, la quantité de bore libre dans l'acier est déterminée de la façon
5 suivante. L'échantillon est extrait de façon électrolytique et la quantité de bore restant sous forme de composé dans le résidu est déterminée par spectrométrie d'absorption à la curcumine. La quantité de bore libre est calculée à partir de la différence entre la quantité de bore sous
10 forme de composé et la quantité de bore ajoutée. Les résultats de l'essai sont représentés sur la Fig. 2. Les chiffres sur la figure indiquent la quantité de bore libre (en ppm). La courbe A représente le refroidissement à partir de 1100°C à une vitesse de 20°C/s. La courbe B
15 représente le refroidissement à partir de 1000°C à partir de 20°C/s. La courbe C représente le refroidissement à partir de 900°C à une vitesse de 20°C/s.

On remarque sur la Fig. 2 que la quantité de bore libre est faible si la température de maintien est
20 inférieure à 850°C. On remarque aussi qu'aux températures inférieures à 850°C, la quantité de bore libre diminue en proportion du temps de maintien. La quantité de bore libre diminue à 3 ppm (ou 0,0003 % en poids) si la température est de 850°C et le temps de maintien est de 30 secondes. A
25 800°C, la quantité de bore libre diminue moins en proportion du temps de maintien, avec 13 ppm (0,0013 % en poids) restant après le maintien durant 30 secondes. La Fig. 2 suggère que la diminution du bore libre (ou la précipitation de BN) dans l'acier hyper-eutectique est
30 représentée par la courbe C ayant la température de la zone

de l'embout. Ceci coïncide avec les connaissances antérieures.

D'après ce qui précède, on établit le procédé pour assurer la présence de bore libre. Selon ce procédé, le
5 laminage final est suivi par un refroidissement à 850°C en 30 secondes. Aux températures inférieures à 850°C, la solution solide contenant le bore dans l'acier reste telle qu'elle est même après enroulement, le bore ne s'associant pas avec l'azote, tant que le refroidissement est effectué
10 de la façon habituelle sans maintien en température.

La présente invention est décrite plus en détail par rapport aux exemples suivants, qui ne sont pas destinés à restreindre le domaine d'application de celle-ci.

Exemple 1

15 On coule un acier de composition chimique représentée dans le Tableau 1 ci-dessous en une billette par fusion par induction sous vide. La billette est refroidie à la vitesse représentée dans le Tableau 1 puis est forgé en une barre de 115 mm de côté. La barre est laminée en un câble de 5,5
20 mm de diamètre. Le câble est ensuite tréfilé en un fil de 2,10-1,40 mm de diamètre. Le fil tréfilé est chauffé à 940°C pour le patentage dans un lit fluidisé de sorte que la transformation en austénite se produise. Le fil subit une transformation isotherme en perlite fine à 540°C, un
25 décapage, un dépôt de cuivre, et finalement un tréfilage humide. On obtient ainsi un fil d'acier de 0,2 mm de diamètre.

On détermine pour le fil d'acier la quantité de ferrite dans la couche de surface (S) indiquée dans la Fig.

1 au moyen d'une photographie par SEM de la structure. On
recherche aussi dans le fil d'acier les craquelures
longitudinales (délaminage) par le test de torsion avec un
spécimen de 40 mm de long. La torsion est répétée 30 fois
5 ou jusqu'à ce que le spécimen présente des craquelures
longitudinales. L'échantillon est noté comme bon (O) s'il
n'est pas cassé par la torsion (30 fois), et l'échantillon
est noté comme médiocre (x) s'il est cassé par la torsion
(moins de 30 fois). On mesure la résistance à la rupture du
10 fil d'acier. On dissout la phase mère de la barre d'acier
laminée à chaud (0,2 kg) et on examine dans le résidu le
diamètre maximal de particule du TiN dans celui-ci. On
évalue la tréfilabilité en observant si oui ou non la barre
d'acier laminée à chaud (30 kg) est complètement tréfilée
15 en fil (0,2 mm de diamètre) sans rupture. Les résultats
sont représentés dans le Tableau 2. L'échantillon est noté
comme médiocre (x) si il casse une ou plusieurs fois. En
cas de rupture non fréquente, le tréfilage est poursuivi en
mettant les fils cassés bout à bout jusqu'à ce que le
20 diamètre final soit atteint. En cas de rupture fréquente,
le tréfilage est interrompu et le test de torsion n'est pas
effectué. ("pas de test" est noté par "-" dans le tableau).

Tableau 1

Acier n°	Composition chimique (% en poids), le reste étant sensiblement du fer								Valeur	CR	Note
	C	Si	Mn	Ti	Cr	B	N	Autres	De Q	C/s	
1	0,90	0,20	0,70	--	--	--	0,0030		--	10,00	Comp.
2	0,90	0,20	0,40	--	--	--	0,0030		--	10,00	Comp.
3	0,90	0,20	0,30	--	1,00	--	0,0030		--	10,00	Comp.
4	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	
5	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0040		-1,344	10,00	Comp.
6	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0060		-0,648	10,00	Comp.
7	0,90	0,90	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	
8	0,90	2,50	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	Comp.
9	0,90	0,20	1,50	0,01	--	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	
10	0,90	0,20	2,50	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	Comp.
11	0,90	0,20	0,40	0,02	0,20	0,0020	0,0020		0,5221	10,00	
12	0,90	0,20	0,40	0,04	0,20	0,0020	0,0020		0,2070	10,00	Comp.
13	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020	Cu : 0,1	2,1847	10,00	
14	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020	Ni : 0,1 Cu : 0,1	2,1847	10,00	
15	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020	Nb: 0,01	2,1847	10,00	
16	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020	Nb: 0,03	2,1847	10,00	Comp.
17	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020	V : 0,01	2,1847	10,00	
18	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020	V : 0,03	2,1847	10,00	Comp.
19	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0010	0,0020		1,0924	10,00	
20	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	--	0,0020		--	10,00	Comp.
21	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0040	0,0020		4,3694	10,00	
22	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0040		-1,844	10,00	Comp.
23	0,97	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	
24	1,10	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	
25	1,30	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	Comp.
26	0,82	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	
27	0,72	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	
28	0,62	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	
29	0,52	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	Comp.
30	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	80,00	
31	0,90	0,20	0,40	0,01	0,20	0,0020	0,0020		2,1847	0,50	Comp.
32	0,90	0,20	0,40	0,01	--	0,0020	0,0020		2,1847	10,00	
33	0,97	0,20	0,40	0,01	--	0,0020	0,0020	Cu : 0,1	2,1847	10,00	
34	0,97	0,20	0,40	0,01	--	0,0020	0,0020	Cu : 0,8	2,1847	10,00	Comp.
35	0,97	0,20	0,40	0,01	--	0,0020	0,0020	Ni : 0,1 Cu : 0,1	2,1847	10,00	
36	0,97	0,20	0,40	0,01	--	0,0020	0,0020	Ni : 0,3 Cu : 0,7	2,1847	10,00	Comp.

CR : vitesse de refroidissement après coulée; $Q = B / (T_i / 3,43 - N)$;
Comp. = exemple comparatif.

Tableau 2

Ech. N°	Acier n°	Qté de ferrite % vol.	Particules de TiN (μm), max	Tréfilage final		TS Fil d'acier MPa	Rupture	Craquelures longitudinales	Note
				Diamètre initial	Tension réelle				
1	1	0,43	--	1,40	3,89	3950	O	x	Comp.
2	2	0,42	--	1,40	3,89	3970	O	O	Comp.
3	3	0,72	--	1,40	3,89	4210	O	x	Comp.
4	4	0,15	1,91	1,40	3,89	4020	O	O	Comp.
5	5	0,31	2,43	1,40	3,89	3960	O	O	
6	6	0,32	3,90	1,40	3,89	3988	O	x	Comp.
7	7	0,19	1,93	1,40	3,89	4010	O	O	
8	8	0,56	1,90	1,40	3,89	4020	O	x	Comp.
9	9	0,20	1,97	1,40	3,89	4030	O	O	
10	10	0,63	1,94	1,40	3,89	4016	O	x	Comp.
11	11	0,14	2,60	1,40	3,89	4025	O	O	
12	12	0,19	12,80	1,40	3,89	4016	x	O	Comp.
13	13	0,21	2,10	1,40	3,89	4024	O	O	
14	14	0,22	2,80	1,40	3,89	4057	O	O	
15	15	0,29	1,60	1,40	3,89	4120	O	O	
16	16	0,59	1,60	1,40	3,89	4180	O	x	Comp.
17	17	0,28	1,35	1,40	3,89	4160	O	O	
18	18	0,55	1,28	1,40	3,89	4230	O	x	Comp.
19	19	0,22	1,01	1,40	3,89	4075	O	O	
20	20	0,45	1,24	1,40	3,89	4035	O	x	Comp.
21	21	0,19	1,43	1,40	3,89	4078	O	O	
22	22	0,53	8,60	1,40	3,89	4035	x	x	Comp.
23	23	0,21	1,34	1,40	3,89	4120	O	O	
24	24	0,22	1,94	1,40	3,89	4250	O	O	
25	25	0,21	1,70	1,40	2,77	--	x	--	Comp.
26	26	0,19	1,57	1,50	4,03	4012	O	O	
27	27	0,21	1,67	1,70	4,28	4011	O	O	
28	28	0,38	1,80	1,90	4,50	4007	O	O	
29	29	1,50	1,60	2,10	4,70	3820	x	X	Comp.
30	30	0,14	0,48	1,40	3,89	4022	O	O	
31	31	0,16	10,50	1,40	3,89	4015	x	O	Comp.
32	32	0,15	1,91	1,40	3,89	3930	O	O	
33	33	0,22	2,20	1,40	3,89	4086	O	O	
34	34	0,23	2,40	1,40	3,89	4138	O	X	Comp.
35	35	0,21	2,60	1,40	3,89	4098	O	O	
36	36	0,20	2,50	1,40	3,89	4129	O	X	Comp.

Comp. = exemple comparatif.

On remarque dans le Tableau 2 que les exemples qui ont la composition spécifiée dans la présente invention et qui sont refroidis à une vitesse supérieure à 5°C/s après la coulée ont un rapport de surface en ferrite inférieur à 5 0,40 % (dans la couche de surface jusqu'à une profondeur de 50 µm de la surface), une résistance supérieure à 4000 MPa, une bonne tréfilabilité, et une bonne résistance aux craquelures longitudinales.

Exemple 2

10 On coule un acier de la composition chimique indiquée dans le Tableau 3 ci-dessous en une billette par fusion par induction sous vide. La billette est refroidie à la vitesse indiquée dans le tableau 3. La billette est chauffée à 1150°C puis laminée à chaud de telle sorte que la 15 température de finition soit de 1000°C. Le laminage à chaud est suivi par un refroidissement à l'air durant 12 s de 1000°C à 850°C (à une vitesse de refroidissement de 12,5°C/s). On obtient ainsi une barre d'acier de 5,5 mm de diamètre. Cette barre est tréfilée en un fil de 2,0-1,5 mm 20 de diamètre. Ce fil subit successivement un patentage dans un lit fluidisé, un décapage, un dépôt de cuivre, et un tréfilage humide final. On obtient ainsi un fil d'acier ayant le diamètre final indiqué dans le Tableau 4. (En cas de rupture durant le tréfilage, le diamètre du fil d'acier 25 obtenu avant la rupture est donné). Par ailleurs, on détermine pour la barre d'acier résultant du laminage à chaud la teneur en bore libre en solution solide par la procédure mentionnée plus haut. Les résultats sont indiqués dans le Tableau 3.

L'acier n°27 dans le Tableau 3 est traité en trois types de barres d'acier (chacune de 5,5 mm de diamètre) par laminage à chaud dans les conditions suivantes. Le laminage à chaud est suivi par un refroidissement, le temps de refroidissement étant ajusté par la quantité d'air de soufflage. On détermine pour chaque barre d'acier la quantité de bore libre en solution solide. Les barres d'acier sont tréfilées en fils d'acier qui sont appelés Echantillons n° 34 à 36 dans le Tableau 4.

10 Conditions de laminage à chaud :

Echantillon n° 34

SRT : 1100°C; FDT : 1000°C; T850 : 40 s; B : 0,0002 %

Echantillon n° 35

SRT : 1030°C; FDT : 1000°C; T850 : 18 s; B : 0,0020 %

15 Echantillon n° 36

SRT : 1000°C; FDT : 850°C; T850 : 0 s; B : 0,000 %

(SRT signifie température de chauffage, FDT signifie température de finition, et T850 signifie temps nécessaire pour le refroidissement à 850°C.)

20 On détermine pour le fil d'acier la quantité de bore en solution solide par la procédure mentionnée plus haut et aussi la quantité de ferrite dans la couche de surface (S) indiquée dans la Fig. 1 au moyen d'une photographie par SEM de la structure. On détermine aussi pour le fil d'acier les
25 craquelures longitudinales (délaminage) par le test de torsion avec un spécimen de 40 mm de long. On répète la torsion 30 fois ou jusqu'à ce que le spécimen présente des craquelures longitudinales. L'échantillon est noté comme

bon (O) s'il n'est pas cassé par la torsion (30 fois), et l'échantillon est noté comme médiocre (x) s'il est cassé par la torsion (moins de 30 fois). On mesure la résistance à la rupture du fil d'acier. On évalue la tréfilabilité en observant si oui ou non la barre d'acier laminée à chaud (30 kg) est complètement tréfilée en fil (0,2 mm de diamètre) sans rupture. Les résultats sont représentés dans le Tableau 4. L'échantillon est noté comme médiocre (x) si il casse une ou plusieurs fois. En cas de rupture non fréquente, le tréfilage est poursuivi en mettant les fils cassés bout à bout jusqu'à ce que le diamètre final soit atteint. En cas de rupture fréquente, le tréfilage est interrompu et le test de torsion n'est pas effectué. ("pas de test" est noté par "-" dans le tableau). Par ailleurs, la marque "-" indique "non mesuré" dans la colonne du bore libre dans le Tableau 3 et les colonnes de TS et bore libre dans le Tableau 4.

Tableau 3

Acier n°	Composition chimique (% en poids), le reste étant sensiblement du fer								Bore (% en poids)	CR C/s	Note
	C	Si	Mn	B	N	Ti	Cr	Autres			
1	0,90	0,20	0,70	--	0,0030	--	--		--	5	Comp.
2	0,90	0,20	0,40	--	0,0030	--	0,20		--	5	Comp.
3	0,90	0,20	0,30	--	0,0030	--	1,00		--	5	Comp.
4	0,62	0,20	0,40	0,0023	0,0040	--	--		0,0017	5	Comp.
5	1,21	0,19	0,35	0,0020	0,0030	--	--		0,0015	5	Comp.
6	0,92	0,08	0,40	0,0030	0,0048	--	0,21		0,0022	5	Comp.
7	0,92	2,02	0,40	0,0025	0,0030	--	0,21		0,0020	5	Comp.
8	0,90	0,20	0,18	0,0028	0,0048	--	0,30		0,0020	5	Comp.
9	0,90	0,20	2,02	0,0020	0,0039	--	--		0,0015	5	Comp.
10	0,90	0,20	0,43	0,0001	0,0040	--	0,20		--	5	Comp.
11	0,90	0,20	0,43	0,0052	0,0040	--	0,20		0,0045	5	Comp.
12	0,90	0,20	0,40	0,0020	0,0050	0,006	0,20		0,0010	5	Comp.
13	0,90	0,19	0,35	0,0020	0,0050	0,004	--		0,0010	3	Comp.
14	0,90	0,20	0,40	0,0020	0,0060	--	0,20		0,0009	3	Comp.
15	0,90	0,20	0,40	0,0020	0,0040	--	0,20	Nb: 0,03	0,0010	3	Comp.
16	0,90	0,20	0,40	0,0020	0,0040	--	0,20	V : 0,03	0,0011	3	Comp.
17	0,91	0,22	0,41	0,0020	0,0040	--	--	Ni : 0,6	0,0011	3	Comp.
18	0,90	0,20	0,40	0,0025	0,0040	--	--	Cu : 0,6	0,0015	3	Comp.
19	0,65	0,21	0,45	0,0022	0,0045	--	--		0,0015	5	
20	1,20	0,18	0,29	0,0018	0,0045	--	--		0,0007	5	
21	0,92	0,10	0,35	0,0021	0,0040	--	0,19		0,0010	5	
22	0,92	2,00	0,38	0,0023	0,0043	--	0,20		0,0013	5	
23	0,91	0,18	0,20	0,0031	0,0050	--	0,22		0,0025	5	
24	0,91	0,18	2,00	0,0026	0,0040	--	--		0,0016	5	
25	0,90	0,20	0,45	0,0004	0,0045	--	0,21		0,0003	5	
26	0,90	0,20	0,45	0,0050	0,0045	--	0,21		0,0034	5	
27	0,95	0,18	0,38	0,0025	0,0038	0,005	--		0,0014	5	
28	0,89	0,19	0,42	0,0020	0,0050	--	--		0,0010	5	
29	1,10	0,18	0,43	0,0048	0,0035	--	0,21		0,0023	5	
30	0,93	0,25	0,38	0,0025	0,0040	--	--	Ni : 0,5	0,0014	5	
31	0,91	0,18	0,40	0,0039	0,0039	--	--	Nb: 0,03	0,0012	5	
32	0,90	0,20	0,38	0,0034	0,0040	--	--	V : 0,03	0,0011	5	
33	0,91	0,23	0,38	0,0030	0,0039	--	--	Cu : 0,5	0,0013	5	

CR : vitesse de refroidissement (C/s) après coulée; Comp. = exemple comparatif.

Tableau 4

Ech. N°	Acier n°	Tréfilage final		TS (MPa)	Bore % en poids	ferrite % vol.	Rupture	Craquelures	Note
		Diamètre (mm)	Tension réelle						
1	1	0,20	34,89	3950	--	0,43	0	x	Comp.
2	2	0,20	3,89	3970	--	0,42	0	0	Comp.
3	3	0,20	3,89	4210	--	0,72	0	x	Comp.
4	4	0,20	4,07	3672	0,0017	12,10	0	0	Comp.
5	5	0,44	2,49	--	0,0015	0,24	x	--	Comp.
6	6	0,20	4,07	3900	0,0022	0,33	0	x	Comp.
7	7	0,20	3,82	--	0,0020	0,22	x	--	Comp.
8	8	0,20	4,07	3922	0,0020	0,34	0	0	Comp.
9	9	0,25	3,62	--	0,0015	0,33	0	x	Comp.
10	10	0,20	4,07	4112	--	0,60	0	x	Comp.
11	11	0,25	3,62	--	0,0045	0,10	X	--	Comp.
12	12	0,25	3,62	--	0,0010	0,15	X	--	Comp.
13	13	0,20	4,07	4112	0,0001	0,72	x	x	Comp.
14	14	0,20	4,07	4241	0,0002	0,49	0	x	Comp.
15	15	0,20	3,89	4159	0,0010	0,25	0	x	Comp.
16	16	0,20	4,06	4101	0,0011	0,34	0	x	Comp.
17	17	0,20	4,07	4131	0,0011	0,29	0	x	Comp.
18	18	0,20	4,07	4112	0,0015	0,35	0	x	Comp.
19	19	0,17	4,51	4078	0,0015	0,13	0	0	
20	20	0,20	3,82	4502	0,0007	0,24	0	0	
21	21	0,18	4,37	4427	0,0010	0,26	0	0	
22	22	0,18	4,37	4627	0,0013	0,30	0	0	
23	23	0,20	4,16	4211	0,0025	0,24	0	0	
24	24	0,20	4,07	4231	0,0016	0,15	0	0	
25	25	0,17	4,35	4373	0,0003	0,20	0	0	
26	26	0,17	4,39	4411	0,0034	0,10	0	0	
27	27	0,20	4,16	4289	0,0014	0,24	0	0	
28	28	0,20	4,16	4173	0,0010	0,24	0	0	
29	29	0,20	4,07	4520	0,0023	0,29	0	0	
30	30	0,19	4,38	4460	0,0014	0,31	0	0	
31	31	0,20	4,03	4146	0,0012	0,27	0	0	
32	32	0,20	4,07	4162	0,0011	0,22	0	0	
33	33	0,20	4,07	4131	0,0031	0,36	0	0	
34	27	0,20	4,07	4520	0,0002	0,56	0	X	Comp.
35	27	0,20	4,07	4520	0,0013	0,27	0	0	
36	27	0,20	4,07	4520	0,0000	0,68	0	X	Comp.

Comp. : Exemple Comparatif, TS : résistance à la rupture du fil d'acier, Bore : bore libre en solution solide dans le fil d'acier, Ferrite : quantité de ferrite dans la couche de surface du fil

d'acier, Rupture : rupture du fil d'acier, Craquelures : craquelures longitudinales.

On remarque d'après le Tableau 4 que les échantillons n° 1 à 18, qui sont préparés à partir de l'acier de comparaison, ont pour la plupart une médiocre résistance à la rupture (moins de 4000 MPa) et sont susceptibles de rupture durant le tréfilage. Même si certains d'entre eux ont été tréfilés jusqu'au diamètre final, ils présentent des craquelures longitudinales dans le test de torsion. On remarque aussi que les échantillons n° 19 à 32, qui sont préparés à partir de l'acier selon la présente invention, peuvent être tréfilés de façon satisfaisante même avec une tension réelle supérieure à 4,0 et présentent une résistance à la rupture élevée (supérieure à 4000 MPa) sans délaminage. Ces bonnes propriétés sont dues à la quantité suffisante de bore libre en solution solide qui maintient basse la quantité de ferrite dans la couche de surface du fil d'acier. (La ferrite est le point de départ des craquelures longitudinales).

Les échantillons n° 34 et 36 présentent un délaminage même s'ils ont été préparés à partir de l'acier n° 27 selon la présente invention. Le délaminage dans l'échantillon n° 34 est dû à un refroidissement inadéquat malgré une température de finition appropriée. (Le temps nécessaire pour refroidir à 850°C a été plus long que celui spécifié dans la présente invention). Le délaminage dans l'échantillon n° 36 est dû à une quantité insuffisante de bore libre. (La température de finition est plus basse que celle spécifiée dans la présente invention).

(Effet de la présente invention) Le fil d'acier à forte teneur en carbone de la présente invention est produit de telle sorte que le rapport de surface en ferrite soit inférieur à 0,40 % dans la couche de surface jusqu'à 5 une profondeur de 50 μm de la surface. Ceci implique que la quantité de ferrite, qui est responsable des craquelures longitudinales, soit maintenue suffisamment basse. Par conséquent, le fil d'acier a une résistance élevée et a donc une résistance supérieure vis-à-vis des craquelures 10 longitudinales. L'acier selon la présente invention peut être facilement transformé en un fil d'acier à forte teneur en carbone ayant une résistance élevée et une bonne résistance aux craquelures longitudinales par réduction de surface et patentage de la façon classique. Le procédé de 15 la présente invention permet une production facile de l'acier pour le fil d'acier mentionné plus haut.

REVENDICATIONS

1. Acier pour fil d'acier à forte teneur en carbone ayant une résistance supérieure vis-à-vis des craquelures longitudinales, caractérisé en ce que les composants essentiels sont C (0,65-1,2 % en poids), Si (0,1-2,0 % en poids), Mn (0,2-2,0 % en poids), et Fe, la phase principale est la perlite, et le rapport de surface en ferrite est inférieur à 0,40 % dans la couche de surface jusqu'à une profondeur de 50 μm de la surface.

2. Acier pour fil d'acier à forte teneur en carbone ayant une résistance supérieure vis-à-vis des craquelures longitudinales, caractérisé en ce que les composants essentiels sont C (0,65-1,2 % en poids), Si (0,1-2,0 % en poids), Mn (0,2-2,0 % en poids), B (0,0003-0,0050 % en poids), Ti (moins de 0,030 % en poids), N (moins de 0,0050 % en poids), et Fe, les quantités de B, Ti, et N satisfaisant l'équation (1) :

$$0,03 \leq B / (Ti/3,43 - N) \leq 5,0 \quad (1)$$

la phase principale est la perlite, et le rapport de surface en ferrite est inférieur à 0,40 % sur la couche de surface jusqu'à une profondeur de 50 μm de la surface.

3. Acier pour fil d'acier à forte teneur en carbone selon la revendication 2, caractérisé en ce que le diamètre de particule maximal des inclusions de TiN est inférieur à 8,0 μm .

4. Procédé de production d'un acier pour fil d'acier à forte teneur en carbone, caractérisé en ce que ledit

procédé comprend les étapes consistant à couler un acier pour fil d'acier selon la revendication 2, à refroidir la pièce coulée à une vitesse supérieure à 5°C/s entre le moment du début de la coulée et l'achèvement de la solidification, et à laminier à chaud la billette résultante.

5
10
15
20
25
30

5. Acier pour fil d'acier à forte teneur en carbone, caractérisé en ce que les composants essentiels sont C (0,65-1,2 % en poids), Si (0,1-2,0 % en poids), Mn (0,2-2,0 % en poids), B (0,0003-0,0050 % en poids, B en solution solide représentant plus de 0,0003 % en poids), N (moins de 0,0050 % en poids), et Fe, la teneur en Ti est limitée à 0-0,005 % en poids, la phase principale est la perlite, et le rapport de surface en ferrite est inférieur à 0,40 % dans la couche de surface jusqu'à une profondeur de 50 μm de la surface.

6. Procédé de production d'une barre d'acier pour fil d'acier à forte teneur en carbone, caractérisé en ce que ledit procédé comprend les étapes consistant à couler un acier dont les composants essentiels sont C (0,65-1,2 % en poids), Si (0,1-2,0 % en poids), Mn (0,2-2,0 % en poids), B (0,0003-0,0050 % en poids), N (moins de 0,0050 % en poids), et Fe, la teneur en Ti étant limitée à 0-0,005 % en poids, à refroidir le moule à une vitesse supérieure à 5°C/s entre le début de la coulée et l'achèvement de la solidification, formant ainsi une billette, à chauffer la billette résultante et à la laminier à chaud de telle sorte que la température de finition soit de 900-1100°C, et à refroidir le produit laminé à chaud à 850°C dans les 30 secondes.

7 - Fil d'acier ayant une résistance supérieure vis-à-vis des craquelures longitudinales, caractérisé en ce qu'il est obtenu à partir de l'une quelconque des revendications 1 à 3 et 5.

5 8 - Fil d'acier ayant une résistance supérieure vis-à-vis des craquelures longitudinales, caractérisé en ce qu'il est obtenu par la mise en œuvre du procédé selon l'une des revendications 4 et 6.

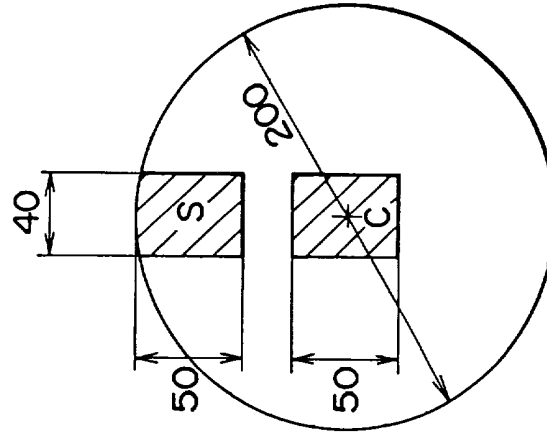
FIG. 1

(A) ACIER NON ADDITIONNE DE BORE

SURFACE DE FERRITE (%)	
COUCHE DE SURFACE (S)	PARTIE CENTRALE (C)
0.45	0.30

(B) ACIER ADDITIONNE DE BORE

SURFACE DE FERRITE (%)	
COUCHE DE SURFACE (S)	PARTIE CENTRALE (C)
0.14	0.22



ZONE DANS LAQUELLE ON EFFECTUE LES MESURES (en μm)

FIG. 2

