

BREVET D'INVENTION



MINISTRE DES AFFAIRES ECONOMIQUES

NUMERO DE PUBLICATION : 1013359A3

NUMERO DE DEPOT : 2000/0214

Classif. Internat. : C21D

Date de délivrance le : 04 Décembre 2001

Le Ministre des Affaires Economiques,

Vu la loi du 28 Mars 1984 sur les brevets d'invention, notamment l'article 22;

Vu l' arrêté royal du 2 Décembre 1986 relatif à la demande, à la délivrance et au maintien en vigueur des brevets d'invention, notamment l'article 28;

Vu le procès verbal dressé le 22 Mars 2000 à 10H00 à l'Office de la
Propriété Industrielle

ARRETE :

ARTICLE 1.- Il est délivré à : CENTRE DE RECHERCHES METALLURGIQUES Asbl, CENTRUM
VOOR RESEARCH IN DE METALLURGIE Vzw
rue Montoyer 47, (social) B-1000 BRUXELLES (BELGIQUE); rue E. Solvay 11, (admin.) B-4000
LIEGE (BELGIQUE)

représenté(e)(s) par : VAN MALDEREN MICHEL, OFFICE VAN MALDEREN, BD. DE LA
SAUVENIERE 85/043 - B 4000 LIEGE.

un brevet d' invention d' une durée de 20 ans, sous réserve du paiement des taxes
annuelles, pour : PROCEDE POUR LA FABRICATION D'UNE BANDE EN ACIER MULTIPHASE LAMINEE
A CHAUD.

INVENTEUR(S) : Cornet Xavier, rue de Namur 195, B-7134 Ressaix (BE); Herman Jean-Claude, rue des Brasseurs 98, B-4670 Blegny-Trembleur (BE)

ARTICLE 2.- Ce brevet est délivré sans examen préalable de la brevetabilité de l'invention, sans garantie du mérite de l'invention ou de l'exactitude de la description de celle-ci et aux risques et périls du(des) demandeur(s).

Bruxelles, le 04 Décembre 2001
PAR DELEGATION SPECIALE :

L. J. ...
C. J. ...

Procédé pour la fabrication d'une bande en acier multiphase laminée à chaud.

Domaine technique

La présente invention concerne un procédé pour la fabrication d'une bande en acier multiphase laminée à chaud, présentant des propriétés mécaniques améliorées, en particulier une haute résistance et une bonne ductilité. Actuellement, de telles bandes présentent une épaisseur comprise entre 0,7 mm et 10 mm, et le plus souvent entre 2 mm et 6 mm.

Etat de la technique

Les aciers à haute résistance sont connus depuis longtemps dans la technique et leurs utilisations sont extrêmement diversifiées. Dans de nombreux cas, les propriétés mécaniques de ces aciers sont le résultat d'un traitement thermique approprié, qui permet souvent d'éviter le recours à des éléments d'alliage généralement coûteux.

Certaines applications exigent cependant des bandes d'acier laminées à chaud, qui présentent à la fois une résistance élevée et de bonnes propriétés de mise en forme. A l'heure actuelle, une telle combinaison de propriétés est extrêmement difficile à réaliser; elle n'est d'ailleurs généralement obtenue que par le biais d'aciers multiphases tels que des aciers à microstructure de ferrite/bainite ou de ferrite/martensite ou encore des aciers comportant trois phases. Dans ces aciers, la ferrite constitue l'élément ductile et déformable, tandis que la seconde phase, bainite ou martensite, permet de renforcer l'acier. Les propriétés mécaniques finales de l'acier sont influencées directement par les proportions respectives de ces phases, ainsi que par les températures auxquelles celles-ci se forment.

Suivant la pratique conventionnelle, les aciers à microstructure de ferrite/bainite ou de ferrite/martensite sont obtenus au départ d'une composition chimique spécifique et au prix d'un sévère contrôle des conditions de refroidissement lors du laminage à chaud. La microstructure et les propriétés de ces aciers sont influencées par la température de bobinage, ainsi que par les vitesses de refroidissement auxquelles les aciers sont soumis.

Sur une table de refroidissement laminaire classique, il n'est pas possible de contrôler la vitesse de refroidissement de la bande laminée à chaud, car les débits spécifiques du liquide de refroidissement sont fixés. Cette vitesse de refroidissement dépendra alors largement de la vitesse et de l'épaisseur de la bande, ainsi que de paramètres extérieurs tels que la température du liquide de refroidissement. En particulier, elle varie sur la longueur de la bande à cause de l'augmentation de vitesse de celle-ci, consécutive à l'accélération du train de laminage entre le début et la fin d'une bande. De façon connue, cette accélération est imposée par la nécessité de

conserver une température de fin de laminage constante pour toute la bande. Il en résulte une incertitude sur la vitesse de refroidissement de l'acier, qui se répercute sur la microstructure et donc sur les propriétés de la bande, et qui peut finalement se traduire par de coûteux chutages et déclassements de bandes.

5

En outre, la composition chimique de l'acier doit être adaptée en fonction des microstructures à réaliser et également en fonction du refroidissement qui pourra être appliqué. Dans ces conditions, il n'est pratiquement pas possible de faire varier la composition de l'acier de façon spécifique pour améliorer certaines propriétés mécaniques comme la résistance à la fatigue ou au vieillissement, l'aptitude à l'expansion de trou, ou encore la soudabilité ou l'état de surface.

10

On sait par ailleurs qu'il est possible de produire des aciers multiphases par un traitement de refroidissement dit à cycle cassé. D'une manière générale, un tel traitement comprend un premier maintien de la bande à haute température pour assurer une transformation partielle de l'austénite en ferrite, suivi d'un refroidissement brusque destiné à figer la microstructure partiellement transformée et enfin d'un second maintien à une température plus basse pour transformer le reste de l'austénite en bainite ou en martensite. Dans les trains à bande conventionnels, les tables de refroidissement ne disposent cependant pas de sections de refroidissement suffisamment puissantes pour assurer un tel refroidissement brusque.

15

20

A cet égard, on connaît certes un procédé de refroidissement ultra-rapide, dit UFC ou Ultra Fast Cooling, appliqué à une bande laminée à chaud immédiatement après sa sortie du train finisseur. Ce refroidissement ultra-rapide est suivi par un refroidissement lent, dit refroidissement laminaire, sur le refroidisseur usuel qui conduit aux bobineuses. Ce procédé permet assurément d'obtenir des aciers à haute limite d'élasticité, par exemple des aciers à dispersoïdes. De tels aciers présentent cependant une ductilité plus faible que celle développée par les structures multiphases, de sorte qu'ils ne sont pas utilisables pour des applications nécessitant une ou plusieurs opérations de mise en forme.

25

30

Présentation de l'invention

La présente invention a pour objet de proposer un procédé pour la fabrication d'une bande en acier multiphase laminée à chaud, qui présente des propriétés mécaniques, et en particulier une résistance et une ductilité, améliorées par rapport à l'état de la technique précitée.

35

Conformément à la présente invention, un procédé pour la fabrication d'une bande en acier multiphase laminée à chaud, qui comprend une opération de refroidissement ultra-rapide, est caractérisé en ce que l'on effectue ladite opération de refroidissement ultra-rapide après un refroidissement laminaire lent de la bande sur la table de refroidissement et avant le bobinage final de la bande.

Dans les trains à bandes à chaud, la température de fin de laminage des bandes est égale ou supérieure à la température de transformation Ar3; cette température varie certes en fonction de la composition de l'acier, mais elle est en général comprise entre environ 800°C et 900°C.

5 Selon l'invention, on soumet la bande d'acier laminée à chaud, à la sortie du train finisseur, à un premier refroidissement lent depuis la température de fin de laminage jusqu'à une température, dite température intermédiaire, comprise entre environ 750°C et 500°C, et de préférence entre environ 750°C et 600°C, ensuite à un refroidissement ultra-rapide depuis ladite température intermédiaire jusqu'à une température, dite température de bobinage, comprise entre environ
10 600°C et la température ambiante, et enfin à un second refroidissement lent à partir de ladite température de bobinage jusqu'à la température ambiante.

Le premier refroidissement se déroule de préférence sur la table de refroidissement laminaire conventionnelle, c'est-à-dire à l'eau avec une faible vitesse de refroidissement; il peut cependant
15 aussi être effectué à l'air. Il constitue ainsi le premier maintien de la bande à haute température, au cours duquel la ferrite peut se former dans des conditions proches de l'équilibre. La durée de ce premier refroidissement dépend de la vitesse de la bande et de la vitesse de refroidissement appliquée, en fonction du degré de transformation désiré et donc de la température intermédiaire visée. La vitesse de refroidissement étant de toutes manières faible, elle n'est pas influencée de
20 façon notable par l'effet de l'accélération du train.

Le refroidissement brusque est ensuite effectué de préférence par le procédé de refroidissement ultra-rapide mentionné plus haut. On peut rappeler ici que ce refroidissement ultra-rapide consiste en un arrosage de la bande par des filets d'eau sous une pression de 4 à 5 bar; ce
25 refroidissement peut être régulé en vitesse de refroidissement et en température au moyen du débit d'eau et de la longueur arrosée. Il permet d'atteindre des vitesses de refroidissement de 5 à 10 fois plus élevées que les tables de refroidissement laminaire conventionnelles. De préférence, on effectue ledit refroidissement ultra-rapide avec une vitesse de refroidissement telle que le produit de l'épaisseur de la bande, en mm, par la vitesse de refroidissement, en °C/s, soit supérieur à 600, et de préférence encore supérieur à 800. A titre indicatif, le refroidissement UFC précité est avantageusement effectué avec une vitesse de refroidissement supérieure à 150°C/s pour une bande d'une épaisseur de 4 mm.

Enfin, le second refroidissement lent est effectué immédiatement après le refroidissement brusque; c'est-à-dire essentiellement pendant le bobinage de la bande. Ce refroidissement est
35 opéré depuis la température de bobinage jusqu'à une température où il ne se produit plus de transformation de la microstructure; c'est-à-dire en pratique jusqu'à la température ambiante. Au cours de ce refroidissement lent se produit généralement la transformation de l'austénite résiduelle pour former la seconde phase, bainite ou martensite, en fonction de la température de

bobinage. Il peut cependant arriver dans certains cas que cette transformation se produise avant le refroidissement lent, c'est-à-dire pendant le refroidissement brusque.

Pour la mise en œuvre pratique de l'invention, on détermine en premier lieu les proportions respectives des phases requises dans l'acier, en fonction des propriétés désirées; on en déduit la durée du premier refroidissement lent ainsi que la température intermédiaire conduisant à la fraction requise de la première phase; on en déduit également la température de bobinage conduisant à la seconde phase requise; finalement, on applique lesdites valeurs de durée et de température pour le réglage respectivement des étapes de premier refroidissement lent et de refroidissement ultra-rapide.

Exemples

A titre d'exemples, le procédé de l'invention a été appliqué à une première série de nuances d'aciers, dont les compositions chimiques sont données dans le Tableau 1.

TABLEAU 1 - Composition chimique (sans précipitation)

Composition chimique (10 ⁻⁴ %)							
Nuance	C	Mn	Si	Al	N	Nb	Ti
1	144	996	7	32	4	0	1
2	67	760	4	31	3	48	30
3	80	1448	122	27	5	32	1

Dans la pratique conventionnelle, l'acier 1 peut conduire à une microstructure biphasée (ferrite-bainite mais pas ferrite-martensite). L'acier 2 n'est pas destiné à former une microstructure multiphase, à cause des teneurs élevées en niobium et en titane, qui provoquent une transformation très rapide de l'austénite en ferrite et perlite, contrariant de ce fait la formation de bainite et/ou martensite. Enfin, l'acier 3 permet en principe la formation d'une microstructure dual phase (ferrite-martensite), grâce à ses hautes teneurs en manganèse et à un cycle thermomécanique judicieusement choisi. Une telle transformation ne se déroule cependant que difficilement sur la table de refroidissement laminaire et entraîne une importante diminution de la productivité du train à chaud.

A ces trois aciers, on a appliqué un cycle de traitement conforme à l'invention, dont les différentes étapes sont indiquées aux Tableaux 2 et 3, respectivement pour des aciers à microstructure de ferrite/bainite (Tableau 2) et ferrite/martensite ou dual phase (Tableau 3). Ces deux tableaux donnent également les propriétés et les fractions de la seconde phase des aciers considérés.

TABLEAU 2 : Aciers Ferrite / Bainite

Nuance	Température de laminage	Température intermédiaire	Température de bobinage	YS Limite d'élasticité	TS Charge de rupture	Allongement uniforme	Allongement total T.EI (L0 = 50 mm)	YS / TS	TS T.EI	Fraction de bainite
1	830°C	715°C	550°C	331	467	17	29	0.71	13707	45 %
2	890°C	712°C	600°C	455	508	15	29	0.90	14466	10 %
2	890°C	745°C	550°C	456	523	14	26	0.87	13779	25 %
3	870°C	670°C	550°C	475	549	15	26	0.86	14287	~ 30 %
3	870°C	700°C	600°C	480	556	12	23	0.86	12501	~ 40 %
1	840°C	715°C	275°C	381	585	12	23	0.65	13368	45 %
3	870°C	670°C	350°C	515	632	10	20	0.81	12649	60 %

Ce Tableau 2 montre qu'il est possible d'obtenir des microstructures multiphasées, avec des propriétés de résistance et de ductilité améliorées, à partir de chacune de ces trois nuances d'aciers. Ce résultat est obtenu par un choix judicieux et un contrôle adéquat de la température intermédiaire et de la température de bobinage. Le choix de la température de bobinage permet de régler la fraction de ferrite transformée et par conséquent aussi la fraction de la seconde phase; celui de la température de bobinage permet de déterminer la nature de cette seconde phase (bainite ou martensite). Si cette température de bobinage est bien étudiée, elle peut également permettre l'apparition d'une troisième phase. C'est notamment le cas entre 200°C et 350°C, où une fraction de martensite peut apparaître au sein d'une microstructure ferrite/bainite.

TABLEAU 3 - Aciers Dual Phase

Nuance	Température de laminage	Température intermédiaire	Température de bobinage	YS Limite d'élasticité	TS Charge de rupture	Allongement uniforme	Allongement total T.EI (L0 = 50 mm)	YS / TS	TS T.EI	Fraction de Martensite
2	900°C	660°C	Ambiante	515	695	11	18	0.74	12453	5 %
3	870°C	660°C	Ambiante	430	706	11	18	0.61	12824	45 %
2	900°C	690°C	Ambiante	532	711	11	16	0.75	11517	10 %
3	870°C	630°C	Ambiante	450	743	13	19	0.61	14119	15-20 %
1	830°C	665°C	Ambiante	459	783	10	15	0.59	11648	17 %
3	870°C	707°C	100°C	496	812	11	20	0.61	16240	60 %
3	870°C	707°C	Ambiante	507	839	10	16	0.61	13277	60 %
1	830°C	715°C	Ambiante	488	856	10	13	0.57	10877	35 %

Le Tableau 3 montre qu'un refroidissement ultra-rapide de ces mêmes aciers jusqu'à une température de bobinage égale à la température ambiante conduit à la formation de martensite et par conséquent à une résistance accrue tout en conservant une bonne ductilité. La

température de bobinage de 100°C correspond à un léger réchauffage de la bande après refroidissement, qui ne nuit pas à sa résistance et améliore même légèrement sa ductilité.

Dans un deuxième exemple, des aciers micro-alliés ont également été soumis à un cycle de traitement suivant l'invention. Leurs compositions chimiques sont données dans le Tableau 4.

TABLEAU 4 - Composition chimique (avec précipitation)

Composition chimique (10 ⁻³ %)							
Nuance	C	Mn	Si	Al	N	Nb	Ti
4	80	1000				30	100
5	80	1500				30	100

Les schémas de refroidissement sont indiqués dans les Tableaux 5 et 6, respectivement pour des aciers à microstructure de ferrite/bainite (Tableau 5) et ferrite/martensite (Tableau 6). De tels schémas de refroidissement, conformes à l'invention, permettent le durcissement des aciers par précipitation d'éléments de micro-alliage (Ti) sous forme de carbures. Une telle précipitation est généralement impossible dans un acier multiphase conventionnel, car elle nécessite un premier refroidissement très lent (< 20°C/s) à haute température (> 600°C). Les Tableaux 5 et 6 donnent également les propriétés de résistance et de ductilité obtenues avec ces aciers.

TABLEAU 5 - Aciers Ferrite / Bainite

Nuance	Température de laminage	Température intermédiaire	Température de bobinage	YS Limite d'élasticité	TS Charge de rupture	Allongement uniforme	Allongement total T.EI (L ₀ = 50 mm)	YS / TS	TS / T.EI	Fraction de bainite
4		640°C	450°C	547	606	14	23	0.9	13938	
5		650°C	450°C	650	706	11	21	0.92	14826	

TABLEAU 6 - Aciers Dual Phase

Nuance	Température de laminage	Température intermédiaire	Température de bobinage	YS Limite d'élasticité	TS Charge de rupture	Allongement uniforme	Allongement total T.EI (L ₀ = 50 mm)	YS / TS	TS / T.EI	Fraction de martensite
4		650°C	Ambiante	539	743	12	21	0.73	15603	
5		650°C	Ambiante	601	853	10	17	0.7	14501	

Le procédé de l'invention offre plusieurs avantages importants par rapport à la technique antérieure.

En premier lieu, il permet de mieux maîtriser la formation des microstructures, à savoir la fraction de ferrite d'une part et la fraction ainsi que la nature de la seconde phase d'autre part. Les microstructures des deux phases sont en effet obtenues par deux opérations de refroidissement totalement indépendantes, qui permettent de gérer et de réguler séparément les températures conduisant aux microstructures désirées.

La première de ces deux opérations de refroidissement est effectuée sur la table de refroidissement laminaire, à partir de la température de fin de laminage. La vitesse de refroidissement étant ici peu élevée, elle est peu critique et n'est guère influencée par l'effet de l'accélération du laminage. Cette opération permet de régler le pourcentage de ferrite formée, en faisant varier les conditions de refroidissement, en particulier le nombre de sections arrosées; c'est-à-dire en fait la durée du refroidissement, pour obtenir la température intermédiaire désirée.

La seconde opération de refroidissement est un refroidissement brusque, de préférence ultra-rapide, jusqu'à la température de bobinage correspondant à la microstructure désirée de la seconde phase, soit bainite ou martensite. Ce refroidissement a pour effet de figer la microstructure formée au cours du premier refroidissement lent afin de permettre la reprise de la transformation à la température de bobinage.

De ce fait, les microstructures étant contrôlées par le biais des températures du cycle de traitement, il est possible d'obtenir différentes propriétés mécaniques au départ d'une même nuance d'acier. De même, le procédé de l'invention permet de créer des microstructures multiphasées et de conférer des propriétés intéressantes à des nuances d'aciers qui n'étaient pas prévues antérieurement à cette fin.

De plus, le procédé de l'invention n'est plus limité à un nombre restreint de compositions chimiques déterminées pour l'obtention des microstructures désirées. En effet, ces microstructures ne dépendent plus de la composition chimique de l'acier, mais elles sont le résultat des diverses possibilités de combinaison du refroidissement laminaire lent et du refroidissement brusque qui le suit. Il est dès lors possible d'adapter plus aisément la composition chimique des aciers pour améliorer leurs propriétés mécaniques, telles que la résistance à la fatigue ou au vieillissement, l'aptitude au soudage ou à l'expansion de trou, l'état de surface ou encore l'aptitude au découpage. Il peut également en résulter une diminution des coûts de production de l'acier liés par exemple à une baisse de productivité ou à des opérations telles que l'écriquage ou le décapage.

REVENDECATIONS

1. Procédé pour la fabrication d'une bande en acier multiphase laminée à chaud, qui comprend une opération de refroidissement ultra-rapide, caractérisé en ce que l'on effectue ladite opération de refroidissement ultra-rapide après un refroidissement laminaire lent de la bande sur la table de refroidissement et avant le bobinage final de la bande.
2. Procédé suivant la revendication 1, caractérisé en ce que l'on soumet la bande d'acier laminée à chaud, à la sortie du train finisseur, à un premier refroidissement lent depuis la température de fin de laminage jusqu'à une température, dite température intermédiaire, comprise entre environ 750°C et 500°C, ensuite à un refroidissement ultra-rapide depuis ladite température intermédiaire jusqu'à une température, dite température de bobinage, comprise entre environ 600°C et la température ambiante, et enfin à un second refroidissement lent à partir de ladite température de bobinage jusqu'à la température ambiante.
3. Procédé suivant la revendication 2, caractérisé en ce que la température intermédiaire est comprise entre environ 750°C et 600°C.
4. Procédé suivant l'une ou l'autre des revendications 1 à 3, caractérisé en ce que l'on effectue ledit premier refroidissement lent sur une table de refroidissement laminaire conventionnelle disposée après la sortie du train finisseur.
5. Procédé suivant l'une ou l'autre des revendications 1 à 4, caractérisé en ce que l'on effectue ledit refroidissement ultra-rapide avec une vitesse de refroidissement telle que le produit de l'épaisseur de la bande, en mm, par la vitesse de refroidissement, en °C/s, soit supérieur à 600.
6. Procédé suivant la revendication 5, caractérisé en ce que l'on effectue ledit refroidissement ultra-rapide avec une vitesse de refroidissement telle que le produit de l'épaisseur de la bande, en mm, par la vitesse de refroidissement, en °C/s, soit supérieur à 800.
7. Procédé suivant l'une ou l'autre des revendications 1 à 6, caractérisé en ce que l'on détermine les proportions respectives des phases requises dans l'acier, en ce que l'on en déduit la durée du premier refroidissement lent et la température intermédiaire conduisant à la fraction requise de la première phase, en ce que l'on en déduit également la température de bobinage conduisant à la seconde phase requise et en ce que l'on applique lesdites valeurs de durée et de température pour le réglage respectivement du premier refroidissement lent et du refroidissement ultra-rapide.



Office européen
des brevets

RAPPORT DE RECHERCHE
établi en vertu de l'article 21 § 1 et 2
de la loi belge sur les brevets d'invention
du 28 mars 1984

Numero de la demande
nationale

BO 7922
BE 20000214

DOCUMENTS CONSIDERES COMME PERTINENTS			
Catégorie	Citation du document avec indication, en cas de besoin, des parties pertinentes	Revendication concernée	CLASSEMENT DE LA DEMANDE (Int.Cl.7)
X	EP 0 881 306 A (COCKERILL RECH & DEV) 2 décembre 1998 (1998-12-02) * revendications 3-7 *	1-3	C21D8/02 C21D1/19
X	EP 0 747 495 A (LORRAINE LAMINAGE) 11 décembre 1996 (1996-12-11) * revendication 3 *	1-3	
X	EP 0 295 500 A (NIPPON STEEL CORP) 21 décembre 1988 (1988-12-21) * revendications 1,3,16; figure 6 *	1-3	
X	DE 198 33 321 A (SCHLOEMANN SIEMAG AG) 27 janvier 2000 (2000-01-27) * revendications; figure 2 *	1	
X	PATENT ABSTRACTS OF JAPAN vol. 005, no. 089 (C-058), 10 juin 1981 (1981-06-10) & JP 56 033428 A (SUMITOMO METAL IND LTD), 3 avril 1981 (1981-04-03) * abrégé *	1	
X	INOUE N ET AL: "NEW COILING TEMPERATURE CONTROL ON HOT STRIP MILL" CAHIERS D'INFORMATIONS TECHNIQUES DE LA REVUE DE METALLURGIE,FR,REVUE DE METALLURGIE. PARIS, vol. 90, no. 3, 1 mars 1993 (1993-03-01), pages 403-409, XP000369723 ISSN: 0035-1563 * figures 2,7 *	1,4	
			DOMAINES TECHNIQUES RECHERCHES (Int.Cl.7)
			C21D
Date d'achèvement de la recherche		Examineur	
30 novembre 2000		Mollet, G	
CATEGORIE DES DOCUMENTS CITES			
X : particulièrement pertinent à lui seul Y : particulièrement pertinent en combinaison avec un autre document de la même catégorie A : arrière-plan technologique O : divulgation non-écrite P : document intercalaire			
T : théorie ou principe à la base de l'invention E : document de brevet antérieur, mais publié à la date de dépôt ou après cette date D : cité dans la demande L : cité pour d'autres raisons & : membre de la même famille, document correspondant			

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

BO 7922
BE 20000214

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

30-11-2000

Document brevet cité au rapport de recherche	Date de publication	Membre(s) de la famille de brevet(s)	Date de publication
EP 0881306 A	02-12-1998	BE 1011149 A	04-05-1999
EP 0747495 A	11-12-1996	FR 2735148 A	13-12-1996
		AT 189007 T	15-02-2000
		BR 9602713 A	22-04-1998
		CA 2178306 A	09-12-1996
		DE 69606226 D	24-02-2000
		DE 69606226 T	07-09-2000
		ES 2143726 T	16-05-2000
		JP 9003609 A	07-01-1997
		US 5817196 A	06-10-1998
EP 0295500 A	21-12-1988	JP 1079345 A	24-03-1989
		JP 1856933 C	07-07-1994
		JP 5067682 B	27-09-1993
		DE 3851371 D	13-10-1994
		DE 3851371 T	04-05-1995
		JP 1871742 C	06-09-1994
		JP 4228517 A	18-08-1992
		JP 5065566 B	20-09-1993
		US 5017248 A	21-05-1991
		US 5030298 A	09-07-1991
DE 19833321 A	27-01-2000	WO 0005422 A	03-02-2000
JP 56033428 A	03-04-1981	AUCUN	