



(11) **EP 1 786 937 B1**

(12) **EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT**

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des Hinweises auf die Patenterteilung:
20.02.2013 Patentblatt 2013/08

(51) Int Cl.:
C22C 38/02 (2006.01) **C22C 38/04** (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) **C21D 8/02** (2006.01)

(21) Anmeldenummer: **05789368.7**

(86) Internationale Anmeldenummer:
PCT/DE2005/001589

(22) Anmeldetag: **08.09.2005**

(87) Internationale Veröffentlichungsnummer:
WO 2006/026982 (16.03.2006 Gazette 2006/11)

(54) **BERUHIGTER, UNLEGIERTER ODER MIKROLEGIERTER WALZSTAHL MIT BAKE-HARDENING EFFEKT UND VERFAHREN ZU SEINER HERSTELLUNG**

KILLED, UNALLOYED OR MICROALLOYED ROLLED STEEL OF THE BAKE HARDENING TYPE AND METHOD FOR PRODUCING THE SAME

ACIER LAMINE CALME, NON ALLIE OU MICRO-ALLIE A EFFET DE DURCISSEMENT PAR ETUVAGE ET PROCEDE DE PRODUCTION ASSOCIE

(84) Benannte Vertragsstaaten:
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

(74) Vertreter: **Lins, Edgar et al**
Gramm, Lins & Partner GbR
Theodor-Heuss-Strasse 1
38122 Braunschweig (DE)

(30) Priorität: **09.09.2004 DE 102004044022**

(56) Entgegenhaltungen:
EP-A- 1 028 167 EP-A- 1 193 322
EP-A- 1 291 447 EP-A- 1 291 448
US-A- 4 050 959 US-A1- 2003 015 263

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:
23.05.2007 Patentblatt 2007/21

(73) Patentinhaber: **Freier, Klaus**
38302 Wolfenbüttel (DE)

- **PATENT ABSTRACTS OF JAPAN Bd. 1998, Nr. 12, 31. Oktober 1998 (1998-10-31) -& JP 10 183301 A (KAWASAKI STEEL CORP), 14. Juli 1998 (1998-07-14)**
- **PATENT ABSTRACTS OF JAPAN Bd. 2003, Nr. 07, 3. Juli 2003 (2003-07-03) & JP 2003 064446 A (KAWASAKI STEEL CORP), 5. März 2003 (2003-03-05)**

(72) Erfinder: **Freier, Klaus**
38302 Wolfenbüttel (DE)

EP 1 786 937 B1

Anmerkung: Innerhalb von neun Monaten nach Bekanntmachung des Hinweises auf die Erteilung des europäischen Patents im Europäischen Patentblatt kann jedermann nach Maßgabe der Ausführungsordnung beim Europäischen Patentamt gegen dieses Patent Einspruch einlegen. Der Einspruch gilt erst als eingelegt, wenn die Einspruchsgebühr entrichtet worden ist. (Art. 99(1) Europäisches Patentübereinkommen).

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung eines beruhigten, unlegierten oder mikrolegierten Walzstahls, der nach einem Heißwalzen mit anschließendem Aufhaspeln kalt gewalzt und anschließend rekristallisierend

[0002] Die Erfindung betrifft ferner einen beruhigten, unlegierten oder mikrolegierten kalt gewalzten Walzstahl mit einem Bake-Hardening-Effekt, der einen Gehalt an freiem gelösten Stickstoff $> 0,001$ Gew.% aufweist.

[0003] Als unlegierte Stähle werden gemäß EN 10020 solche Stahlsorten bezeichnet, deren Zusammensetzung frei von Legierungselementen ist oder deren Anteil an Legierungselementen jeweils vorgegebene Grenzwerte nicht überschreitet.

[0004] Mikrolegierte Stähle sind im Rahmen dieser Definition unlegierte Stähle, die (unterhalb der Grenzwerte liegende) geringe Anteile an Legierungselementen enthalten.

[0005] Die Herstellung derartiger Stahlqualitäten als Walzstähle erfolgt praktisch nur noch in einem kontinuierlichen Gießverfahren, insbesondere dem Stranggießen. Eine Voraussetzung für die Herstellung eines Stranggussstahls ist die Beruhigung des Stahls, also seine Desoxidation, um eine Blasenbildung im flüssigen Stahl durch das Entstehen von gasförmigem CO oder CO₂ aufgrund von freiem Sauerstoff zu verhindern. Diese Beruhigung des Stahls kann mit geeigneten Legierungselementen durchgeführt werden, die eine hohe Affinität zu Sauerstoff aufweisen und den freien Sauerstoff somit abbinden. Als derartiges Mittel zur Beruhigung des Stahls hat sich Aluminium aus zahlreichen Gründen durchgesetzt. Die Beruhigung des Stahls setzt voraus, dass das Beruhigungsmittel in einem stöchiometrischen Überschuss zugegeben wird, sodass das die Beruhigung bewirkende Legierungselement in einem Überschussanteil im Stahl verbleibt, während das entsprechende gebundene Oxid (Tonerde im Fall von Aluminium) mit der Schlacke aus der Stahlschmelze entfernt wird.

[0006] Der im Stahl verbleibende Überschussanteil an Aluminium ist als vorteilhaft erkannt worden, weil Aluminium ein Feinkornbildner ist, der die Umformbarkeit des gebildeten Walzstahls begünstigt. Alle Normen und Normentwürfe für gebräuchliche Walzstähle sehen daher einen Mindestgehalt an Aluminium im Stahl von 0,01 bei Titanzugabe, im Übrigen von 0,015 oder sogar 0,02 Gew.% vor.

[0007] Gut verformbare Walzstähle sollen die Eigenschaft haben, trotz ihrer guten Verformbarkeit eine hohe Festigkeit zu gewährleisten. Dies gilt beispielsweise für Stahlbleche, die in der Automobilindustrie verwendet werden. Es hat sich gezeigt, dass bestimmte Stahlsorten nach einer Kaltverformung ihre Streckgrenzenwerte deutlich erhöhen, wenn sie einer Wärmebehandlung unterzogen werden, wie sie beispielsweise beim Einbrennlackieren erfolgt. Bei den dabei verwendeten Temperaturen von über 120°C oder auch 170°C findet eine "Alterung" des Stahls statt, durch den die Streckgrenze des Stahls deutlich erhöht wird. Dieser Effekt beruht auf der Wirkung von freiem, gelöstem Kohlenstoff, der aufgrund der Wärmeeinwirkung in die bei der Kaltverformung entstandenen Versetzungen in der Kristallstruktur wandert und diese bei einer anschließenden Verformungsspannung blockiert. Es ist daher bekannt, dass ein Bake-Hardening-Effekt bei einem normalen C-Gehalt (0,02 - 0,20 Gew.%) nur dann auftreten kann, wenn ein kaltgewalzter Stahl im Durchlaufverfahren rekristallisierend gegläut wird, weil bei der dabei verwendeten hohen Abkühlgeschwindigkeit eine Verbindung des freien, gelösten Kohlenstoffs mit Eisen zur Bildung von Zementit unterbunden wird. Bei der Durchführung des rekristallisierenden Glühens in einem Haubenglühofen im festen Bund entstehen so geringe Abkühlgeschwindigkeiten, dass kein freier Kohlenstoff in dem Gefüge verbleibt, sodass der resultierende Stahl nicht altert und keinen Bake-Hardening-Effekt aufweist.

[0008] Bei den früheren nicht kontinuierlichen Blockgießverfahren konnte unberuhigter Stahl verwendet werden. Von daher ist es bekannt, dass eine Alterung grundsätzlich mit freiem Stickstoff in der Gefügestruktur auftritt. Dabei treten weitere nachteilige Eigenschaften des Stahls auf. Da das beim Stranggießverfahren für die Beruhigung verwendete Aluminium hoch affin zu Stickstoff ist und den freien Stickstoff sofort abbindet, spielt dieser Effekt in der Praxis für heutige beruhigte Walzstähle keine Rolle mehr.

[0009] Demgemäß sind Walzstähle der eingangs genannten Art, die einen Bake-Hardening-Effekt aufweisen, grundsätzlich nur mit einem normalen C-Gehalt ($C \geq 0,01$ Gew.%) in einer Durchlaufglühe herstellbar. Eine Alternative besteht darin, den C-Gehalt im Vakuum-Verfahren deutlich unter 0,01 Gew.% abzusenken. In diesem Fall ist es möglich, auch bei geringen Abkühlgeschwindigkeiten nach einer rekristallisierenden Glühung freien Kohlenstoff in der sich bildenden Kristallstruktur zu erhalten, weil die Diffusionswege des freien Kohlenstoff zu freien Eisenatomen aufgrund der geringen Kohlenstoffkonzentration so groß geworden sind, dass ein nennenswerter Teil der freien Kohlenstoffatome ungebunden in der Kristallstruktur verbleibt und den Bake-Hardening-Effekt bewirken kann.

[0010] Es ist daher nicht möglich, Stähle ohne besondere Herstellungsverfahren, insbesondere gut umformbare, weiche haubengeglühte Güten, mit einem Bake-Hardening-Effekt herzustellen. Gleiches gilt für Warmbandstähle, die ebenfalls keinen freien C-Gehalt aufweisen und daher keinen darauf beruhenden Bake-Hardening-Effekt ausbilden können.

[0011] US 2003/0015263 A1 offenbart ein Verfahren und einen Walzstahl der eingangs erwähnten Art. Dabei wird ein

Mindestgehalt an Aluminium von 0,001 Gew. % erwähnt, gleichzeitig jedoch zum Ausdruck gebracht, das Aluminium als Desoxydationsmittel für den Stahl eingesetzt wird. Da ein anderes Desoxydationsmittel nicht angegeben ist, sind Aluminiumkonzentrationen weit oberhalb von 0,005 Gew. % erforderlich, wenn eine vollständige Beruhigung des Stahls stattfinden soll. Für vakuum-entkohlte Stähle, wie sie in den Tabellen 1 und 6 dieser Druckschrift angegeben sind, beträgt die geringste Aluminiumkonzentration 0,009 Gew. %. Dabei hat der Stahl einen C-Gehalt von 0,0020 Gew. % und niedriger. Für nicht vakuum-entkohlte Stähle ist der Aluminiumgehalt regelmäßig höher. In einem Beispiel der Tabelle 15 findet sich ein Aluminiumgehalt von 0,004 Gew. %, dabei ist der Siliziumgehalt mit 0,01 Gew. % angegeben, sodass kein vollständig beruhigter Stahl vorliegen kann. Im Übrigen enthalten die beispielhaft angegebenen Stähle überwiegend Zusatz-Legierungselemente, insbesondere selten Erde-Legierungselemente oder Molybdän, Titan, Bor, Kupfer, Nickel, Chrom, Vanadium usw. Die betroffenen Ausführungsbeispiele für Stähle, die gemäß Tabelle 15 als geeignet für einen guten BH-Wert angesehen, setzen ein besonderes rekristallisierendes Glühen voraus, das aus einer Kombination eines Haubenglühens und eines Durchlaufglühens besteht und daher einen hohen Anlagenaufwand erfordert. Das erfindungsgemäße Verfahren wird entweder mit einem Haubenglühen oder mit einem kontinuierlichen Glühen vorgenommen.

[0012] Der Erfindung liegt die Aufgabe zugrunde, die Herstellung eines beruhigten, unlegierten oder mikrolegierten kalt gewalzten Walzstahls mit einem verbesserten Bake-Hardening-Effekt zu ermöglichen, wobei die erstmalige Ermöglichung eines Bake-Hardening-Effekts für bestimmte Stahlgüten eingeschlossen sein soll.

[0013] Zur Lösung dieser Aufgabe ist erfindungsgemäß das Verfahren der eingangs erwähnten Art dadurch gekennzeichnet, dass ein Stahl der Zusammensetzung (in Gew. %)

C 0,01 - 0,20

Si > 0,15

Mn < 1,40

P 0,020- 0,08

S < 0,025

Al < 0,005

optional Nb 0,01 - 0,20,

Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen verwendet wird.

[0014] Zur Lösung der genannten Aufgabe ist ferner ein Walzstahl der eingangs erwähnten Art gekennzeichnet durch die Zusammensetzung (in Gew. %)

C 0,01 - 0,20

Si > 0,15

Mn < 1,40

P 0,02 - 0,08

S < 0,025

Al < 0,005

optional Nb 0,01 - 0,20,

Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen verwendet wird.

[0015] Die erfindungsgemäße Ausbildung des Bake-Hardening-Effekts mit freiem, gelösten Stickstoff bei einem beruhigten Walzstahl setzt grundlegende Änderungen der bisherigen Herstellungspraxis derartiger beruhigter Walzstähle voraus. Die Beruhigung des Walzstahls darf nicht mehr mit einem Überschussanteil an Aluminium erfolgen, weil der Überschussanteil an Aluminium das Verbleiben eines Gehalts an freiem Stickstoff im Stahl wegen der hohen Stickstoffaffinität des Aluminiums unterbindet. Demzufolge muss die Beruhigung des Stahls entweder mit einem anderen Mittel als mit Aluminium erfolgen oder der Stahl muss mit einer "Vorberuhigung" mit Aluminium hergestellt werden, wobei die Zugabe von Aluminium etwas unterstöchiometrisch erfolgt, sodass eine Restberuhigung mit einem anderen Legierungselement, vorzugsweise mit Silizium, vorgenommen wird. Alternativ kann eine Vorberuhigung auch mit einer Vakuumbehandlung erzielt werden. Die Durchführung der vollständigen Beruhigung mit Silizium ist möglich, wegen der hierfür benötigten hohen Zugabemengen jedoch nicht bevorzugt.

[0016] Der erfindungsgemäß hergestellte Stahl ist somit vorzugsweise frei von Aluminium, d.h. der Aluminium-Gehalt liegt unter 0,01 Gew. %, vorzugsweise unter 0,005 Gew. %. Sollte der Aluminium-Gehalt höher liegen, muss der dadurch abgebundene Anteil an freiem Stickstoff berücksichtigt werden, sodass die Stahlschmelze mit einem deutlich höheren Anteil an freiem, gelösten Stickstoff hergestellt werden muss, um den erfindungsgemäß vorgesehenen Anteil an freiem, gelösten Stickstoff zu gewährleisten.

[0017] Es hat sich gezeigt, dass durch die erfindungsgemäße Maßnahme, die eine völlig neue Art der Stahlherstellung für einen Stranggussstahl erfordert, ein gewisser Bake-Hardening-Effekt aufgrund des freien, gelösten Stickstoffs erzielbar ist. Dieser Effekt ist aber in vielen Fällen für praktische Anwendungen nicht ausreichend. Es hat sich gezeigt, dass die Zugabe wenigstens eines weiteren Legierungselements den auf dem freien Stickstoff-Gehalt beruhenden Bake-Hardening-Effekt entscheidend vergrößern kann. Dies kann darauf zurückgeführt werden, dass das geeignete weitere

Legierungselement die Diffusion des freien Stickstoffs (zu den Versetzungen) begünstigt. Als besonders geeignetes Legierungselement hierfür hat sich Phosphor mit einem Anteil $\geq 0,020$ Gew.%, insbesondere $\geq 0,025$ Gew.%, herausgestellt. Ein weiteres Legierungselement, das den Bake-Hardening-Effekt deutlich anhebt, ist Niob, das, vorzugsweise in Ergänzung zu dem einen Legierungselement (vorzugsweise Phosphor), mit einem Anteil $\geq 0,01$ Gew.% enthalten ist.

[0018] Da die erfindungsgemäße (Rest-) Beruhigung des Walzstahls mit Silizium erfolgt, enthält der erfindungsgemäße Walzstahl einen Anteil $\geq 0,15$ Gew.% Silizium, vorzugsweise $\geq 0,20$ Gew.% Silizium.

[0019] Die vorliegende Erfindung erlaubt erstmalig ohne besonderen Aufwand die Herstellung von im Festbund haubengeglühten Kaltbändern mit einem Bake-Hardening-Effekt, wenn der Stahl einen normalen C-Gehalt (zwischen 0,01 bzw. 0,02 und 0,20 Gew.%) aufweist.

[0020] Die vorliegende Erfindung erlaubt ferner, diejenigen Stähle, die herkömmlich mit einem auf freiem Kohlenstoff beruhenden Bake-Hardening-Effekt hergestellt werden, nunmehr mit einem deutlich verbesserten Bake-Hardening-Effekt herzustellen, der erfindungsgemäß auf der (zusätzlichen) Wirkung von freiem, gelösten Stickstoff in der Kristallstruktur beruht. Demgemäß ist es ohne weiteres möglich, das erfindungsgemäße Verfahren auch bei durchlaufgeglühten Walzstähen anzuwenden, um so den bereits bekannten Bake-Hardening-Effekt durch die erfindungsgemäße Maßnahme deutlich zu verstärken.

[0021] Bevorzugte chemische Zusammensetzungen der erfindungsgemäßen Stähle ergeben sich aus den nachstehend angegebenen Grenzwerten:

C	0,01-0,20 Gew. %
Si	0,15-0,70 Gew. %
Mn	0,15-1,40 Gew. %
P	0,020-0,080 Gew. %
S	0,003-0,025 Gew. %
Al	max. 0,005 Gew. %
Nfrei	min. 0,0010 Gew. %
Nb	max. 0,09 Gew. %

[0022] Die erfindungsgemäßen Stähle weisen die bemerkenswerte Eigenschaft auf, dass der auf dem freien Stickstoff beruhende Bake-Hardening-Effekt nur bei einer Temperaturbehandlung nach einer vorherigen Verformung (BH2) auftritt.

[0023] Eine Alterung bei Raumtemperatur oder ohne vorherige Verformung tritt somit nicht in dem Maße wie bei einer Kohlenstoffalterung auf. Ein unerwünschter Alterungsvorgang bei nicht zu langer Lagerung des Stahls ist daher nicht zu befürchten.

[0024] Ferner lässt sich bei dem erfindungsgemäßen Stahl die Korngröße durch den Anteil des weiteren Legierungselements, insbesondere durch Phosphor, steuern. Im Vergleich zu aluminiumberuhigten Stählen lässt sich ein gleichfeines oder sogar ein feineres Korn bei dem erfindungsgemäßen Stahl herstellen.

[0025] Der Gesamtgehalt an Stickstoff beträgt bei dem erfindungsgemäßen Stahl $\leq 0,0090$ Gew.%, bevorzugt $\leq 0,075$ Gew.%, insbesondere $< 0,0045$ Gew.%. Bevorzugt wird der bei der Herstellung der Schmelze vorhandene Stickstoffgehalt ($0,0040 \leq N_{\text{ges.}} \leq 0,0060$ Gew.%) genutzt, von einer Zulegierung von N somit abgesehen.

[0026] Im Folgenden soll die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen näher erläutert werden. Es wurden kaltgewalzte Stähle mit einer rekristallisierenden Glühung im Festbund im Haubenofen einerseits und in einer Durchlaufglühe andererseits hergestellt. Die verwendeten chemischen Zusammensetzungen ergeben sich aus der nachstehenden Tabelle 1, wobei die Zusammensetzung der Nummer 1-5 Vergleichsstähle sind.

Lfd. Nr.	Glühung	Figur	C	Mn	S	N	Si	P	Al	Nb
1	H	1	0,028	0,14	0,003	0,0090	0,70	0,005	0,004	-
2	H D	2 8	0,039	0,25	0,003	0,0065	0,33	0,005	0,004	-
3	H D	3 9	0,039	0,25	0,003	0,0072	0,34	0,005	0,004	0,028
4	H D	4 10	0,059	0,23		0,0065	0,60	0,004	0,004	-
5	H D	5 11	0,059	0,23	0,003	0,0075	0,58	0,004	0,003	0,024

(fortgesetzt)

Lfd. Nr.	Glühung	Figur	C	Mn	S	N	Si	P	Al	Nb
6	H	6	0,024	0,21	0,002	0,0082	0,28	0,054	0,005	-
7	H	7	0,026	0,21	0,002	0,0084	0,56	0,054	0,004	-
H = Glühung im Festbund im Haubenofen D = Glühung in der Durchlaufglühe										

[0027] Eine Übersicht der dabei entstandenen technologischen Eigenschaften ist in den Figuren 1 bis 11 (wie in der Tabelle 1 angegeben) dargestellt worden, und zwar jeweils für eine Haspeltemperatur nach dem Warmwalzen von 500°C (jeweils linke Säule) und von 700°C (jeweils rechte Säule).

[0028] Figur 1 betrifft einen Vergleichsstahl mit einem normalen C-Gehalt von 0,028 Gew.% und zu vernachlässigenden Anteilen an Schwefel, Phosphor und Aluminium. Der Stahl ist mit Silizium (end-) beruhigt worden und weist einen Anteil von freiem, gelösten Stickstoff von 0,0090 Gew.% auf. Er ist aufgrund seiner Streckgrenze von knapp 300 N/mm² bereits ein höherfester Stahl und weist einen deutlichen, wenn auch nicht hohen BH2-Effekt (25 bis 30 N/mm²) bei beiden Haspeltemperaturen nach der Durchführung der Haubenglühung auf.

[0029] Figur 2 zeigt die Ergebnisse für einen in der Zusammensetzung nicht prinzipiell variierten Stahl. Der Vergleich mit Figur 3 lässt erkennen, dass die Zugabe von Niob (0,028 Gew.%) hier zu einem deutlich erhöhten BH2-Effekt, insbesondere für die niedrige Haspeltemperatur von 500°C führt. Der Vergleich mit den Figuren 8 und 9, die die Ergebnisse bei gleicher Zusammensetzung nach einer Durchlaufglühung verdeutlichen, zeigt, dass die Erhöhung der BH2-Werte durch die Zugabe von Niob nur bei der Haubenglühung, nicht jedoch bei der Durchlaufglühung erreicht wird. Bei der Durchlaufglühung, bei der ein Teil des BH2-Effektes durch freien Kohlenstoff bewirkt wird, ist die Zugabe von Niob für den BH2-Effekt schädlich, da Niob einen Teil des freien Kohlenstoffs zu Carbide abbindet, was sich in der Erhöhung der Festigkeitswerte Rp 0,2 und Rm und in der Verringerung der Dehnungswerte Ag und A80 niederschlägt.

[0030] Die gleiche Aussage lässt sich den Figuren 4 und 5 für die Haubenglühung einerseits und 10 und 11 für die Durchlaufglühung andererseits entnehmen. Die Figuren 4 und 5 verdeutlichen ferner, dass der den BH2-Wert erhöhende Einfluss von Niob geringer wird, wenn der Silizium-Anteil sich relativ erhöht. Bei der Zusammensetzung in den Figuren 4 und 5 ist der Silizium-Anteil nahezu doppelt so hoch wie bei den Vergleichsfiguren 2 und 3.

[0031] Figur 6 zeigt, dass eine deutliche Erhöhung des BH2-Wertes durch eine erfindungsgemäße Zugabe von Phosphor (hier 0,054 Gew.%) erzielt werden kann.

[0032] Figur 7 verdeutlicht, dass nach der Zugabe von Phosphor eine Erhöhung des Silizium-Anteils keine positive Auswirkung auf den BH2-Wert hat. Festzustellen ist lediglich ein Ansteigen der Festigkeitswerte bei einem gleichzeitigen Abfall der für die Verformbarkeit wesentlichen Parameter, nämlich Ag, A80 und n-Wert.

[0033] Während die bisher dargestellten Ergebnisse auf Laborexperimenten beruhen, ist zusätzlich eine Betriebschmelze unter industriellen Fertigungsbedingungen erstellt worden mit folgender erfindungsgemäßer chemischer Zusammensetzung in Gew.%.

C	Mn	S	N	Si	P	Al	N-frei
0,061	0,26	0,008	0,0027	0,28	0,051	0,003	0,0012

[0034] Aus der Schmelze ist ein haubengeglühter elo-verzinkter Stahl hergestellt worden. Die dabei erzielten mechanisch-technologischen Eigenschaften des Stahlbandes sind in den Figuren 12 bis 15 aufgetragen.

[0035] Die Figuren 16 bis 18 zeigen Änderungen der mechanisch-technologischen Eigenschaften des Stahls gemäß den Figuren 12 bis 15 durch eine Wärmebehandlung bei 250° C für drei Minuten, wie sie bei einer Kunststoff-Bandbeschichtung typischerweise auftritt.

[0036] Die Figuren 19 bis 22 verdeutlichen die Messwerte für aus derselben Schmelze hergestelltes feuerverzinktes Stahlband und die Figuren 23 bis 25 die Änderungen der gemessenen Werte durch eine Wärmebehandlung beim 250° C über drei Minuten, wie sie für eine Kunststoff-Bandbeschichtung typischerweise auftritt.

[0037] Das in der oben angegebenen Zusammensetzung hergestellte Stahlband ist in üblicher Weise warmgewalzt und danach durch Kühlung auf eine Haspeltemperatur von 500° C bzw. 700° C abgekühlt worden. Nach der Abkühlung im Haspel sind in üblicher Weise Kaltwalzschritte erfolgt, durch die das Stahlblech einer Kaltverformung von deutlich über 50 % unterworfen worden ist. Das aufgewickelte Kaltband ist im Coil in einem Haubenofen bei einer Temperatur unter 720° C (A1) rekristallisierend gegläht worden und im Haubenofen unter quasi isothermen Bedingungen abgekühlt worden.

[0038] In den Figuren 12 ff. sind gemessene Werte am Bandanfang (A), in der Bandmitte (M) und am Bandende (E)

dargestellt, wobei die jeweils linke Säule eine in Längsrichtung des Bandes genommene Probe und die rechte Säule jeweils eine in Querrichtung genommene und geprüfte Probe darstellt.

[0039] Es zeigt sich, dass hohe Festigkeitswerte (untere Streckgrenze ReL) $\geq 260 \text{ N/mm}^2$ auch bei einer hohen Haspeltemperatur erreicht werden. Die Zugfestigkeit (R_m) liegt im Bereich von 400 N/mm^2 .

[0040] Die für die Umformeigenschaften wichtigen Parameter A_{80} , A_g , n -Wert und r -Wert zeigen hohe Werte, die die gute Verformbarkeit des Stahlbandes kennzeichnen. Der Stahl weist trotz der Haubenglühung einen BH2-Wert von etwa 40 N/mm^2 bei der niedrigen Haspeltemperatur und deutlich über 40 N/mm^2 bei der höheren Haspeltemperatur auf, wie dies in Figur 14 erkennbar ist. Demgegenüber sind die BH0-Werte, zumindest für die niedrige Haspeltemperatur, eher vernachlässigbar.

[0041] Es bestätigt sich daher, dass durch die vorliegende Erfindung ein BH2-Effekt ohne zusätzlichen Aufwand erzielbar ist, der auf der Existenz von freien, gelöstem Stickstoff beruht.

[0042] Die Korngröße liegt für die hohe Haspeltemperatur über ASTM 9, während sie für die niedrigere Haspeltemperatur deutlich über ASTM 10 liegt. Erkennbar ist, dass ein praktisch ideal rundes Korn entsteht, da in Längs- und Querrichtung völlig identische Korngrößen gemessen werden.

[0043] Die Figuren 16 bis 18 verdeutlichen die Änderungen der angegebenen Parameter nach der Durchführung einer Wärmebehandlung, wie sie bei einer Bandbeschichtung üblich ist, also eine Wärmebehandlung für etwa drei Minuten bei ca. 250°C .

[0044] Es zeigt sich, dass dabei der BH2-Effekt "verbraucht" wird, sodass die Werte für die obere und untere Streckgrenze entsprechend ansteigen. Überraschend ist dabei, dass gemäß Figuren 17 und 18 allenfalls geringe Änderungen der für die Umformung wesentlichen Parameter stattfindet. Die Änderungen der Dehnungswerte bewegen sich in der Größenordnung von maximal 3 %, während die Änderung der n -Werte und der r -Werte in der Größenordnung von unter 10 % liegen, wobei sich der r -Wert regelmäßig sogar verbessert.

[0045] Die Figuren 19 bis 22 verdeutlichen die mechanisch-technologischen Parameter für ein nach dem wie oben erfolgten Warmwalzen, Haspeln und Kaltwalzen in einer Durchlaufglühe rekristallisierend geglühtes Stahlband, das dabei feuerverzinkt worden ist. Bekanntlich weist ein derartig behandeltes Stahlband höhere Festigkeitswerte auf und lässt sich mit einem guten BH2-Wert erstellen, der abhängig von der Festigkeit üblicherweise in der Größenordnung von 40 N/mm^2 liegt. Demgegenüber ist der erfindungsgemäß erzielte BH2-Wert gemäß Figur 21 wesentlich höher und liegt bei 80 bis 90 N/mm^2 . Ein derartiger BH2-Wert ist bisher nicht mit üblichen Fertigungsmethoden erzielbar gewesen. Die Korngröße liegt, je nach Haspeltemperatur bei ASTM 8,5 bis 9,5, also im Bereich eines feinkörnigen Stahls.

[0046] Das wie für den haubengeglühten Stahl beschriebene Experiment zum "Verbrauchen" des BH-Effektes führt gemäß den Figuren 23 bis 25 zu einer erheblichen Erhöhung der Festigkeitswerte ohne eine merkbare Beeinträchtigung der Umformwerte, wobei der für die Umformung wesentliche n -Wert tendenziell sogar noch verbessert wird. Bemerkenswert sind ferner die sehr guten Umformkennwerte, die sich in den hohen Werten für die Gleichmaßdehnung A_g , für die Dehnung A_{80} , den n -Wert und die überraschend sehr hohen r -Werte in Querrichtung (1,5 bis $> 1,6$) manifestieren. Demgemäß steht ein Stahl zur Verfügung, der hohe Festigkeitswerte liefert, mit diesen hohen Festigkeitswerten aber umformbar ist wie ein wesentlich weicherer Stahl.

[0047] Der in der beschriebenen Zusammensetzung angegebene niedrige Gehalt von 0,0012 Gew. % freien Stickstoff dürfte für die festgestellte Vermeidung der Reckalterung bedeutsam sein. Bevorzugt ist somit ein freier N-Gehalt, der zwischen 0,0010 und 0,0020 Gew. % liegt.

[0048] Zusammenfassend ist festzustellen, dass durch die Erfindung ein haubengeglühtes Stahlband erstellt werden konnte, das bei relativ hohen Festigkeitswerten sehr gute Umformwerte und dabei einen deutlichen BH2-Effekt aufweist. Es entsteht ein feinkörniges Gefüge mit ASTM-Korngrößen 9,25 bis 10,75. Die Feinkörnigkeit des unlegierten Stahls ist vergleichbar mit der Feinkörnigkeit, die sonst mit einem mikrolegierten Stahl erzielt wird.

[0049] Es entsteht ein homogenes Gefüge, dessen Korngröße in Längsrichtung und Querrichtung gleich groß ist.

[0050] Für einen feuerverzinkten, durchlaufgeglühten Stahl werden hohe Festigkeitswerte bei sehr guten Umformwerten erzielt. Dabei werden extrem hohe BH2-Werte erreicht.

[0051] In beiden Fällen (Haubenglühe, Durchlaufglühe) werden nach einer simulierten Bandbeschichtung (Wärmebehandlung 250°C für drei Minuten) Festigkeitssteigerungen bei nur geringfügig veränderten Umformwerten erreicht.

[0052] Zusammenfassend ist festzustellen, dass die erfindungsgemäßen Stähle mit einem Bake-Hardening-Effekt herstellbar sind, der auf der Existenz von freiem, gelöstem Stickstoff in der Kristallstruktur beruht. Dieser Effekt wird durch eine Steuerung der Diffusion des freien Stickstoffs erhöht, nämlich durch die erfindungsgemäße Zugabe von Phosphor und eventuell zusätzlich Niob. Durch die Zugabe von Phosphor lässt sich die Korngröße des entstehenden Stahls beeinflussen. Mit der Zugabe von Niob kann eine Einstellung der Festigkeit bewirkt werden.

[0053] Die erfindungsgemäßen Stähle haben durchweg hohe Dehnungs-, r - und n -Werte, also gute Verformungseigenschaften.

[0054] Die erfindungsgemäßen Stähle zeigen gute BH2-Werte, hingegen sehr niedrige BH0-Werte. Der Bake-Hardening-Effekt setzt daher verwertbar nur nach einer vorherigen Verformung ein. Die Stähle sind bei Raumtemperatur nahezu alterungsfrei, sodass eine Reckalterung durch den freien Stickstoff nur in geringem Maße vorhanden ist.

[0055] Der gemessene BH2-Effekt wird durch die erfindungsgemäße Zugabe von P verstärkt, da Phosphor die Stickstoff-Diffusion aktiviert. Die BH2-Werte ergeben sich sowohl bei einer Wärmebehandlung von 120°C als auch bei 170°C.

[0056] Die Tatsache, dass der erfindungsgemäße Stahl, dessen Bake-Hardening-Effekt auf dem Vorhandensein von freiem Stickstoff beruht, bei Raumtemperatur kaum altert, obwohl der freie Stickstoff nicht abgebunden ist, ist überraschend. Eine Erklärung könnte in einer Blockierung der Stickstoffdiffusion durch das Silizium liegen. Diese Blockierung kann durch die Temperaturbehandlung nach einer Verformung und durch die erfindungsgemäße Zugabe von Phosphor und eventuell Niob beseitigt bzw. gemildert werden.

[0057] Die den Figuren 12, 13, 15 bis 20 und 22 bis 25 zugrunde liegenden Messwerte sind in den nachstehenden Tabellen I bis IV wiedergegeben.

Probenlage	Prüfrichtung	ReH N/mm ²	ReL N/mm ²	Ru N/mm ²	AgI %	A80 %	n-Wert	r-Wert	ReH* N/mm ²	ReL* N/mm ²	Rm* N/mm ²	AgI* %	A80* %	n*	r*
A	längs	287	282	399	19,9	37,1	0,193	1,20	364	323	405	19,0	34,6	0,175	1,14
	quer	323	301	405	19,8	36,5	0,198	1,49	380	341	408	19,2	34,9	0,178	1,58
M	längs	279	278	404	19,7	34,9	0,193	1,24	368	328	410	18,4	33,4	0,175	1,19
	quer	301	294	408	19,9	34,7	0,192	1,49	388	347	411	18,3	35,0	0,174	1,65
E	längs	295	288	406	19,9	34,1	0,196	1,12	347	325	410	18,8	31,7	0,180	1,10
	quer	326	306	406	19,9	35,3	0,195	1,52	383	340	412	18,5	34,9	0,178	1,78

Probenlage	Prüfrichtung	ReH N/mm ²	ReL N/mm ²	Ru N/mm ²	AgI %	A80 %	n-Wert	r-Wert	ReH* N/mm ²	ReL* N/mm ²	Rm* N/mm ²	AgI* %	A80* %	n*	r*
A	längs	287	282	399	19,9	37,1	0,193	1,20	364	323	405	19,0	34,6	0,175	1,14
	quer	323	301	405	19,8	36,5	0,198	1,49	380	341	408	19,2	34,9	0,178	1,58
M	längs	279	278	404	19,7	34,9	0,193	1,24	368	328	410	18,4	33,4	0,175	1,19
	quer	301	294	408	19,9	34,7	0,192	1,49	388	347	411	18,3	35,0	0,174	1,65
E	längs	295	288	406	19,9	34,1	0,196	1,12	347	325	410	18,8	31,7	0,180	1,10
	quer	326	306	406	19,9	35,3	0,195	1,52	383	340	412	18,5	34,9	0,178	1,78

* = Anlieferungszustand + 250°C/3min															
Probenlage	Prüfrichtung	ReH N/mm ²	ReL N/mm ²	Rm N/mm ²	AgI %	A80 %	n-Wert	r-Wert	ReH* N/mm ²	ReL* N/mm ²	Rm* N/mm ²	AgI* %	A80* %	n*	r*
A	längs	270	268	389	20,0	36,1	0,139	1,15	356	317	395	17,7	33,3	0,170	1,15
	quer	299	284	392	19,2	34,5	0,183	1,63	380	336	401	18,1	33,7	0,171	1,75
M	längs	265	265	384	17,8	32,8	0,172	1,22	359	319	394	17,1	31,1	0,166	1,21
	quer	277	277	390	17,5	31,0	0,166	1,69	366	336	400	16,5	30,9	0,160	1,75
E	längs	269	267	387	19,1	34,8	0,183	1,18	353	317	395	18,0	33,9	0,172	1,16
	quer	282	279	389	18,2	34,5	0,170	1,63	384	338	398	16,6	33,6	0,159	1,79

* = Anlieferungszustand + 250°C/3min															
Probenlage	Prüfrichtung	ReH N/mm ²	ReL N/mm ²	Rm N/mm ²	AgI %	A80 %	n-Wert	r-Wert	ReH* N/mm ²	ReL* N/mm ²	Rm* N/mm ²	AgI* %	A80* %	n*	r*
A	längs	270	268	389	20,0	36,1	0,139	1,15	356	317	395	17,7	33,3	0,170	1,15
	quer	299	284	392	19,2	34,5	0,183	1,63	380	336	401	18,1	33,7	0,171	1,75
M	längs	265	265	384	17,8	32,8	0,172	1,22	359	319	394	17,1	31,1	0,166	1,21
	quer	277	277	390	17,5	31,0	0,166	1,69	366	336	400	16,5	30,9	0,160	1,75
E	längs	269	267	387	19,1	34,8	0,183	1,18	353	317	395	18,0	33,9	0,172	1,16
	quer	282	279	389	18,2	34,5	0,170	1,63	384	338	398	16,6	33,6	0,159	1,79

Tabelle III Kaltband 01746 feuerverzinkt; T Ha = 500°C

Probenlage	Prüfrichtung	ReH N/mm ²	ReL N/mm ²	Rm N/mm ²	Agl %	A80 %	n-Wert	r-Wert	ReH* N/mm ²	ReL* N/mm ²	Rm* N/mm ²	Agl* %	A80* %	n*	r*
A	längs	355	350	449	15,7	28,6	0,149	1,20	455	411	458	15,8	27,9	0,151	1,29
	quer	366	356	454	15,3	28,8	0,143	1,69	474	415	460	15,4	26,0	0,148	1,80
E	längs	343	336	447	16,7	30,1	0,154	1,23	446	400	454	16,4	27,9	0,156	1,28
	quer	357	345	450	15,6	27,1	0,149	1,62	461	409	458	15,9	28,3	0,153	1,79
E = Coil-Mitte des ungeteilten Bandes * = Anlieferungszustand + 250°C /3min															

Kaltband 01747 feuerverzinkt; T Ha=700°C Tabelle IV

Probenlage	Prüfrichtung	ReH N/mm ²	ReL N/mm ²	Rm N/mm ²	AgI %	A80 %	n-Wert	r-Wert	ReH* N/mm ²	ReL* N/mm ²	Rm* N/mm ²	AgI* %	A80* %	n*	r*
A	längs	304	296	419	19,0	34,0	0,184	1,14	380	345	428	18,8	33,7	0,184	1,18
	quer	341	316	426	18,3	30,6	0,179	1,66	400	348	429	18,1	29,9	0,181	1,87
M	längs	311	304	430	16,2	30,5	0,151	1,25	416	371	444	16,0	28,8	0,154	1,24
	quer	318	307	435	15,3	28,2	0,147	1,75	428	385	448	15,4	28,2	0,150	1,71
E	längs	315	312	434	16,5	28,8	0,154	1,16	418	378	448	15,9	28,7	0,155	1,19
	quer	321	316	439	15,8	30,1	0,149	1,57	436	394	452	15,5	28,2	0,150	1,79
E = Coil-Mitte des ungeteilten Bandes * = Anlieferungszustand + 230°C /5min															

Patentansprüche

1. Verfahren zur Herstellung eines beruhigten, unlegierten oder mikrolegierten Walzstahls, der nach einem Heißwalzen mit anschließendem Aufhaspeln kalt gewalzt und anschließend rekristallisierend gegläht wird und danach einen Bake-Hardening-Effekt zeigt, wobei zur Erzielung des Bake-Hardening-Effekts freier, gelöster Stickstoff mit einem Anteil von $> 0,001$ Gew.% verwendet wird, **dadurch gekennzeichnet, dass** ein Stahl der Zusammensetzung (in Gew.%)

C 0,01 - 0,20

Si $\geq 0,15$

Mn $\leq 1,40$

P 0,020 - 0,08

S $\leq 0,025$

Al $\leq 0,005$

optional Nb 0,01 - 0,20,

Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen verwendet wird.
2. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** das rekristallisierende Glühen als Durchlaufglühung oder als Haubenglühung im Festbund vorgenommen wird.
3. Verfahren nach Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Anteil C zwischen 0,02 und 0,20 Gew.% liegt.
4. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 3, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Anteil an Silizium zwischen 0,20 und 0,70 Gew.% liegt.
5. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 4, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Anteil an Phosphor zwischen 0,020 und 0,080 Gew.% liegt.
6. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 5, **dadurch gekennzeichnet, dass** ein zusätzlicher Bake-Hardening-Effekt mit freiem Kohlenstoff eingestellt wird.
7. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 6, **dadurch gekennzeichnet, dass** der potentielle Bake-Hardening-Effekt bei einer vor der Verformung erfolgenden Wärmebehandlung zwischen 150 und 300°C für einige Minuten zur Erhöhung der Festigkeitseigenschaften verbraucht wird.
8. Beruhigter, unlegierter oder mikrolegierter kalt gewalzter Walzstahl mit einem Bake-Hardening-Effekt, der einen Gehalt an freiem gelösten Stickstoff $> 0,001$ Gew.% aufweist, **gekennzeichnet durch** die Zusammensetzung (in Gew.%)

C 0,01 - 0,20

Si $> 0,15$

Mn $< 1,40$

P 0,02 - 0,08

S $< 0,025$

Al $< 0,005$

optional Nb 0,01 - 0,20,

Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen verwendet wird.
9. Walzstahl nach Anspruch 8, mit einem Gehalt an C 0,02 - 0,20 Gew.%.
10. Walzstahl nach Anspruch 8 oder 9, **gekennzeichnet durch** einen Anteil an Silizium von 0,20 - 0,70 Gew.%.
11. Walzstahl nach einem der Ansprüche 8 bis 10, **gekennzeichnet durch** einen Anteil an Phosphor zwischen 0,020 und 0,080 Gew.%.
12. Walzstahl nach einem der Ansprüche 8 bis 11, **gekennzeichnet durch** BH₂-Werte ≥ 75 N/mm² bei Re-Werten ≥ 290 N/mm² nach einer Feuerverzinkung.

13. Walzstahl nach einem der Ansprüche 8 bis 12, **gekennzeichnet durch** Re-Werte $\geq 330 \text{ N/mm}^2$ bei n-Werten $\geq 0,15$ und einen reduzierten BH₂-Effekt.
14. Walzstahl nach Anspruch 12 oder 13, **gekennzeichnet durch** eine Korngröße ASTM $\geq 8,5$.
15. Walzstahl nach einem der Ansprüche 8 bis 12, **gekennzeichnet durch** eine untere Streckgrenze ReL $\geq 260 \text{ N/mm}^2$ und einen BH₂-Wert $\geq 40 \text{ N/mm}^2$ nach einer rekristallisierenden Haubenglühung.
16. Walzstahl nach Anspruch 15, **gekennzeichnet durch** n-Werte $\geq 0,17$ und Korngrößen ASTM ≥ 9 .
17. Walzstahl nach Anspruch 16, **gekennzeichnet durch** Korngrößen ASTM ≥ 10 .
18. Walzstahl nach einem der Ansprüche 8 bis 17, **gekennzeichnet durch** eine Blechdicke von $\geq 0,05 \text{ mm}$.

Claims

1. Method for producing a killed, unalloyed or microalloyed rolled steel, which, after hot rolling with subsequent coiling, is cold-rolled and subsequently subjected to recrystallization annealing, and then exhibits a bake hardening effect, wherein the bake hardening effect is achieved by using free, dissolved nitrogen in a proportion of $> 0.001\%$ by weight, **characterized in that** use is made of a steel of the composition (in % by weight)
C 0.01 - 0.20,
Si ≥ 0.15 ,
Mn ≤ 1.40 ,
P 0.020 - 0.08,
S ≤ 0.025 ,
Al ≤ 0.005 ,
optionally Nb 0.01 - 0.20,
remainder iron and unavoidable impurities.
2. Method according to Claim 1, **characterized in that** the recrystallization annealing is performed as continuous annealing or as batch annealing while firmly coiled.
3. Method according to Claim 1 or 2, **characterized in that** the proportion of C is between 0.02 and 0.20% by weight.
4. Method according to one of Claims 1 to 3, **characterized in that** the proportion of silicon is between 0.20 and 0.70% by weight.
5. Method according to one of Claims 1 to 4, **characterized in that** the proportion of phosphorus is between 0.020 and 0.080% by weight.
6. Method according to one of Claims 1 to 5, **characterized in that** an additional bake hardening effect is established with free carbon.
7. Method according to one of Claims 1 to 6, **characterized in that** the potential bake hardening effect is spent in the course of a heat treatment, taking place before the deformation, at between 150 and 300°C for several minutes to increase the strength properties.
8. Killed, unalloyed or microalloyed cold-rolled steel with a bake hardening effect and having a content of free, dissolved nitrogen $> 0.001\%$ by weight, **characterized by** the composition (in % by weight)
C 0.01 - 0.20,
Si > 0.15 ,
Mn < 1.40 ,
P 0.02 - 0.08,
S < 0.025 ,
Al < 0.005 ,
optionally Nb 0.01 - 0.20,
remainder iron and unavoidable impurities.

9. Rolled steel according to Claim 8, having a C content of 0.02 - 0.20% by weight.
10. Rolled steel according to Claim 8 or 9, **characterized by** a proportion of silicon of 0.20 - 0.70% by weight.
- 5 11. Rolled steel according to one of Claims 8 to 10, **characterized by** a proportion of phosphorus of between 0.020 and 0.080% by weight.
12. Rolled steel according to one of Claims 8 to 11, **characterized by** BH_2 values ≥ 75 N/mm² with Re values ≥ 290 N/mm² after hot-dip galvanizing.
- 10 13. Rolled steel according to one of Claims 8 to 12, **characterized by** Re values ≥ 330 N/mm² with n values ≥ 0.15 and a reduced BH_2 effect.
14. Rolled steel according to Claim 12 or 13, **characterized by** a grain size ASTM ≥ 8.5 .
- 15 15. Rolled steel according to one of Claims 8 to 12, **characterized by** a lower yield strength $ReL \geq 260$ N/mm² and a BH_2 value ≥ 40 N/mm² after recrystallization batch annealing.
16. Rolled steel according to Claim 15, **characterized by** n values ≥ 0.17 and grain sizes ASTM ≥ 9 .
- 20 17. Rolled steel according to Claim 16, **characterized by** grain sizes ASTM ≥ 10 .
18. Rolled steel according to one of Claims 8 to 17, **characterized by** a sheet thickness of ≥ 0.05 mm.

Revendications

1. Procédé pour la fabrication d'un acier laminé, calmé, non allié ou micro-allié qui, après un laminage à chaud avec embobinage successif, est laminé à froid et ensuite recuit de recristallisation et présente ensuite un effet de durcissement par cuisson ("Bake-Hardening"), dans lequel on emploie pour atteindre l'effet de durcissement sous recuit, de l'azote libre soluté avec une part $> 0,001$ % en poids,
caractérisé en ce que l'on utilise un acier présentant la composition suivante (en pourcentages en poids)
C 0,01 - 0,20
Si $\geq 0,15$
35 Mn $\leq 1,40$
P 0,020 - 0,08
S $\leq 0,025$
Al $\leq 0,005$
en option Nb 0,01 - 0,20,
40 le reste étant du fer et des impuretés inévitables.
2. Procédé selon la revendication 1, **caractérisé en ce que** le chauffage au rouge avec recristallisation est exécuté sous forme de chauffage en continu ou de chauffage sous cloche en bobine solide.
- 45 3. Procédé selon la revendication 1 ou 2, **caractérisé en ce que** la part de C est entre 0,02 et 0,20 % en poids.
4. Procédé selon l'une des revendications 1 à 3, **caractérisé en ce que** la part de silicium est entre 0,20 et 0,70 % en poids.
- 50 5. Procédé selon l'une des revendications 1 à 4, **caractérisé en ce que** la part de phosphore est entre 0,020 et 0,080 % en poids.
6. Procédé selon l'une des revendications 1 à 5, **caractérisé en ce que** l'on établit un effet de durcissement par cuisson supplémentaire avec du carbone libre.
- 55 7. Procédé selon l'une des revendications 1 à 6, **caractérisé en ce que** l'effet de durcissement par cuisson potentiel est exploité lors d'un traitement à chaud, effectué avant la déformation, entre 150 et 300°C pendant quelques minutes pour augmenter les propriétés de solidité.

EP 1 786 937 B1

8. Acier à laminier calmé, non allié ou micro-allié laminé à froid présentant un effet de durcissement par cuisson ("Bake-Hardening"), qui présente une teneur en azote libre soluté $> 0,001$ % en poids, **caractérisé par** la composition suivante (en pourcentages en poids)

C 0,01 - 0,20

Si $> 0,15$

Mn $< 1,40$

P 0,020 - 0,08

S $< 0,025$

Al $< 0,005$

en option Nb 0,01 - 0,20,

le reste étant du fer et des impuretés inévitables.

9. Acier à laminier selon la revendication 8, présentant une teneur en C de 0,02 à 0,20 % en poids.

10. Acier à laminier selon la revendication 8 ou 9, **caractérisé par** une part de silicium de 0,20 à 0,70 % en poids.

11. Acier à laminier selon l'une des revendications 8 à 10, **caractérisé par** une part de phosphore entre 0,020 et 0,080 % en poids.

12. Acier à laminier selon l'une des revendications 8 à 11, **caractérisé par** des valeurs $BH_2 \geq 75$ N/mm² pour des valeurs $Re \geq 290$ N/mm² après galvanisation à chaud.

13. Acier à laminier selon l'une des revendications 8 à 12, **caractérisé par** des valeurs $Re \geq 330$ N/mm² pour des valeurs $n \geq 0,15$ et un effet BH_2 réduit.

14. Acier à laminier selon la revendication 12 ou 13, **caractérisé par** une taille de grains ASTM $\geq 8,5$.

15. Acier à laminier selon l'une des revendications 8 à 12, **caractérisé par** une limite d'allongement inférieure $ReL \geq 260$ N/mm² et une valeur $BH_2 \geq 40$ N/mm² après un recuit de recristallisation sous cloche.

16. Acier à laminier selon la revendication 15, **caractérisé par** des valeurs $n \geq 0,17$ et des tailles de grains ASTM ≥ 9 .

17. Acier à laminier selon la revendication 16, **caractérisé par** des tailles de grains ASTM ≥ 10 .

18. Acier à laminier selon l'une des revendications 8 à 17, **caractérisé par** une épaisseur de tôle $\geq 0,05$ mm.

Chemische Zusammensetzung in %

C	Mn	S	N	Si	P	Al	Nb
0,028	0,14	0,003	0,0090	0,70	0,005	0,004	-

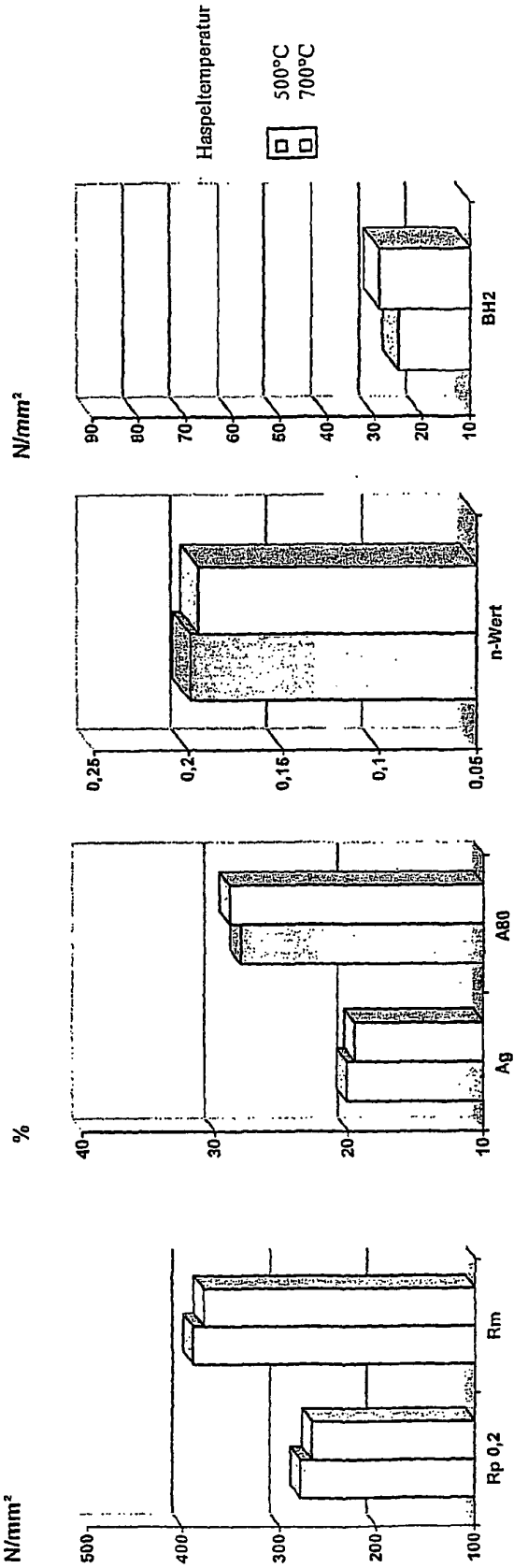


Fig. 1

Glühart: Haubenglühung

Chemische Zusammensetzung in %

C	Mn	S	N	Si	P	Al	Nb
0,039	0,25	0,003	0,0065	0,33	0,005	0,004	-

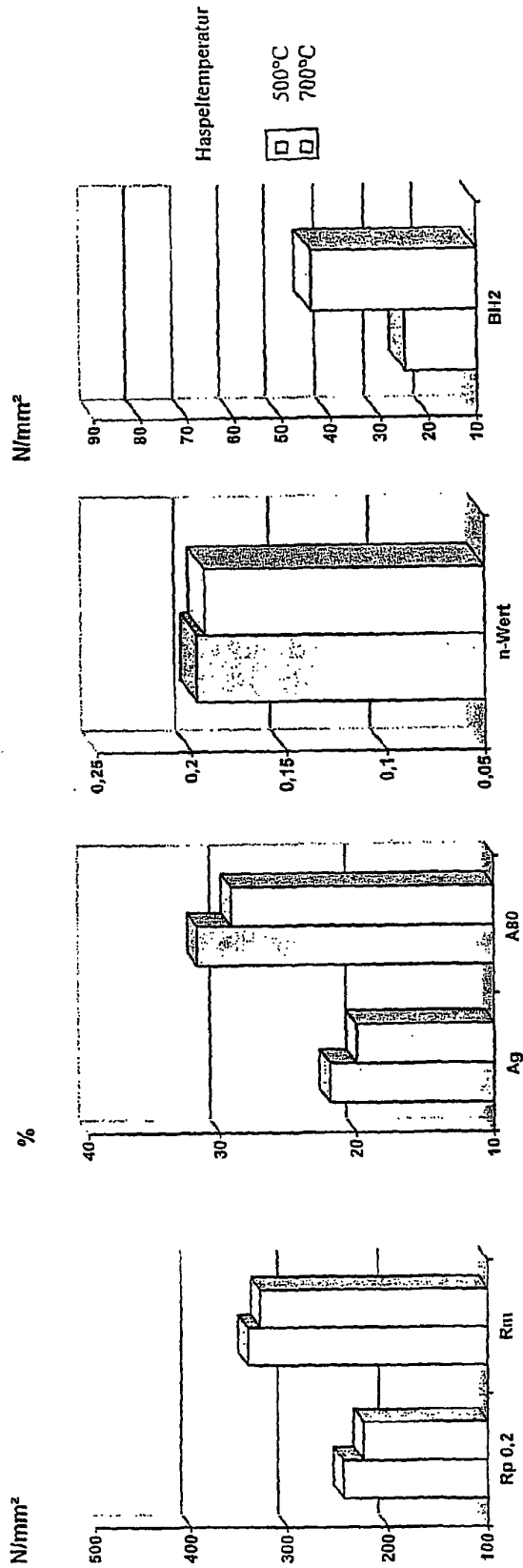


Fig. 2

Glühart: Haubenglühlung

Chemische Zusammensetzung in %

C	Mn	S	N	Si	P	Al	Nb
0,039	0,25	0,003	0,0072	0,34	0,005	0,004	0,028

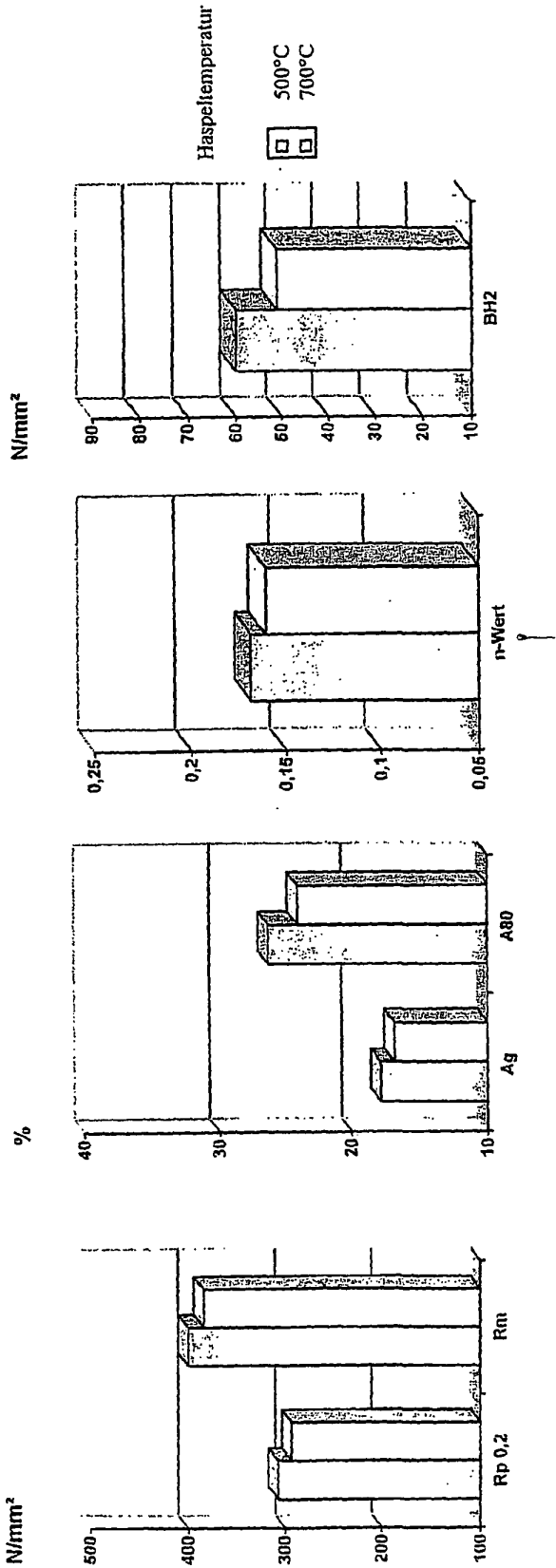


Fig. 3

Glühart: Haubenglühung

Chemische Zusammensetzung in %

C	Mn	S	N	Si	P	Al	Nb
0,059	0,23	0,003	0,0065	0,60	0,004	0,004	-

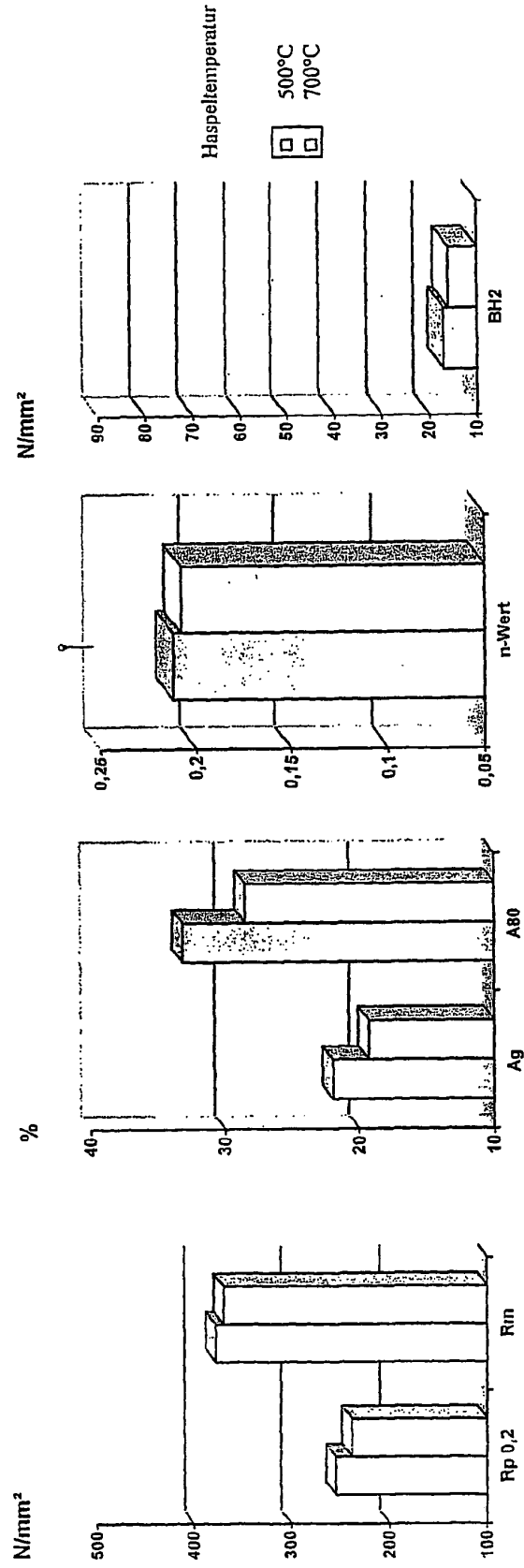


Fig. 4

Glühart: Haubenglübung

Chemische Zusammensetzung in %

C	Mn	S	N	Si	P	Al	Nb
0,059	0,23	0,003	0,0075	0,58	0,004	0,003	0,024

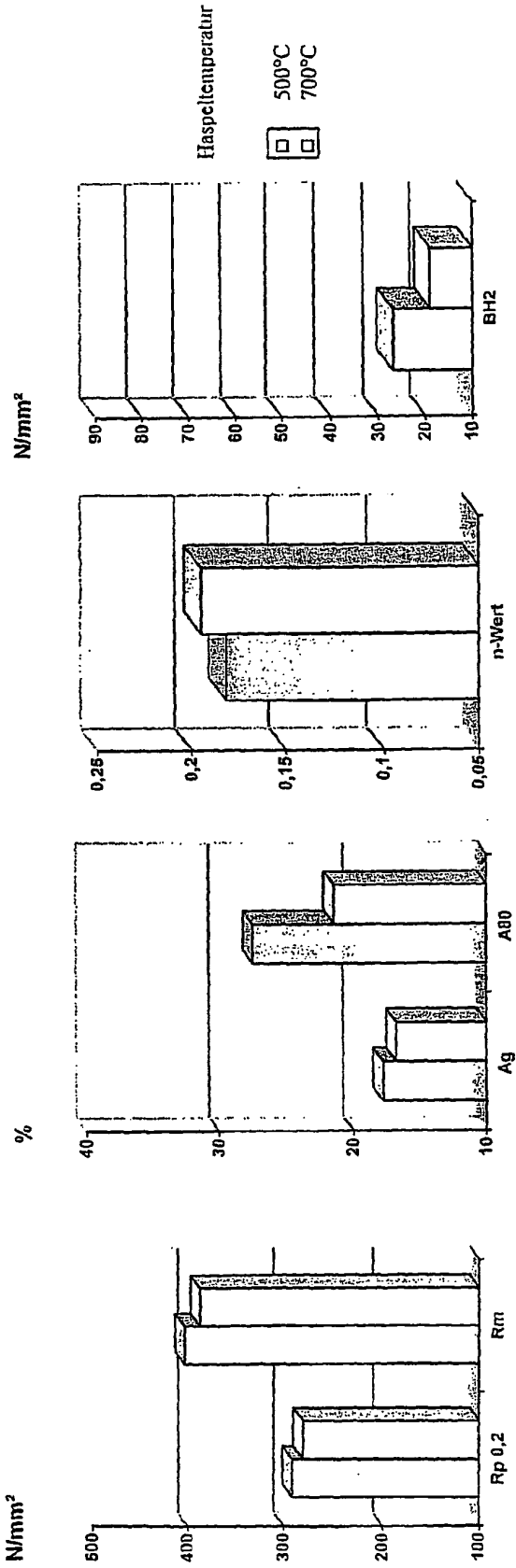


Fig. 5

Glühart: Haubenglühung

Chemische Zusammensetzung in %

C	Mn	S	N	Si	P	Al	Nb
0,024	0,21	0,002	0,0082	0,28	0,054	0,005	-

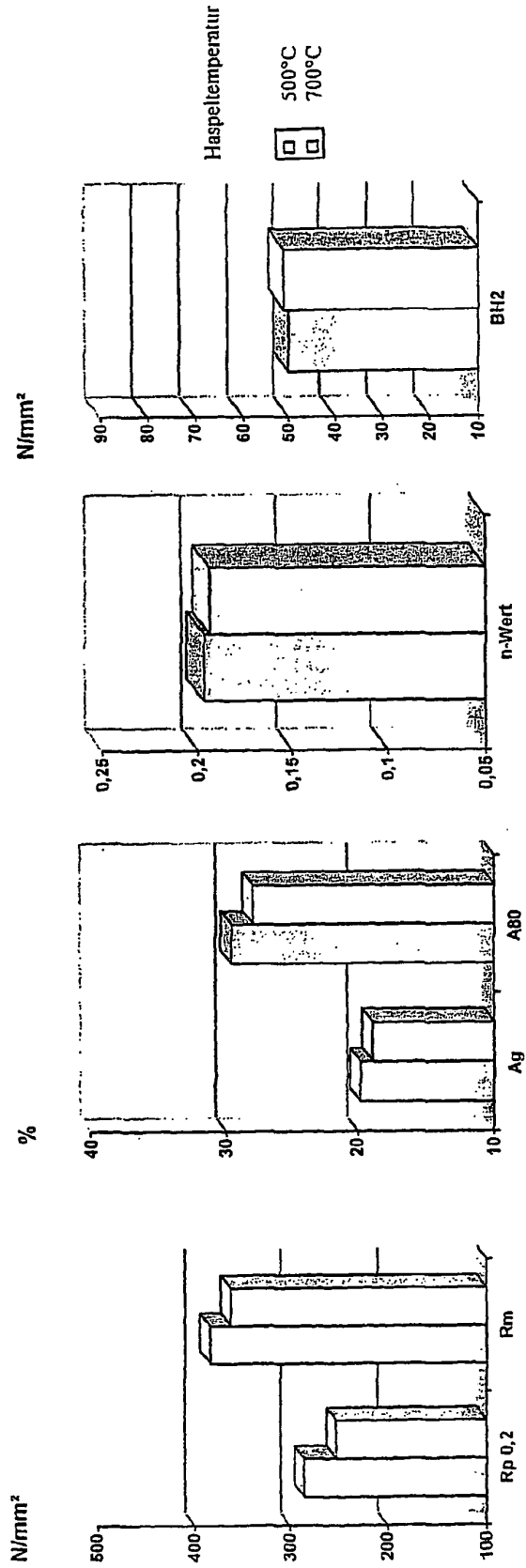


Fig. 6

Glühtart: Haubenglühtung

Chemische Zusammensetzung in %

C	Mn	S	N	Si	P	Al	Nb
0,026	0,21	0,002	0,0084	0,56	0,054	0,004	-

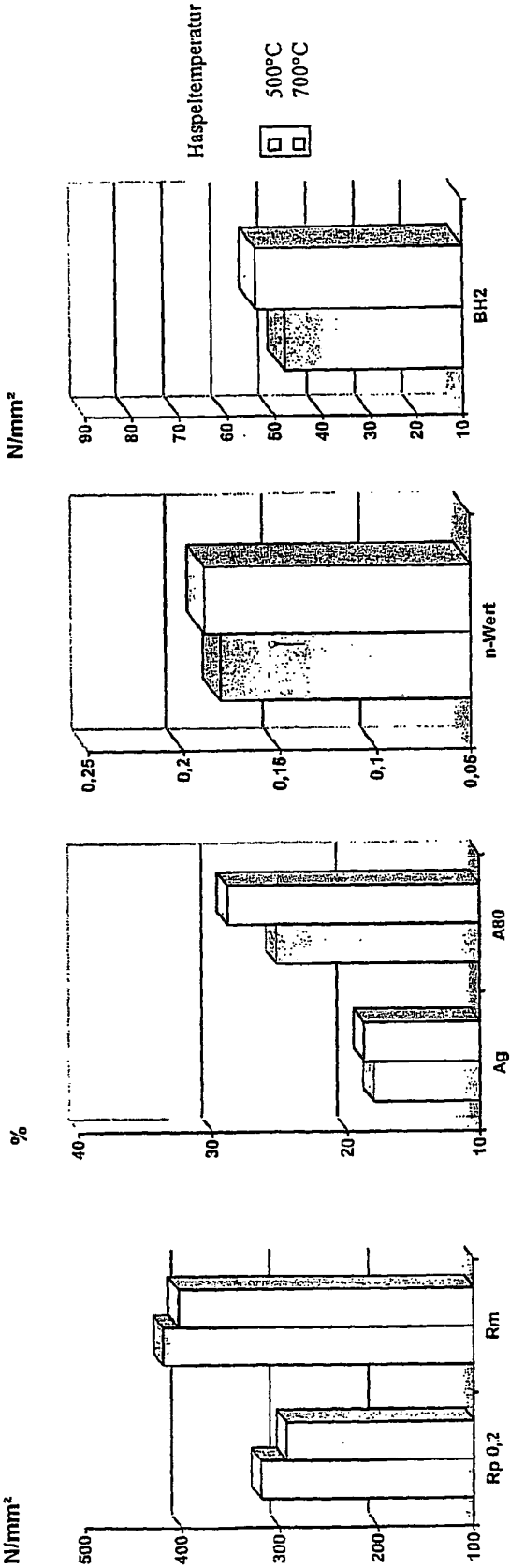


Fig. 7

Glüht: Haubenglühlung

Chemische Zusammensetzung in %

C	Mn	S	N	Si	P	Al	Nb
0,039	0,25	0,003	0,0065	0,33	0,005	0,004	-

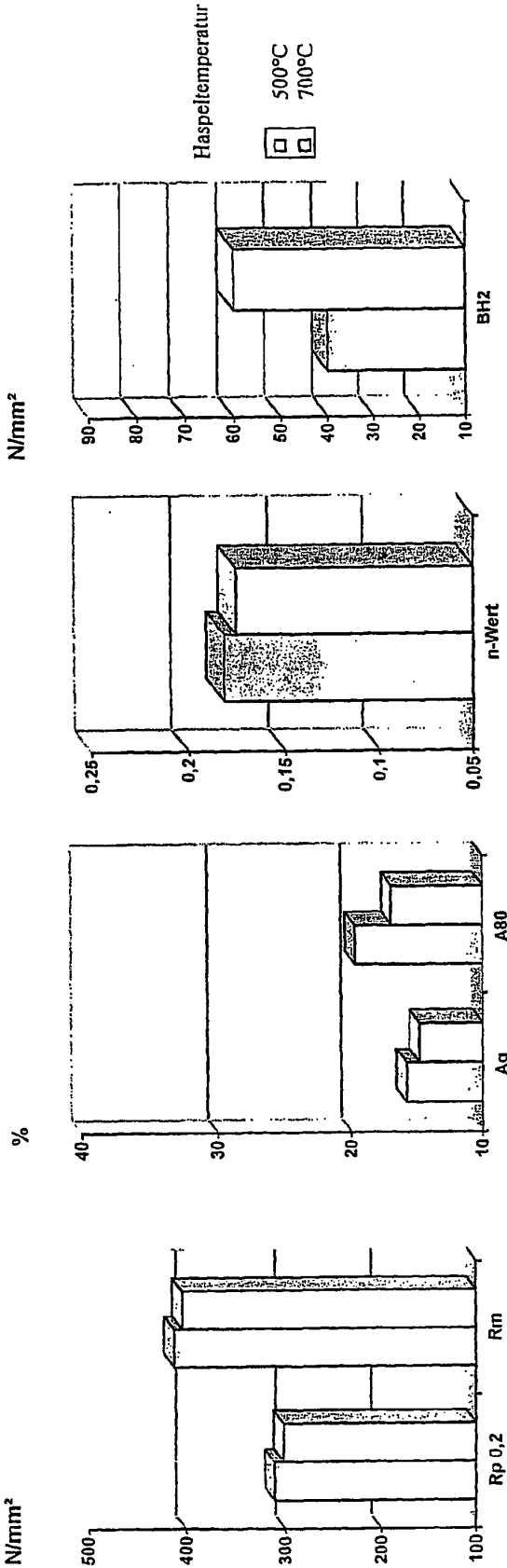


Fig. 8

Glühtart: Durchlaufglühung

Chemische Zusammensetzung in %

C	Mn	S	N	Si	P	Al	Nb
0,039	0,25	0,003	0,0072	0,34	0,005	0,004	0,028

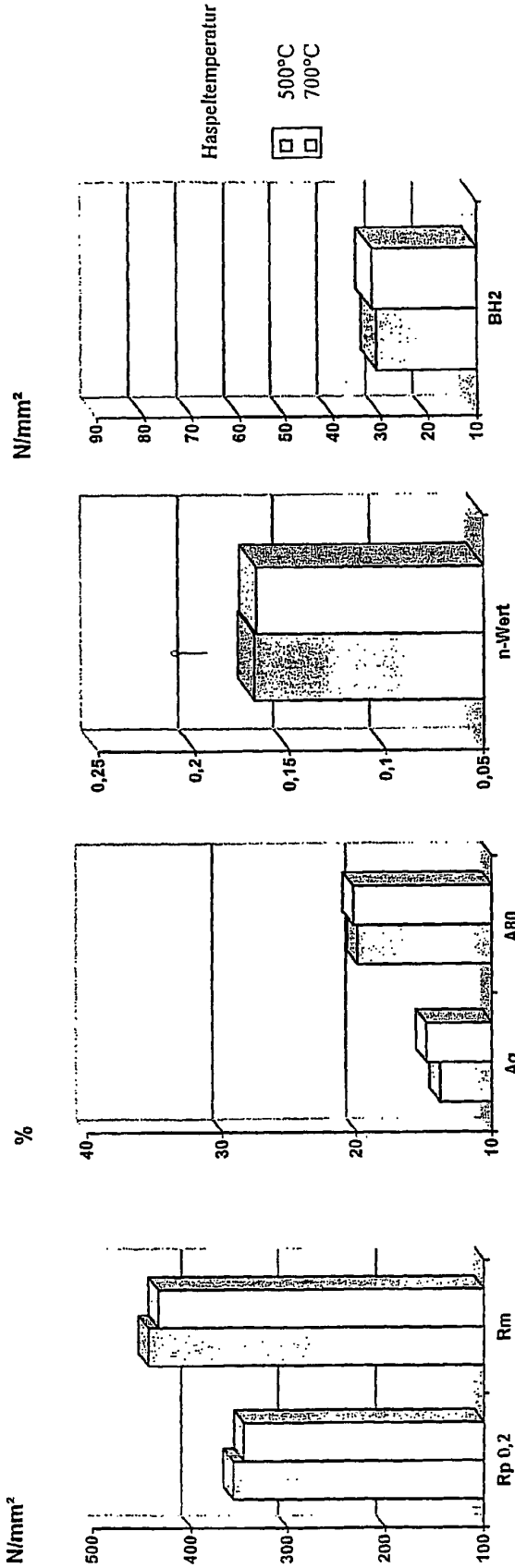


Fig. 9

Glühtart: Durchlaufglühung

Chemische Zusammensetzung in %

C	Mn	S	N	Si	P	Al	Nb
0,059	0,23	0,003	0,0065	0,60	0,004	0,004	-

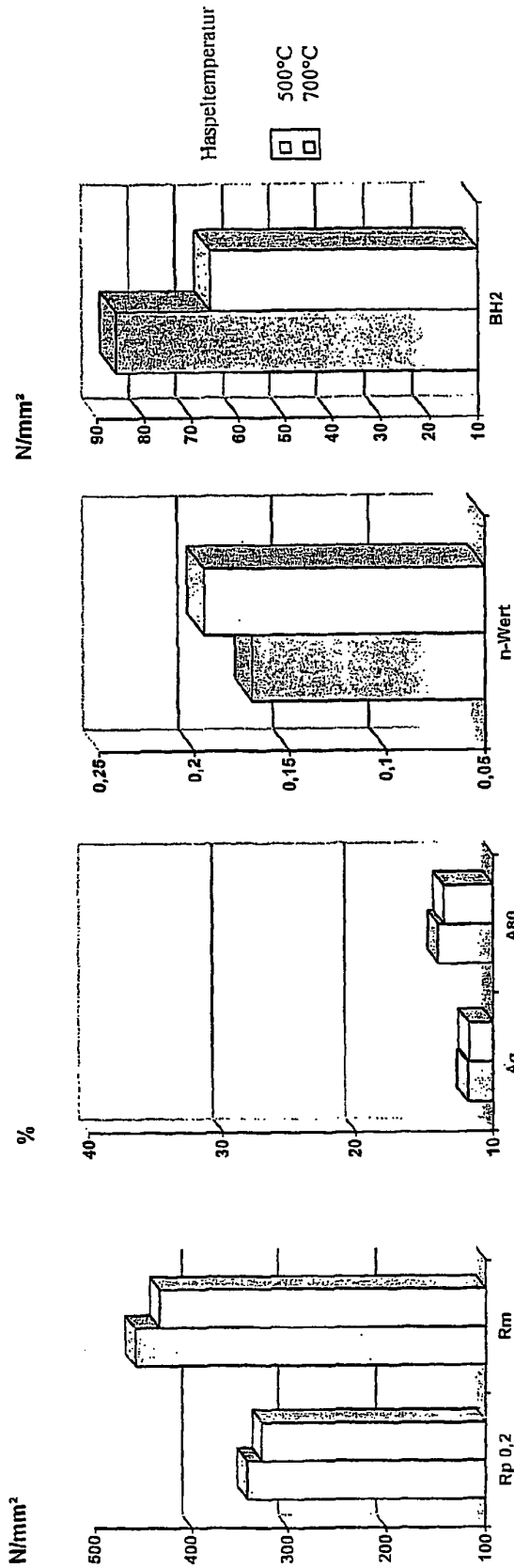
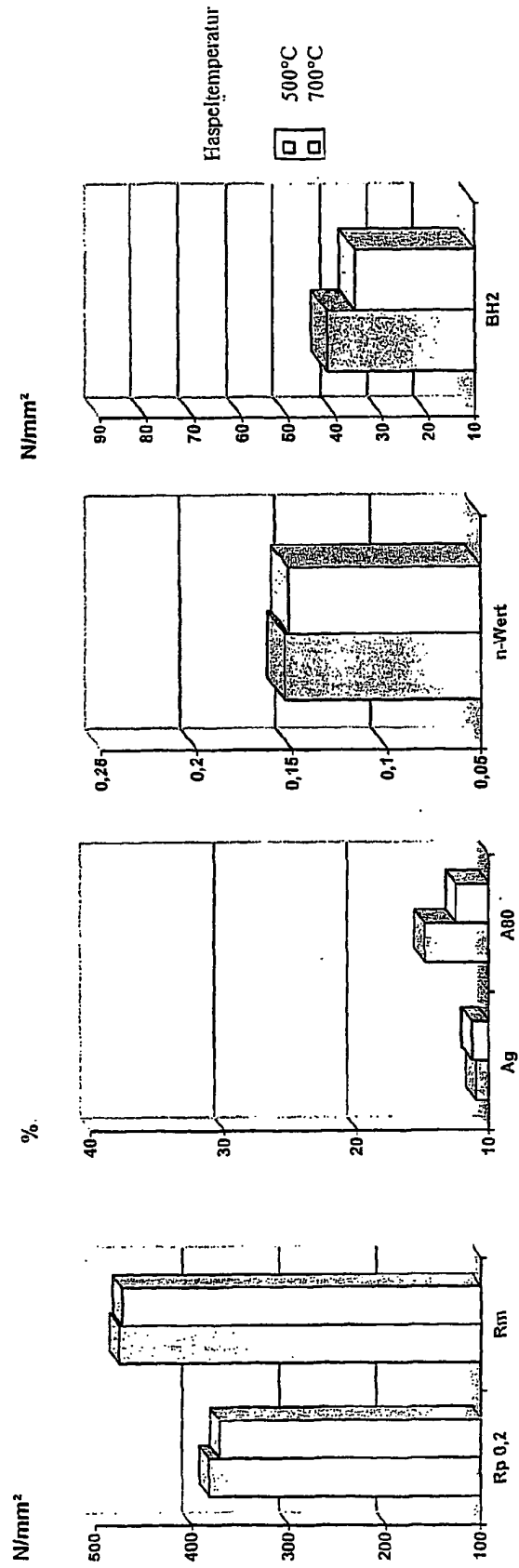


Fig. 10

Glühtart: Durchlaufglühung

Chemische Zusammensetzung in %

C	Mn	S	N	Si	P	Al	Nb
0,059	0,23	0,003	0,0075	0,58	0,004	0,003	0,024



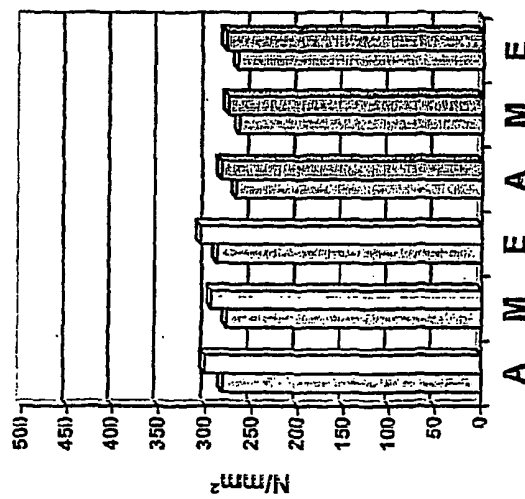
4

Fig. 11

Glbhart: Durchlaufglühung

(Haubenglühung / elo-verzinkt)

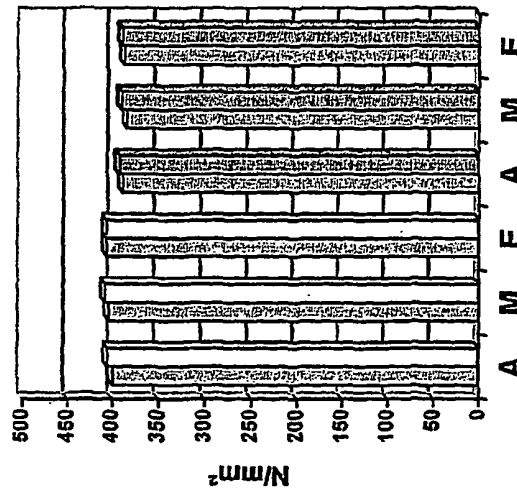
ReL



T Ha=500°C

T Ha=700°C

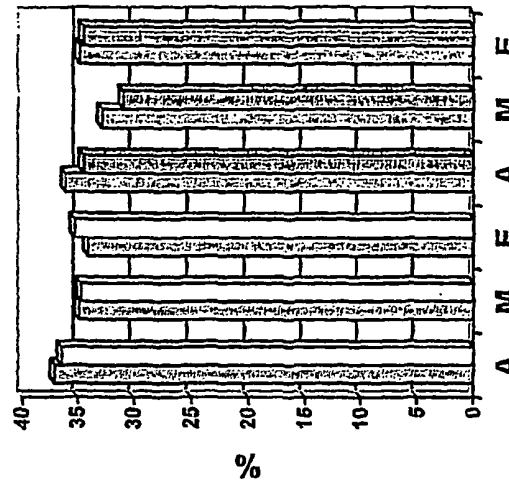
Rm



T Ha=500°C

T Ha=700°C

A80



T Ha=500°C

T Ha=700°C

Prüfrichtung: längs/- - längs/quer

Fig. 12

(Haubenglühlung / elo-verzinkt)

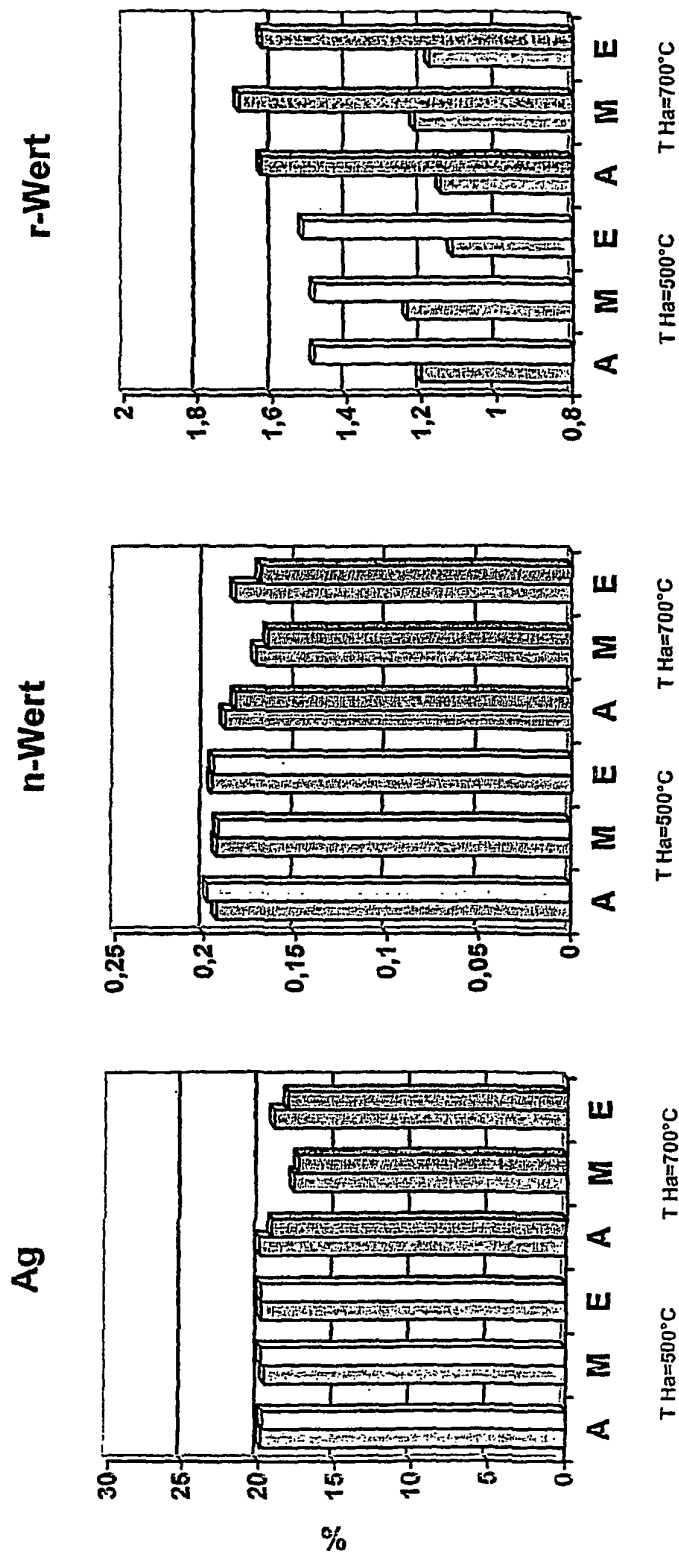
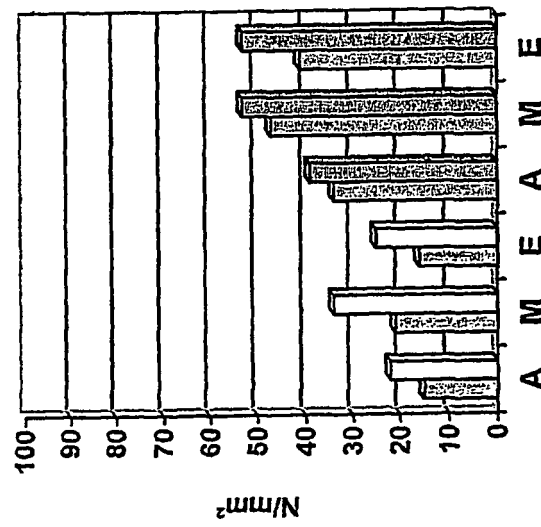


Fig. 13

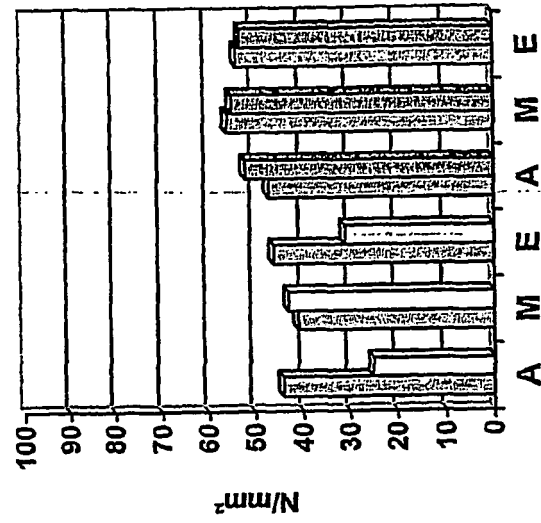
Prüfrichtung: längs/-; - lings/quers

(Haubenglühung / elo-verzinkt)

BH0



BH2



T Ha=700°C

T Ha=500°C

Fig. 14

Prüfrichtung: längs/quer – längs/quer

Korngröße
(Haubenglühung / elo-verzinkt)

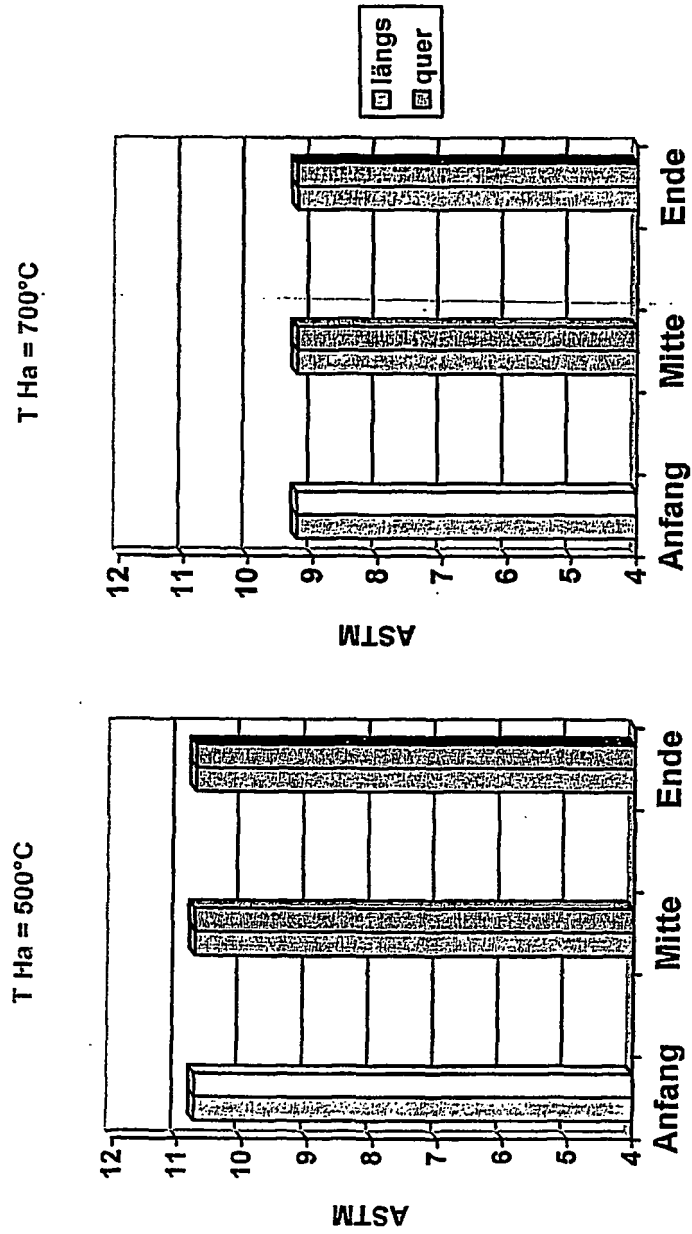


Fig. 15

(Haubenglühung / elo-verzinkt)

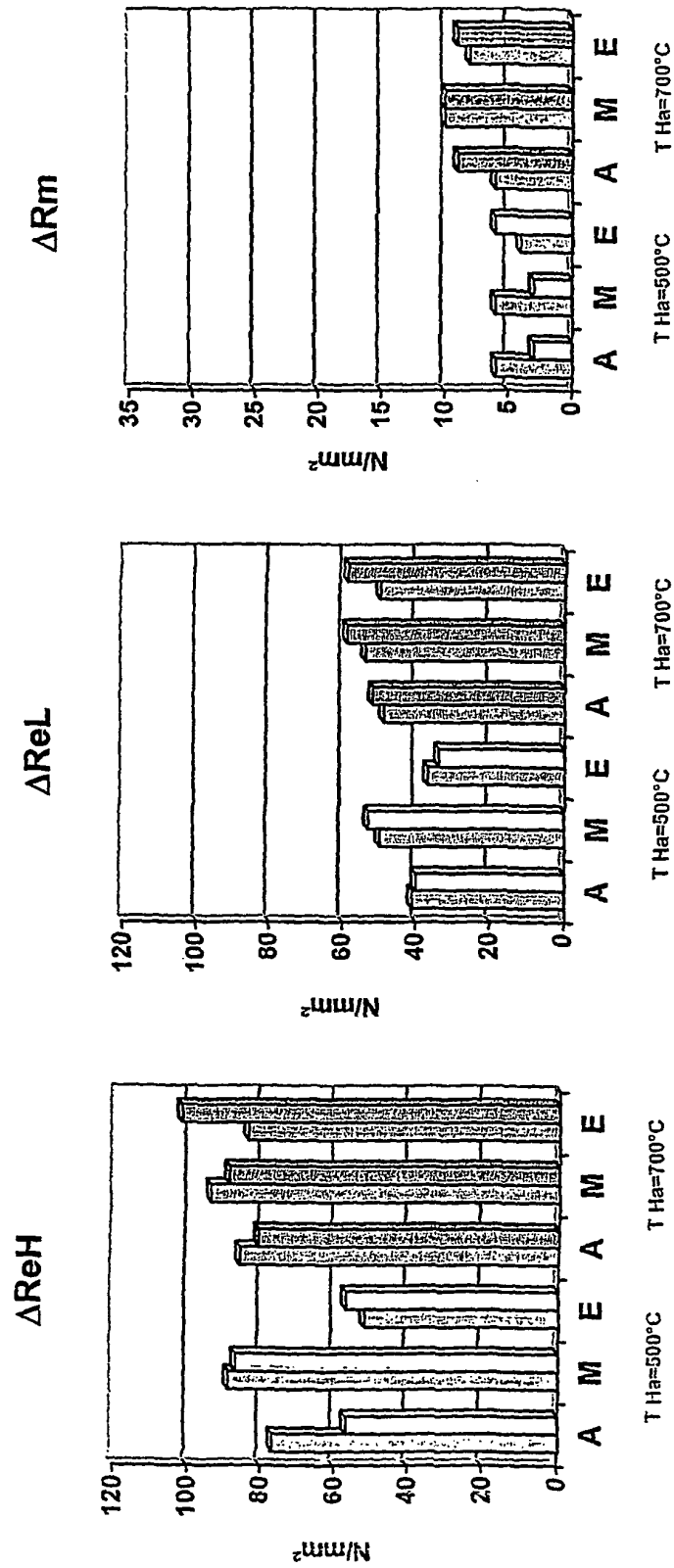
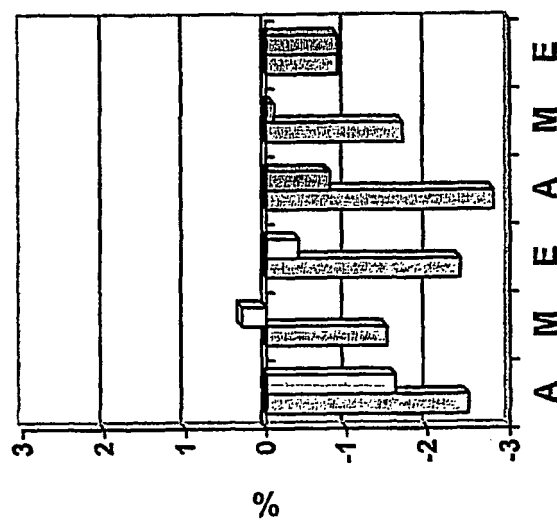


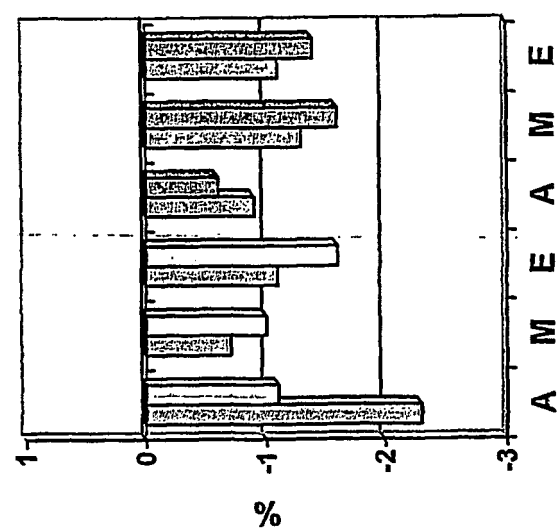
Fig. 16

(Haubenglühlung / elo-verzinkt)

ΔA_{80}



ΔA_g



T Ha=700°C

T Ha=500°C

T Ha=700°C

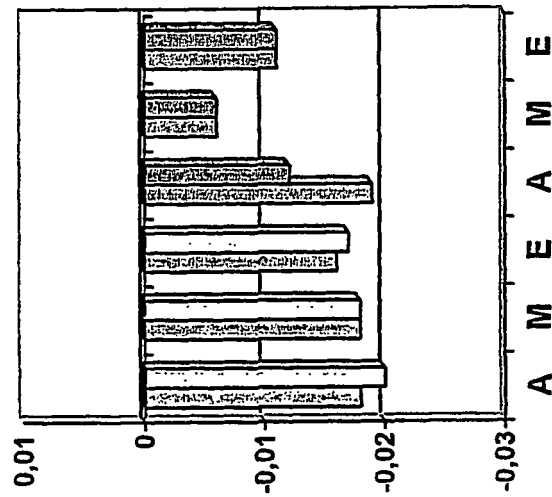
T Ha=500°C

Prüfrichtung: längs/... – längs/quers

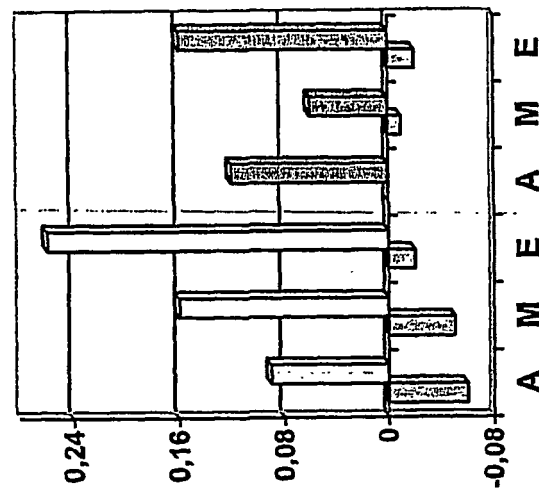
Fig. 17

(Haubenglühung / elo-verzinkt)

Δn -Wert



Δr -Wert



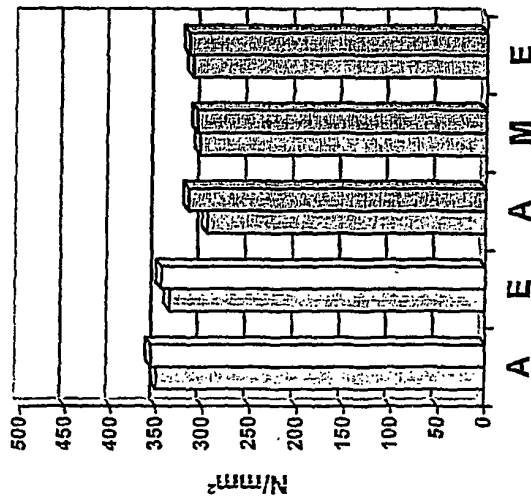
T Ha=500°C T Ha=700°C

Fig. 18

Prüfrichtung : längs/ . - längs/quer

(Feuerverzinkung)

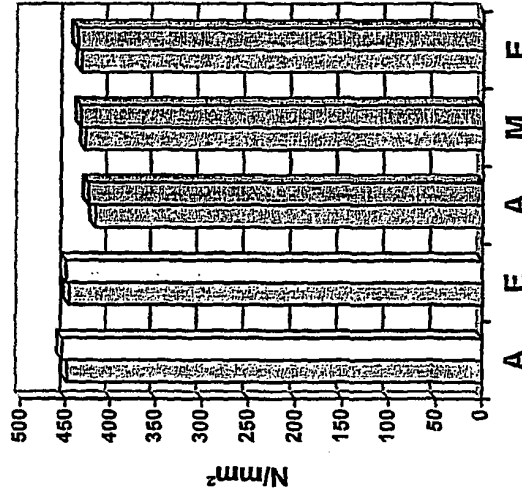
ReL



T Ha=500°C

T Ha=700°C

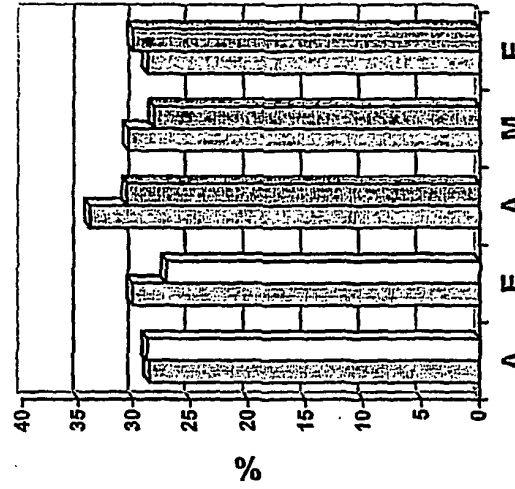
Rm



T Ha=500°C

T Ha=700°C

A80



T Ha=500°C

T Ha=700°C

Fig. 19

Prüfrichtung: längs/ – längs/quer

(Feuerverzinkung)

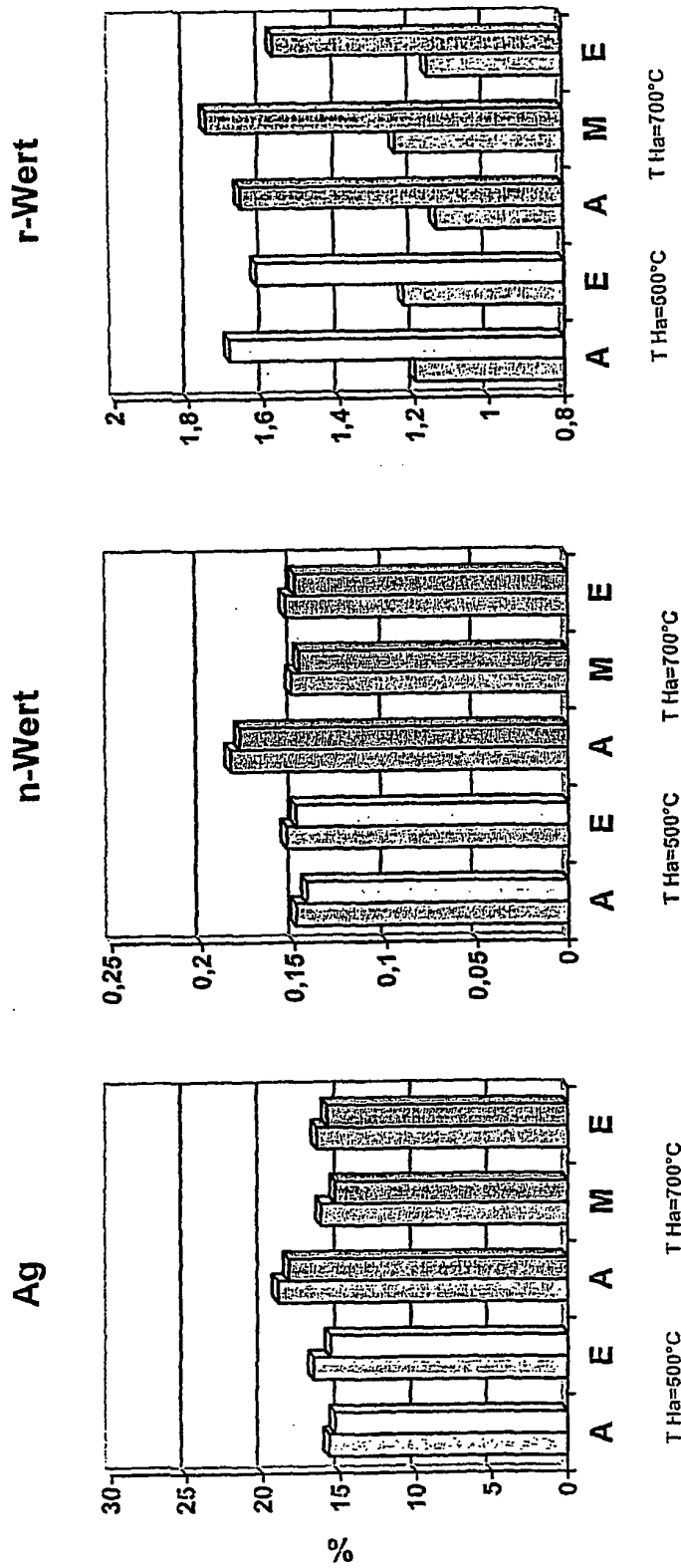
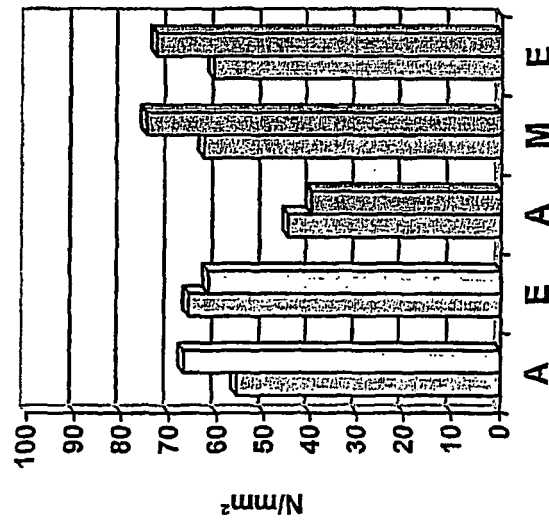


Fig. 20

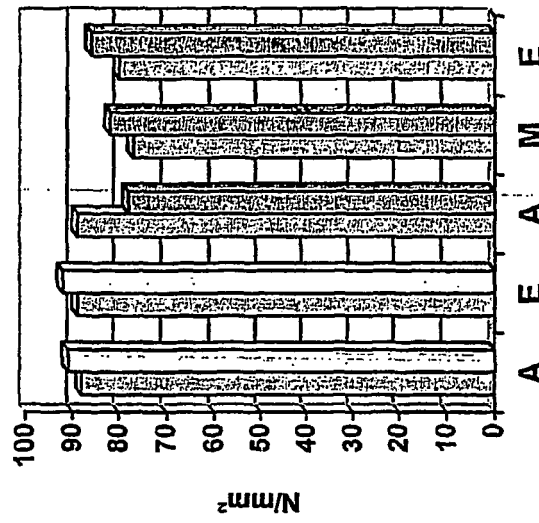
Prüfrichtung : längs/ – längs/quers

(Feuerverzinkung)

BH0



BH2



T Ha=500°C

T Ha=700°C

T Ha=500°C

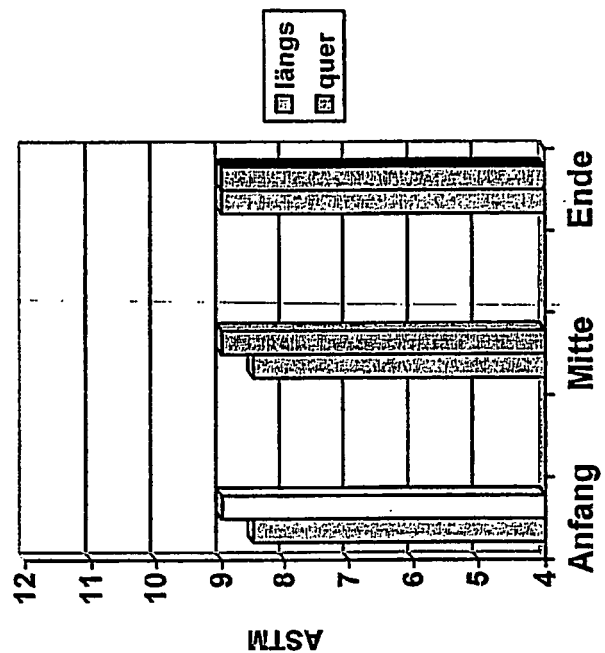
T Ha=700°C

Fig. 21

Prüfrichtung : längs/. – längs/quer

Korngröße
(feuerverzinkt)

T Ha = 700°C



T Ha = 500°C

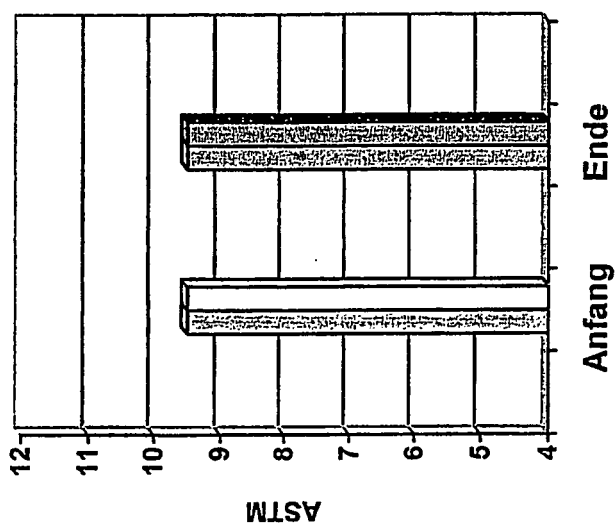
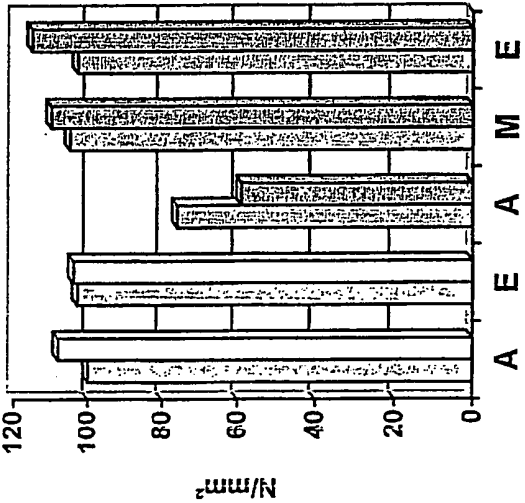


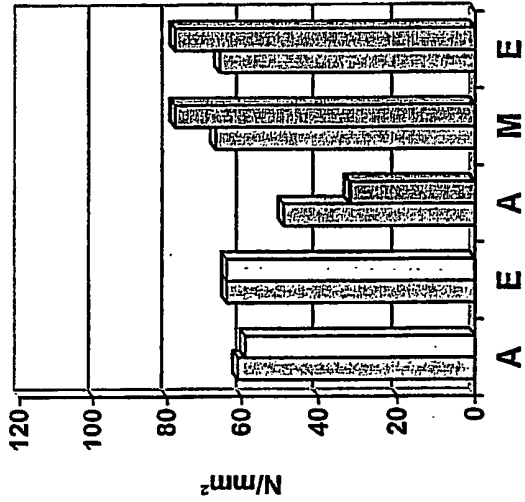
Fig. 22

(Feuerverzinkung)

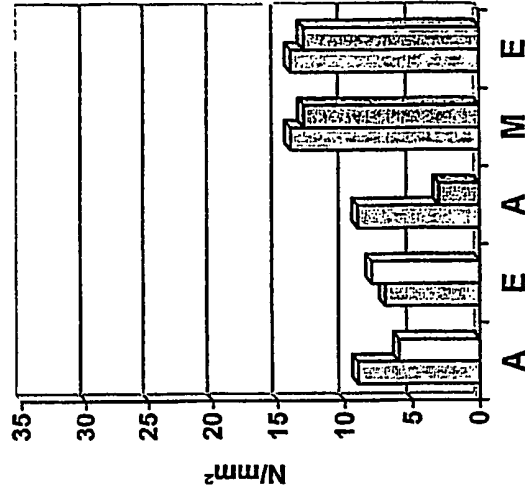
ΔReH



ΔReL



ΔRm



T Ha=500°C

T Ha=700°C

T Ha=500°C

T Ha=700°C

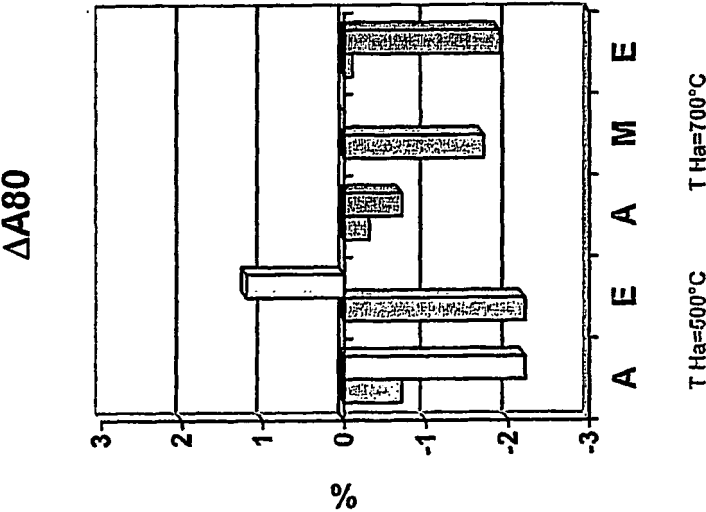
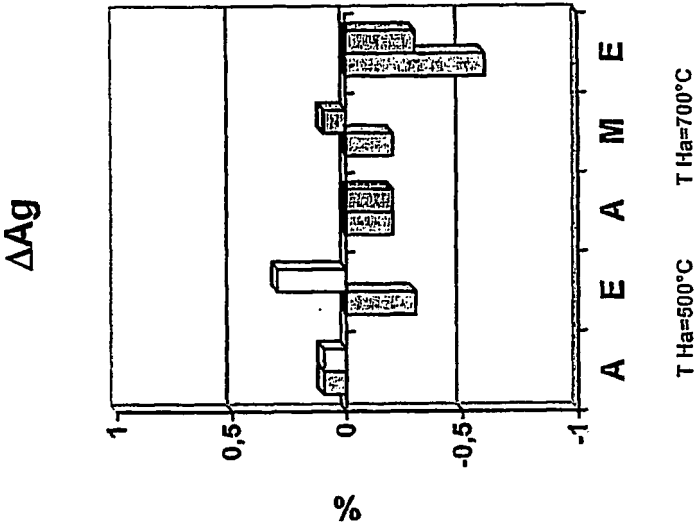
T Ha=500°C

T Ha=700°C

Fig. 23

Prüfrichtung : längs/ — längs/quers

(Feuerverzinkung)



Prüfrichtung: längs/ — längs/quer

Fig. 24

(Feuerverzinkung)

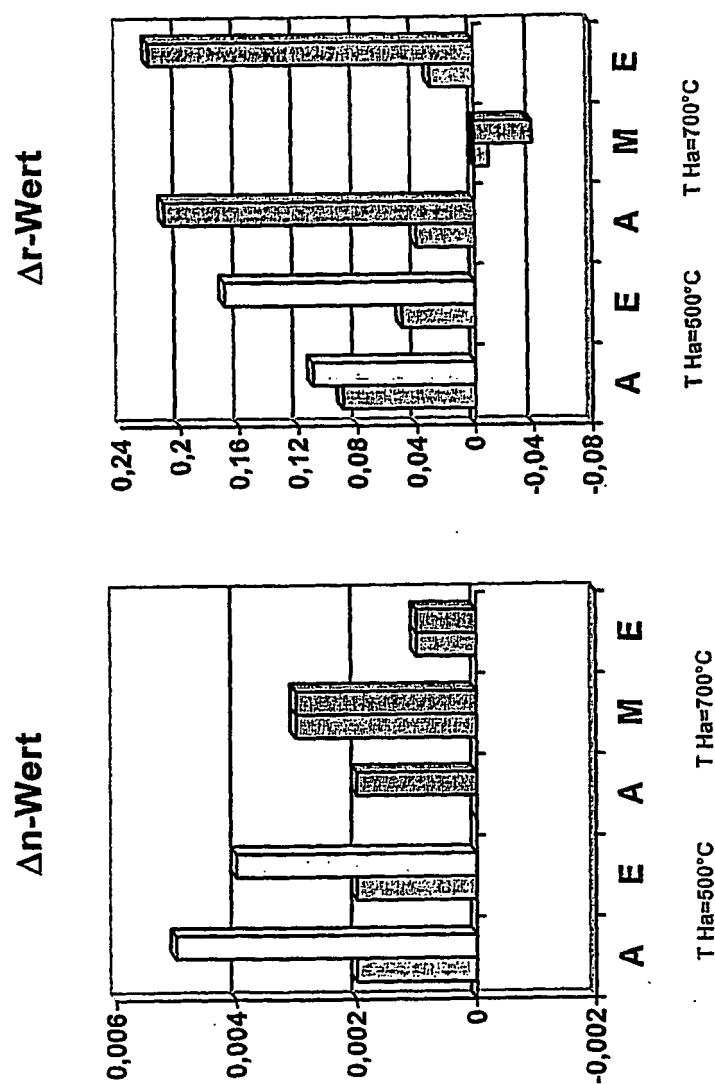


Fig. 25

Prüfrichtung : längs/ . . - längs/quers

IN DER BESCHREIBUNG AUFGEFÜHRTE DOKUMENTE

Diese Liste der vom Anmelder aufgeführten Dokumente wurde ausschließlich zur Information des Lesers aufgenommen und ist nicht Bestandteil des europäischen Patentdokumentes. Sie wurde mit größter Sorgfalt zusammengestellt; das EPA übernimmt jedoch keinerlei Haftung für etwaige Fehler oder Auslassungen.

In der Beschreibung aufgeführte Patentdokumente

- US 20030015263 A1 [0011]