

PCT

WELTORGANISATION FÜR GEISTIGES EIGENTUM
Internationales Büro



INTERNATIONALE ANMELDUNG VERÖFFENTLICHT NACH DEM VERTRAG ÜBER DIE
INTERNATIONALE ZUSAMMENARBEIT AUF DEM GEBIET DES PATENTWESENS (PCT)

(51) Internationale Patentklassifikation ⁶ :	A1	(11) Internationale Veröffentlichungsnummer: WO 97/02367
C23C 8/22, B23D 61/02		(43) Internationales Veröffentlichungsdatum: 23. Januar 1997 (23.01.97)

(21) Internationales Aktenzeichen: PCT/EP96/02825	(81) Bestimmungsstaaten: BR, CA, CN, CZ, HU, JP, PL, RU, SI, SK, TR, US, europäisches Patent (AT, BE, CH, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE).
(22) Internationales Anmeldedatum: 27. Juni 1996 (27.06.96)	
(30) Prioritätsdaten: 95110279.7 30. Juni 1995 (30.06.95) (34) Länder für die die regionale oder internationale Anmeldung eingereicht worden ist: AT usw.	EP
(71) Anmelder (<i>für alle Bestimmungsstaaten ausser US</i>): CARL AUG. PICARD GMBH & CO. KG [DE/DE]; Hasteraue 9, D-42857 Remscheid (DE).	
(72) Erfinder; und	
(75) Erfinder/Anmelder (<i>nur für US</i>): DEIMEL, Hans, Joachim [DE/DE]; Am Wiesenhang 6, D-42859 Remscheid (DE).	
(74) Anwalt: ZAPF, Christoph; Postfach 13 01 13, D-42028 Wuppertal (DE).	

(54) Title: BASE MATERIAL FOR PRODUCING BLADES FOR CIRCULAR SAWS, CUTTING-OFF WHEELS, MILL SAWS AS WELL AS CUTTING AND SCRAPING DEVICES

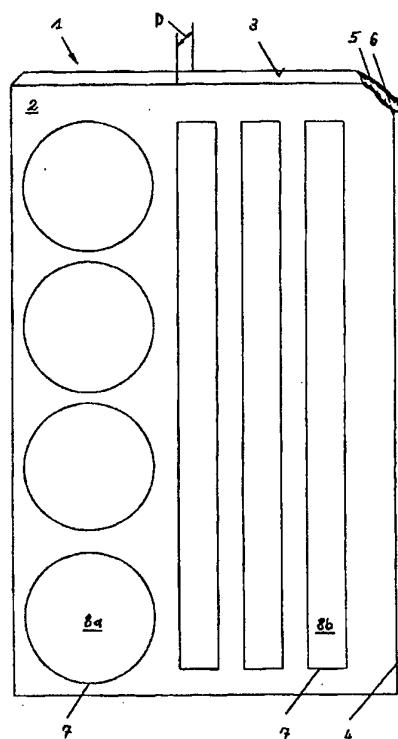
(54) Bezeichnung: BASISMATERIAL FÜR DIE HERSTELLUNG VON STAMMBLÄTTERN FÜR KREISSÄGEN, TRENNSCHEIBEN, GATTERSÄGEN SOWIE SCHABVORRICHTUNGEN

(57) Abstract

The base material consists of a base steel that has a base carbon content of less than 0.3 wt.% and that is carbon-enriched through its surface (2, 3, 4) of two cover faces (2), two leading edge faces (3) and two longitudinal edge faces (4). As a result of a thermochemical treatment of at least one cover face (2), the base steel has edge regions (5) enriched with 0.5 to 1.1 wt.% carbon; with diminishing carbon content the edge regions (5) merge into a region (6) of little or no carbon enrichment. On its edge faces (3, 4) the base material has a sandwich structure created by the carbon-enriched edge region (5) and the non-carbon-enriched region (6).

(57) Zusammenfassung

Das Basismaterial besteht aus einem ausgehend von seiner aus zwei Deckflächen (2), zwei Stirnkantenflächen (3) und zwei Längskantenflächen (4) gebildeten Oberfläche (2, 3, 4) mit Kohlenstoff angereicherten Basisstahl mit einem Grundkohlenstoffgehalt von weniger als 0,3 Ma.-% Kohlenstoff. Der Basisstahl weist infolge einer thermochemischen Behandlung von mindestens einer Deckfläche (2) ausgehend mit 0,5 bis 1,1 Ma.-% Kohlenstoff angereicherte Randbereiche (5) auf, die bei abfallendem Kohlenstoffgehalt in einen nicht oder nur wenig mit Kohlenstoff angereicherten Bereich (6) übergehen. An den Kantenflächen (3, 4) besitzt das Basismaterial die aus dem mit Kohlenstoff angereicherten Randbereich (5) und dem nicht mit Kohlenstoff angereicherten Bereich (6) gebildete Sandwichstruktur.



LEDIGLICH ZUR INFORMATION

Codes zur Identifizierung von PCT-Vertragsstaaten auf den Kopfbögen der Schriften, die internationale Anmeldungen gemäss dem PCT veröffentlichen.

AM	Armenien	GB	Vereinigtes Königreich	MX	Mexiko
AT	Österreich	GE	Georgien	NE	Niger
AU	Australien	GN	Guinea	NL	Niederlande
BB	Barbados	GR	Griechenland	NO	Norwegen
BE	Belgien	HU	Ungarn	NZ	Neuseeland
BF	Burkina Faso	IE	Irland	PL	Polen
BG	Bulgarien	IT	Italien	PT	Portugal
BJ	Benin	JP	Japan	RO	Rumänien
BR	Brasilien	KE	Kenya	RU	Russische Föderation
BY	Belarus	KG	Kirgisistan	SD	Sudan
CA	Kanada	KP	Demokratische Volksrepublik Korea	SE	Schweden
CF	Zentrale Afrikanische Republik	KR	Republik Korea	SG	Singapur
CG	Kongo	KZ	Kasachstan	SI	Slowenien
CH	Schweiz	LI	Liechtenstein	SK	Slowakei
CI	Côte d'Ivoire	LK	Sri Lanka	SN	Senegal
CM	Kamerun	LR	Liberia	SZ	Swasiland
CN	China	LK	Litauen	TD	Tschad
CS	Tschechoslowakei	LU	Luxemburg	TG	Togo
CZ	Tschechische Republik	LV	Lettland	TJ	Tadschikistan
DE	Deutschland	MC	Monaco	TT	Trinidad und Tobago
DK	Dänemark	MD	Republik Moldau	UA	Ukraine
EE	Estland	MG	Madagaskar	UG	Uganda
ES	Spanien	ML	Mali	US	Vereinigte Staaten von Amerika
FI	Finnland	MN	Mongolei	UZ	Usbekistan
FR	Frankreich	MR	Mauretanien	VN	Vietnam
GA	Gabon	MW	Malawi		

- 1 -

Basismaterial für die Herstellung von Stammblättern
für Kreissägen, Trennscheiben, Gattersägen sowie
Schneid- und Schabvorrichtungen

Die Erfindung betrifft ein Basismaterial für die Herstellung von Stammblättern insbesondere für Kreissägen, Trennscheiben, Gattersägen sowie für Schneide- und Schabvorrichtungen, bestehend aus einem ausgehend von seiner aus zwei Deckflächen, zwei Stirnkantenflächen und zwei Längskantenflächen gebildeten Oberfläche mit Kohlenstoff angereicherten Basisstahl, wobei der Basisstahl einen Grundkohlenstoffgehalt von weniger als 0,3 Ma.-% Kohlenstoff besitzt.

Es ist bekannt, zur Herstellung eines Basismaterials für Stammblätter, insbesondere für Kreissägen, Trennscheiben, Gattersägen sowie Schneid- und Schabvorrichtungen, üblicherweise Werkzeugstähle mit einem Kohlenstoffgehalt zwischen 0,5 und 1,0 Massenprozent oder niedriglegierte Bau stähle (als Vergütungsstähle) zu verwenden. Die Wärmebe handlung dieser Werkstoffe erfolgt dabei mit der Zielsetzung, ein homogenes Gefüge und eine gleichmäßig hohe Härte über den gesamten Dickenbereich zu erzielen. Die notwendige Zähigkeit des Basismaterials wird durch eine gezielte Anlaßbehandlung erreicht, wobei diese jedoch zwangsläufig mit Härteeinbußen verbunden ist. Je nach Verwendungszweck und spezifischer Belastung des Basismaterials, beispielsweise für Sägen, werden heute Härten zwischen etwa 37 und 50 HRC

- 2 -

gefertigt.

Insbesondere beim Warmwalzprozeß eines üblicherweise eingesetzten Werkzeug- oder Vergütungsstahls und bei seiner Austenitisierungsbehandlung für das Härteln diffundiert der Kohlenstoff aus der Randschicht des Werkstoffes heraus. Es kommt zu einer Entkohlung der Oberfläche, so daß nach der Wärmebehandlung die entkohlte, eine niedrige Härte aufweisende Randschicht abgeschliffen werden muß.

Zur Erhöhung der Standzeit wird eine große Anzahl von Sägen hartverchromt, mit Hartmetall oder Diamant bestückt oder stellitiert. Die Bestückung erfolgt durch Löten oder Sintern. Diese Maßnahmen führen zu deutlichen Standzeitverbesserungen, ohne jedoch die Eigenfestigkeit der Stammblätter zu beeinflussen. Durch die Maßnahmen zur Standzeitverbesserung werden die Fertigungskosten dieser Sägen deutlich erhöht. Dies führt zwangsläufig zu einer Reduktion der Zähne bzw. Segmentzahl, wodurch sich die Schnittgüte verschlechtert und die Schallemission erhöht.

Aus der Firmenschrift: "Sie + Wir" der Stahlwerke Südwestfalen, Heft 14/1975, sind Fertigungswege für verschiedene Sägetypen beschrieben, wobei darauf hingewiesen wird, daß stets die Forderung nach einem möglichst spannungsarmen und planen Blech mit geringen Entkohlungswerten und homogener Gefügeausbildung gestellt wird. Die eingesetzten Stähle müssen nach dem Härteln und Anlassen ein sehr feinkörniges Gefüge mit guter Zähigkeit aufweisen, damit die auftretenden hohen Flieh- und Zerspankräfte sicher aufgefangen werden.

Die Typisierung der Sägen in der genannten Firmenschrift

- 3 -

stützt sich auf eine übliche, entsprechend dem zu bearbeitenden Schneidgut vorgenommene Unterteilung in drei Gruppen. Je nach der Schneidgut-Gruppe werden unterschiedliche Anforderungen an die Eigenschaften der Sägen gestellt. Diese Gruppen sind:

1. Sägen für Holz und Kunststoff (Holzkreissägen, hartmetallbestückte Kreissägen, Forst- und Gattersägen);
2. Sägen für Metall (Segmentkreissägen, Trennsägen, Warmkreissägen);
3. Sägen für Gestein (Diamant-Kreissägen, Diamant-Gattersägen).

Eine der Anforderungen an Sägeblätter ist das Vorhandensein einer hohen Biegesteifigkeit bzw. Formstabilität. Zur Stabilisierung von Gatter-, Band-, Kreis- und Schnelltrennsägeblättern sowie Diamantscheiben, insbesondere zum Ausgleich von durch ungleichmäßige Erwärmung im Werkzeugkörper hervorgerufenen Spannungen, besteht eine bekannte Verfahrensweise darin, in bestimmten Zonen durch Spannen des Blattes gezielt Eigenspannungen hervorzurufen ("Vergleichende Untersuchungen über das Spannen von Kreissägeblättern mit Maschinen und Richthämmern" in Sonderdruck aus "Holz als Roh- und Werkstoff", Bd. 21 (1963), S. 135-144). Eine derartige Eigenspannungserzeugung kann in gehärteten Stahlscheiben oder -bändern durch Kultschlagen mit dem Hammer oder maschinell durch Walzen oder Drücken vorgenommen werden, stellt aber in jedem Fall einen aufwendigen Bearbeitungsschritt bei der Fertigung dar.

Die thermochemische Anreicherung von Eisen- und Stahlwerk-

stoffen mit Kohlenstoff ist an sich seit langem bekannt und wird als Aufkohlen bezeichnet. Wenn gleichzeitig Stickstoff in den Werkstoff eingebracht wird, spricht man von Carbonitrieren. Einen Überblick über das Aufkohlen, mit spezieller Akzentsetzung im Hinblick auf seine mathematische Modellierung, vermittelt beispielsweise der Artikel "Der Aufkohlungsvorgang" in Härterei Technische Mitteilungen, Bd. 50 (1995) 2, S. 86-92. Der Aufkohlungsvorgang kann in einem gasförmigen Medium, im Salzbad oder in Pulver geschehen und wird im allgemeinen bei Temperaturen zwischen 900 und 1000 °C vorgenommen. Als Kohlenstoffspender dienen dabei Mittel, deren Kohlenstoffaktivität höher sein muß als die des Eisenwerkstoffs. Der vom Aufkohlungsmittel abgegebene Kohlenstoff diffundiert in die Randschicht des aufzukohlenden Werkstücks. Entsprechend den gewählten Prozeßparametern, wie Temperatur und Behandlungszeit, sowie der Kohlenstoffaktivität des Aufkohlungsmittels und der Zusammensetzung des Eisenwerkstoffs stellt sich ein charakteristisches Kohlenstoff-Konzentrationsprofil ein. Mit zunehmendem Abstand vom Rand sinkt der Kohlenstoffgehalt kontinuierlich ab, bis er im Werkstoffinneren das Ausgangsniveau des Werkstoffs erreicht. Als charakteristische und für die Praxis bedeutsame Kenngröße ist dabei die Aufkohlungstiefe A_t anzusehen. Die Aufkohlungstiefe A_t ist als der senkrechte Abstand von der Oberfläche bis zu einer die Dicke der mit Kohlenstoff angereicherten Schicht kennzeichnenden Grenze definiert. Der Kohlenstoffgehalt, bei dem diese Grenze angenommen wird, unterliegt der Normung (vgl. DIN EN 10 052) und wird üblicherweise mit 0,35 Ma.-% Kohlenstoff vereinbart. Mit steigender Aufkohlungsdauer nimmt die Aufkohlungstiefe A_t eines Werkstücks zu, wobei auch dessen Geometrie eine Rolle spielt. So kommt es bei konvex gekrümmten Werkstückoberflächen, an Kanten oder Spitzen zu

einer größeren Aufkohlungstiefe A_t , da dem allseitig ein-diffundierenden Kohlenstoff ein vergleichsweise geringeres Volumen zur Verfügung steht. Dadurch kann es zu einer Über-kohlung kommen, die durch die Ausscheidung von Carbiden bzw. nach dem Härteten durch einen unerwünschten erhöhten Restaustenitgehalt gekennzeichnet ist.

Aus der DE-OS 24 31 797 ist ein gattungsgemäßes Verfahren zur Herstellung von hochlegiertem Bandstahl bekannt geworden, der als Schnellschnitt- und Werkzeugstahl unter anderem zum Zwecke der Fertigung flexibler Klingen bzw. Schneiden eingesetzt wird, wie sie beispielsweise an Rasierklingen oder Metallsägeblättern zu finden sind. Der hohe Gehalt an Legierungselementen und die Art der Legierungselemente, z.B. von 12 -13 Ma.-% Chrom, wodurch eine hohe Warmhärte erreicht werden kann, entspricht diesem, gemäß der obigen Einteilung der zweiten Gruppe zuzuordnenden, Verwendungszweck des Bandstahles für Metallsägen bzw. Rasierklingen. Hochlegierte Stähle mit zusätzlich hohem Kohlenstoffgehalt sind im Herstellungsprozeß beim Warm- und Kaltwalzen schlecht zu verarbeiten, d.h. sie sind riß- und bruchgefährdet. Daher wird ein Bandmaterial mit niedrigem Kohlenstoffgehalt nach dem beschriebenen Verfahren zunächst entweder gesintert oder kaltgewalzt und anschließend vollflächig oder partiell im Schneidenbereich mit Kohlenstoff angereichert. Die Kohlenstoffanreicherung erfolgt über den gesamten Querschnitt bzw. die Dicke des Bandmaterials. Es stellt sich damit über die gesamte, entsprechend dem vorgesehenen Einsatz des Materials geringe, Dicke des Bandstahls eine Kohlenstoff-Konzentration mit nahezu konstantem Verlauf ein, die in ihrer Höhe der Kohlenstoffkonzentration von Werkzeugstählen entspricht.

- 6 -

Aus der AT-PS 372 709 ist ein Schneidwerkzeug, insbesondere eine Säge, aus legiertem Stahl bekannt, das im Bereich seiner Arbeitsflächen bzw. der Zahnung bis zu einer Tiefe von 0,02 bis 0,10 mm mit 1,8 bis 2,2 Ma.-% Kohlenstoff angereichert ist, wobei der Kohlenstoffgehalt in einer Tiefe von 0,15 bis 0,25 mm den Kohlenstoffgehalt der Stahl-Legierung erreicht. Die Stahl-Legierung besteht aus Eisen mit den unvermeidlichen Verunreinigungen und enthält 0,1-0,3 Ma.-% Kohlenstoff, 0,2-2,0 Ma.-% Silicium, 0,2-1,5 Ma.-% Mangan, 5,0-7,0 Ma.-% Chrom, 1,0-2,0 Ma.-% Wolfram, 1,0-2,0 Ma.-% Molybdän, 0-2,0 Ma.-% Vanadium, 0-0,5 Ma.-% Titan, 0-0,5 Ma.-% Niob. Zur Herstellung des Schneidwerkzeugs wird der Werkstück-Rohling, insbesondere das Sägeblatt, einer Aufkohlungsbehandlung bei Temperaturen im Bereich von 850-1050 °C unterworfen, wonach das Härteln in Luft, Öl oder im Warmbad erfolgt. Die geringe Aufkohlungstiefe A_t und die starke Aufkohlung führen von der Deckfläche zum nicht mit Kohlenstoff angereicherten Bereich hin zur Ausbildung eines mittleren Kohlenstoffgradienten von etwa 6 bis 14 Ma.-% C/mm im Randbereich des Basisstahls. Auf diese Weise soll insbesondere eine Oberflächenschicht mit erhöhter Verschleißfestigkeit erreicht werden. Bei der eingesetzten Legierung handelt es sich um einen Sonderstahl, der vom Gehalt an Legierungselementen her einer Schnellstahllegierung entspricht, ohne allerdings den entsprechend hohen Kohlenstoffgehalt aufzuweisen. Der Kohlenstoffgehalt ist dabei typisch, der hohe Legierungsgehalt jedoch atypisch für Einsatzstähle. Die Verwendung eines solchen Werkstoffes verfolgt das Ziel, durch die angegebene und in der beschriebenen Weise behandelte Legierung Schnellarbeitsstahl zu ersetzen. Auch hier ist - ähnlich wie bei dem Verfahren entsprechend der DE-OS 24 31 797 - außerdem eine Senkung der Herstellungskosten durch Minderung des Ausschußrisikos.

- 7 -

und eine Materialeinsparung durch Vermeidung eines Übereinsatzes an Bandstahl bei dessen Umformungsvorgängen beabsichtigt. Dabei kann im Werkstück eine hohe Warmhärte erzielt werden, die durch Anlaßtemperaturen von 500 °C und mehr gekennzeichnet ist. Bei der Kernhärte des Werkstoffes ist dabei wie bei Schnellarbeitstählen von einem Wert von ca. 45 bis 55 HRC auszugehen.

Ein Nachteil dieses Schneidwerkzeuges und seines Herstellungsverfahrens besteht darin, daß Bandsägen ausdrücklich ausgenommen werden müssen, vermutlich, weil die erforderliche Zug- und Biegewechselfestigkeit nicht erreicht werden kann. Weiterhin werden als Werkstück-Rohlinge z.B. durch Ausstanzen, Fräsen und Schränken der Zähne Stichsägeblätter hergestellt, die erst danach aufgekohlt, gehärtet und angelassen werden. Es muß jedoch davon ausgegangen werden, daß die Sägeblätter nach dieser Behandlung aufgrund des hohen Kohlenstoffgehaltes in der Randschicht nicht mehr schrängbar sind. Durch die von allen Seiten, beispielsweise an den Sägezähnen, erfolgende Aufkohlung kann es zudem, wie oben beschrieben, in bestimmten Randbereichen zu einer Überkohlung kommen, die, indem sie zu einer Materialversprödung führt, sich ungünstig auf die Schneideigenschaften und die Festigkeit der Zähne auswirkt.

Der Erfindung liegt die Aufgabe zugrunde, ein gattungsgemäßes Basismaterial anzugeben, mit dem mit hoher Reproduzierbarkeit Stammblätter für Kreissägen, Trennscheiben, Gattersägen sowie Schneid- und Schabvorrichtungen mit erhöhter Bauteilfestigkeit unter Vermeidung der Ausbildung einer entkohlten Randzone hergestellt werden können, wobei zur Erhöhung des Verschleißwiderstandes eine höhere Härte an der Oberfläche bei gleicher Betriebs- bzw. Bruchsicherheit

- 8 -

erzielbar ist und die Schallemission im Betriebszustand vermindert ist. Weiterhin sollen aus diesem Basismaterial insbesondere nicht bestückte Sägen für Holz und Kunststoff, wie Holzkreissägen, Forst- und Gattersägen, herstellbar sein, die sich bei geringem Fertigungsaufwand durch eine hohe Lebensdauer auszeichnen.

Diese Aufgabe wird durch ein gattungsgemäßes Basismaterial gelöst, bei dem der Basisstahl infolge einer thermochemischen Behandlung von mindestens einer Deckfläche ausgehend mit 0,5 bis 1,1 Ma.-% Kohlenstoff angereicherte Randbereiche aufweist, die bei abfallendem Kohlenstoffgehalt in einen nicht oder nur wenig mit Kohlenstoff angereicherten Bereich übergehen, während das Basismaterial an den Kantenflächen die aus dem mit Kohlenstoff angereicherten Randbereich und dem nicht mit Kohlenstoff angereicherten Bereich gebildete Sandwichstruktur besitzt. Die thermochemische Behandlung ist dabei vorzugsweise ein Aufkohlungsprozeß, kann aber auch vorteilhafterweise, wenn das Aufkohlungsmedium Stickstoff oder Stickstoffverbindungen, wie Ammoniak enthält, ein Carbonitrierprozeß sein. Die auf diese Weise im erfindungsgemäßem Basismaterial gebildeten Nitride bewirken eine zusätzliche Erhöhung der Verschleißfestigkeit und wirken einer Werkstoffermüdung entgegen.

Auf diese Weise können die üblicherweise zur Verwendung kommenden Werkzeugstähle mit einem hohen Reinheitsgrad durch das erfindungsgemäß Basismaterial, dessen Basisstahl - vorzugsweise ein niedrig- oder unlegierter Baustahl - diesen Reinheitsforderungen nicht zu entsprechen braucht, ersetzt werden. Sonderstähle sind als Ausgangsmaterialien nicht erforderlich, was eine Reduzierung der Stahlherstellungskosten bedeutet. Mit dem erfindungsgemäß Basismate-

- 9 -

rial lassen sich nicht nur eine erhöhte Verschleißfestigkeit an den Deckflächen sondern auch eine höhere Bauteilfestigkeit, beispielsweise gekennzeichnet durch eine höhere Biegefestigkeit, statische Biegesteifigkeit oder Biegewechselfestigkeit, erzielen.

Das Basismaterial kann vorteilhafterweise auch eine Sandwichstruktur besitzen, welche aus einer mit Kohlenstoff angereicherten Deckfläche, einem nicht oder nur geringfügig mit Kohlenstoff angereicherten inneren Kern und einer weiteren mit Kohlenstoff angereicherten Deckfläche des Basisstahls besteht. Diese Struktur liegt nach der Herstellung der Sägen, Trennscheiben oder Schneidvorrichtungen dann auch an den Sägezähnen bzw. den Schneiden vor. Bei wiederholtem Werkzeugeinsatz kommt es daher über die Dicke des Werkstoffes zu einem ungleichmäßigen Verschleiß, und zwar zu einer sog. Auskolkung. Das heißt, daß die harten und verschleißfesten Deckflächen langsamer als der nicht mit Kohlenstoff angereicherte Kern verschleißen, wodurch die Kantenfläche eine konkave Gestalt erhält und am Schneidenbereich eine selbstschärfende Wirkung eintritt.

Es hat sich gezeigt, daß, da die physikalischen Eigenschaften des Basismaterials durch unterschiedliche Kohlenstoffgehalte graduell veränderbar sind, es für die in den Stammblättern zu erzielenden Verschleiß- und Festigkeitseigenschaften von besonderem Vorteil ist, wenn der Quotient aus einer Aufkohlungstiefe A_t des Randbereiches des Basismaterials, in welcher der Kohlenstoffgehalt 0,35 Ma.-% beträgt, und aus der Dicke des Basismaterials einen Wert von 0,15 bis 0,40 aufweist. Die Tiefe des aufgekohlten Bereichs kann dabei vorzugsweise so ausgewählt werden, daß nach einem Härteten und einem Anlassen des thermochemisch behan-

- 10 -

delten Basisstahls höchstens etwa 1/3 der Gesamtdicke des Basisstahls im wesentlichen die ursprüngliche Härte des Basisstahls oder eine geringfügig höhere Härte aufweist und mindestens etwa 2/3 der Dicke des Basismaterials eine höhere Härte aufweisen. Insbesondere ist es bevorzugt, daß nach einem Härteten und einem Anlassen des thermochemisch behandelten Basisstahls höchstens etwa 50 % der Dicke des Basismaterials im wesentlichen die ursprüngliche Härte des Basisstahls oder eine geringfügig höhere Härte aufweisen und mindestens etwa 50 % der Dicke des Basismaterials eine höhere Härte aufweisen. Vorteilhafterweise liegt nach einem Härteten und einem Anlassen die Härte der Deckflächen des Basismaterials im Bereich von etwa 50 bis 63 HRC, vorzugsweise im Bereich von 55 bis 60 HRC, und im nicht mit Kohlenstoff angereicherten Bereich bei 20 bis 40, vorzugsweise bei 30 bis 35 HRC. Die Anreicherung des Basisstahls mit Kohlenstoff erfolgt vorzugsweise beidseitig auf der gesamten Stahlblech-Deckfläche, die Kohlenstoffanreicherung kann jedoch zur ausschließlichen Erzeugung spezieller Eigenschaften im späteren Zahnbereich der Säge beidseitig auch nur partiell durchgeführt werden oder es können Teilbereiche an denen später Lötstellen oder dergleichen vorgesehen sind, von der Kohlenstoffanreicherung ausgenommen werden. Die nicht oder nur geringfügig mit Kohlenstoff angereicherten Bereiche bestehen nach einem Härteten und Anlassen aus einem ferritisch-perlitischen Mischgefüge des Rohmaterials und/oder aus Bainit, vorzugsweise in seiner unteren Stufe.

So können bei geringeren Anforderungen an den Basisstahl Sägen hergestellt werden, die aus einem Stahlblech bestehen, das beispielsweise beidseitig, oder auch nur partiell, mittels einer thermochemischen Behandlung, insbesondere einer Aufkohlung, mit Kohlenstoff angereichert ist. Es

- 11 -

wurde überraschenderweise festgestellt, daß bei Verwendung eines Basisstahls mit sehr niedrigem Kohlenstoffgehalt von 0,1 bis 0,2 Ma.-% und einem nachfolgendem Aufkohlen sowie Härteten und Anlassen, d.h. nach Abschluß der vollständigen Wärmebehandlung, sich Sägen, die, bezogen auf die Dicke und Fläche, keinen linearen Härte-/Festigkeitsverlauf haben, mit verbesserter Qualität herstellen lassen. Der mit Kohlenstoff angereicherte Randbereich des Basisstahls weist dabei günstigerweise von der Deckfläche zum nicht mit Kohlenstoff angereicherten Bereich hin einen mittleren Kohlenstoffgradienten von etwa 0,25 bis 0,75 Ma.-% C/mm, vorzugsweise von 0,40 bis 0,50 Ma.-% C/mm auf.

Während herkömmliche Sägen ein durchgängig martensitisches Gefüge mit homogenen Eigenschaften haben, liegt dieses bei den aus dem erfindungsgemäß Basismaterial hergestellten Sägen nur an den Oberflächen der mit Kohlenstoff angereicherten Bereiche vor. Die Zähigkeitsanforderungen werden weitestgehend vom weicheren Kern erfüllt, während die Oberfläche mit ihrer Härte - im Fall einer unbestückten oder nicht stellitisierten Säge die guten Zerspanungseigenschaften - und die hohe Stabilität der Säge bestimmt.

Wie bereits dargestellt wurde, sind niedrig- oder unlegierte Baustähle als Basistähle für das erfindungsgemäße Basismaterial bevorzugt. So sind sämtliche Stähle, die unlegiert oder legiert als Einsatzstähle verwendet werden können, für das erfindungsgemäße Basismaterial geeignet. Ebenso können Vergütungsstähle mit geringen Kohlenstoffgehalten sowie auch rost- und säurebeständige Stähle mit einem erhöhten Chromgehalt (von 12 bis 13 Ma.-%) benutzt werden. In Tabelle 1 sind beispielhaft solche erfindungsgemäß verwendbare Stähle angegeben, ohne daß die Erfindung jedoch hierauf

- 12 -

beschränkt ist.

Tabelle 1: Mögliche Basistähle für das erfindungsgemäße Basismaterial

Bezeichnung nach DIN 17006	Bezeichnung nach DIN 17007	Legierungstyp Ma.-%
C 10	1.1121	0,10 C
C 15	1.1141	0,15 C
15 Cr 3	1.7015	0,15 C; 0,6 Cr
16 MnCr 5	1.7131	0,16 C; 1,2 Mn; 0,9 Cr
15 CrNi 6	1.5919	0,15 C; 1,5 Cr; 1,6 Ni
18 CrNi 8	1.5920	0,18 C; 2,0 Cr; 2,0 Ni
25 CrMo 4	1.7218	0,26 C; 1,1 Cr; 0,3 Mo
X 10 Cr 13	1.4006	0,11 C; 13 Cr

In den Unteransprüchen und in der nachfolgenden Beschreibung sind weitere vorteilhafte Ausführungen der Erfindung enthalten.

Im folgenden wird die Erfindung anhand mehrerer Beispiele unter Bezugnahme auf die beiliegende Zeichnung näher erläutert. Es zeigen:

Fig. 1 in perspektivischer Darstellung, eine Ansicht einer Tafel eines erfindungsgemäßen Basismaterials für die Herstellung von Stammbütttern für Kreissägen, Trennscheiben, Gattersägen sowie Schneid- und Schabvorrichtungen,

Fig. 2 die vergleichsweise Darstellung der Kohlenstoff-Konzentrationsprofile dreier Qualitäten des erfindungsgemäßen Basismaterials, das unter Verwendung unterschiedlicher Stahlsorten als Basisstahl hergestellt wurde,

- 13 -

Fig. 3 die vergleichsweise Darstellung der Härteprofile des erfindungsgemäßen Basismaterials aus Fig. 2,

Fig. 4 die vergleichsweise Darstellung der statischen Biegesteifigkeit eines herkömmlichen Basismaterials aus gehärtetem Werkzeugstahl und eines erfindungsgemäßen Basismaterials bei unterschiedlicher Blechdicke,

Fig. 5 das Ergebnis eines Biegeversuches an Flachproben eines erfindungsgemäßen Basismaterials in Gestalt eines Kraft-Durchbiegungs-Diagrammes.

In Fig. 1 ist eine Tafel 1 eines erfindungsgemäßen Basismaterials dargestellt, wie sie für alle im weiteren beschriebenen Ausführungsbeispiele charakteristisch ist. Die Oberfläche der Tafel 1 ist aus zwei Deckflächen 2, sowie jeweils zwei Stirnkantenflächen 3 und zwei Längskantenflächen 4 gebildet. Als Basismaterial für die herzustellenden Stammbüller sind Tafeln 1 dieser Art nach einer thermochemischen Behandlung an den Stirnkantenflächen 3 und den Längskantenflächen 4 beschnitten und werden in dieser Form an den Hersteller ausgeliefert oder der Werkzeughersteller stanzt oder lasert sich die gewünschten Teile daraus derart aus, daß eine Verarbeitung von aufgekohlten Bereichen der Kantenflächen 3, 4 zu Stammbüller vermieden wird. Erfindungsgemäß ist das Basismaterial nur ausgehend von den Deckflächen 2, nicht von den Kantenflächen 3, 4 mit Kohlenstoff angereichert. Infolge der thermochemischen Behandlung weist das Basismaterial von den Deckfläche 2 ausgehend mit 0,5 bis 1,1 Ma.-% Kohlenstoff angereicherte Randbereiche 5 auf, die bei abfallendem Kohlenstoffgehalt in einen nicht mit Kohlenstoff angereicherten Bereich 6 - in diesem Fall

aufgrund der beidseitig erfolgten Aufkohlung in einen Kernbereich 6 - übergehen. An den Kantenflächen 3, 4 besitzt das Basismaterial die aus dem mit Kohlenstoff angereicherten Randbereich 5 und dem nicht mit Kohlenstoff angereicherten Bereich 6 gebildete Sandwichstruktur.

In der Darstellung sind bereits die Konturen 7 von Sägeblattrohlingen 8a für Kreissägen und von Sägeblattrohlingen 8b für Gattersägen angedeutet. Zur Herstellung der Tafel 1 des erfindungsgemäßen Basismaterials wurde von einem der nachfolgend angegebenen Basisstähle mit einem Kohlenstoffgehalt von weniger als 0,3 Ma.-% Kohlenstoff ausgegangen.

Beispiel 1:

Verwendetes Material: C 15 Kaltband geeglüht

Probendicke: D = 2,5 - 2,7 mm

Es wurde an mehreren Proben bei einer Temperatur, die zwischen 880 und 930 °C lag, und einer Behandlungsdauer, die im Zeitraum von 60 bis 90 Minuten lag, eine dünnsschichtige Aufkohlung in mit Propan angereicherter Endogasatmosphäre durchgeführt, so daß, wie Fig. 2 zu entnehmen ist, sich jeweils eine Randschicht 5 mit einer bei den verschiedenen Proben von etwa 0,6 bis 1,0 mm streuenden mittleren Eindringtiefe A_t von etwa 0,8 mm ergab. Der Quotient aus der Aufkohlungstiefe A_t des Randbereiches 5 des thermochemisch behandelten Basisstahls und aus der Dicke D des Basismaterials nahm Werte von 0,15 bis 0,40 an und lag im Mittel bei 0,32. Wie Fig. 2 weiterhin zeigt, lag der Kohlenstoffgehalt unmittelbar an den Deckflächen 2 zwischen 0,7 und 0,8 Ma.-%. Der mit Kohlenstoff angereicherte Randbereich 5 des Basisstahls wies von der Deckfläche 2 zum nicht mit Kohlen-

- 15 -

stoff angereicherten Bereich 6 hin einen mittleren Kohlenstoffgradienten von etwa 0,30 bis 0,55 Ma.-% C/mm auf.

Die nachfolgende, bei einer Temperatur im Bereich von 820 bis 860 °C bei Ölabschreckung durchgeführte Härtung führte bei guter Planheit der Platte 1 des Basismaterials zu Härteten von etwa 63 bis 65 HRC auf den Deckflächen 2 bzw. von etwa 44 HRC im Kern 6. Nach einer Anlaßzeit von 3 Stunden bei einer als optimal ermittelten Temperatur von 260° wurden, wie Fig. 3 zeigt, auf der Deckfläche 2 Härtewerte von etwa 56 HRC (700 HV) und im Kern 6 von etwa 40 HRC (400 HV) erreicht. Der mit Kohlenstoff angereicherte Randbereich 5 des Basismaterials wies von der Deckfläche 2 zum nicht oder nur wenig mit Kohlenstoff angereicherten Bereich 6 hin einen mittleren Härtegradienten zwischen etwa 9 bis 15 HRC/mm auf. Bei Vorliegen einer solchen Härteverlaufskurve läßt sich bei Verwendung des Basismaterials für Sägen noch eine Schränkung des Sägezahnes durchführen. Eine aus diesem Basismaterial hergestellte Säge zeichnet sich durch eine hohe Steifigkeit und dynamische Beanspruchbarkeit aus, ist sehr leise und verfügt mit einer um etwa 10 HRC größeren Härte als eine aus dem Stand der Technik bekannten Säge auch über einen sehr guten Verschleißwiderstand. Insbesondere erscheint dieses Basismaterial auch für nicht rotierende Sägen sowie Schneid- und Schabvorrichtungen geeignet.

Beispiel 2:

Verwendetes Material: 13 CrMo 4 4 Kaltband gegläht

Probendicke: D = 2,4 bis 2,7 mm

Es wurde an mehreren Proben bei Prozeßparametern wie beim

ersten Ausführungsbeispiel eine dünnsschichtige Gasaufkohlung durchgeführt, so daß, wie Fig. 2 veranschaulicht, sich jeweils eine Randschicht 5 mit einer mittleren Eindringtiefe A_t von etwa 0,7 mm ergab. Der Quotient aus der Aufkohlungstiefe A_t des Randbereiches 5 des thermochemisch behandelten Basisstahls und aus der Dicke D des Basismaterials nahm mittlere Werte um 0,25 an. Wie Fig. 2 weiterhin zeigt, lag der Kohlenstoffgehalt unmittelbar an den Deckflächen 2 etwa bei 0,7 Ma.-%. Der mit Kohlenstoff angereicherte Randbereich 5 des Basisstahls wies von der Deckfläche 2 zum nicht mit Kohlenstoff angereicherten Bereich 6 hin einen mittleren Kohlenstoffgradienten von etwa 0,46 bis 0,53 Ma.-% C/mm auf.

Die nachfolgende, im wesentlichen ebenfalls unter den gleichen Bedingungen wie im ersten Ausführungsbeispiel durchgeführte Härtung führte bei guter Planheit der Platte 1 des Basismaterials zu nur geringfügig vom ersten Ausführungsbeispiel abweichenden Härtewerten an den Deckflächen 2 bzw. im Kern 6. Nach einer Anlaßzeit von 3 Stunden bei einer als optimal ermittelten Temperatur von 300 °C wurden, wie Fig. 3 zeigt, auf der Deckfläche 2 Härtewerte von etwa 54 bis 55 HRC (ca. 670 HV) und im Kern 6 von etwa 38 HRC (380 HV) erreicht. Der mit Kohlenstoff angereicherte Randbereich 5 des Basismaterials wies von der Deckfläche 2 zum nicht oder nur wenig mit Kohlenstoff angereicherten Bereich 6 hin einen mittleren Härtegradienten von etwa 15 HRC/mm auf.

Das Basismaterial dieses Ausführungsbeispiels der Erfindung erscheint insbesondere zur Herstellung von Tisch- und Be-säumersägen als Kreissägen mit geschränkten Zähnen von etwa 55 HRC geeignet. Die Härte bei üblichen aus Werkzeugstahl gefertigten derartigen Sägen liegt bei 43-44 HRC.

Aus dem erfindungsgemäßen Basismaterial wurde zur Bestimmung der statischen Biegesteifigkeit C ein Kreissägeblatt hergestellt. Die statische Biegesteifigkeit C des Sägeblattes ergibt sich dabei als Quotient aus einer im statischen Belastungsfall unter definierten Bedingungen aufgebrachten Biegekraft F und einer dadurch an der Belastungsstelle auftretenden Durchbiegung f. Das Sägeblatt besaß die in der Tabelle 2 unter der Nummer I aufgeführte Durchmesserabmessung D_k und Dicke D. Der Durchmesser D_1 einer inneren kreisrunden Öffnung des Sägeblattes betrug 40 mm. Das Sägeblatt wurde mittels eines Flansches eingespannt, der einen Durchmesser D_E von 118 mm aufwies. Damit ergab sich als charakteristisches Verhältnis von Einspann- zu Sägendurchmesser D_E/D_k ein Wert von 0,34. Die Meßpunkte, an denen die Biegekraft F aufgebracht und an denen die Durchbiegung f gemessen wurde, befanden sich auf einem Meßkreis, der von der Außenkante des Flansches 95 mm entfernt lag. Die Biegekraft betrug 19,7 N und wurde an jeweils vier Punkten des Meßkreises auf der Vorder- und auf der Rückseite der Sägeblätter aufgebracht.

Tabelle 2: Sägeblatt-Abmessungen

Sägeblatt-Nr.	Durchmesser D_k in mm	Dicke D in mm
I	330	2,4
II	350	2,5
III	351	2,5

Es wurde eine mittlere statische Biegesteifigkeit C von 143 N/mm bestimmt, die im Vergleich mit den Werten des dritten Ausführungsbeispiels in Tabelle 3 enthalten ist.

- 18 -

Beispiel 3:

Verwendetes Material: 10 Ni 14 Kaltband geeglüht

Probendicke: D = 2,5 bis 3,0 mm

Es wurde an mehreren Proben bei Prozeßparametern wie beim ersten Ausführungsbeispiel eine dünnsschichtige Aufkohlung durchgeführt, wodurch, wie Fig. 2 veranschaulicht, sich jeweils eine Randschicht 5 mit einer mittleren Eindringtiefe A_t von etwa 0,5 bis 0,6 mm ergab. Der Quotient aus der Aufkohlungstiefe A_t des Randbereiches 5 des thermochemisch behandelten Basisstahls und aus der Dicke D des Basismaterials lag bei einem mittleren Wert von etwa 0,20. Fig. 2 zeigt weiterhin, daß der Kohlenstoffgehalt unmittelbar an den Deckflächen 2 etwa zwischen 0,60 bis 0,65 Ma.-% lag. Der mit Kohlenstoff angereicherte Randbereich 5 des Basisstahls wies von der Deckfläche 2 zum nicht mit Kohlenstoff angereicherten Bereich 6 hin einen mittleren Kohlenstoffgradienten von etwa 0,48 Ma.-% C/mm auf. Diese im Vergleich mit dem bekannten Stand der Technik geringen Gradientenwerte bewirken, daß nicht nur eine hohe Verschleißbeständigkeit an den Deckflächen 2, sondern auch integral hohe Festigkeitswerte des erfindungsgemäßen Basismaterials erreicht werden.

Die nachfolgende, im wesentlichen unter den gleichen Bedingungen wie im ersten Ausführungsbeispiel durchgeföhrte Härtung führte bei guter Planheit der Platte 1 des Basismaterials zu geringfügig niedrigeren Härtewerten als im ersten Ausführungsbeispiel. Nach einer Anlaßzeit von 3 Stunden bei einer Temperatur von 200° wurden, wie Fig. 3 zeigt, auf der Deckfläche 2 Härtewerte bis zu etwa 54 HRC (ca. 650 HV) und im Kern 6 von etwa 31 HRC (310 HV) erreicht. Der mit Koh-

- 19 -

lenstoff angereicherte Randbereich 5 des Basismaterials wies von der Deckfläche 2 zum nicht oder nur wenig mit Kohlenstoff angereicherten Bereich 6 hin einen mittleren Härtegradienten von etwa 17 bis 20 HRC/mm auf.

An sechs Proben der Abmessung 12,5 mm x 3 mm wurden nach dem Härteten und Anlassen des aufgekohlten Basisstahls Zugfestigkeitsuntersuchungen durchgeführt. Dabei wurde ein mittlerer Wert der Zugfestigkeit R_m von etwa 1550 N/mm² bestimmt. Im Vergleich dazu liegt die Zugfestigkeit eines gehärteten und angelassenen, für bekannte Basismaterialien eingesetzten Werkzeugstahles bei einem mittleren Wert R_m von etwa 1600 N/mm².

An weiteren sechs Proben der Abmessung 55 mm x 10 mm x 3 mm wurden nach dem Härteten und Anlassen des aufgekohlten Basismaterials Schlagzähigkeitsuntersuchungen durchgeführt. Dabei wurde ein mittlerer Wert der Schlagzähigkeit von etwa 60 J/cm² bestimmt. Die Vergleichsuntersuchungen an sechs Proben des gehärteten, für bekannte Basismaterialien eingesetzten Werkzeugstahles ergaben einen mittleren Schlagzähigkeitswert von etwa 52 J/cm².

Diese Untersuchungen zeigen, daß mit dem erfindungsgemäßen Basismaterial mittlere Zugfestigkeitswerte R_m erzielbar sind, die etwa der Zugfestigkeit R_m bekannter Basismaterialien entsprechen, daß jedoch für die im Beanspruchungsfall der Stammblätter beim Schneidvorgang so wichtige Kenngröße der Schlagzähigkeit im Mittel um etwa 15 % höhere Werte als bei dem gehärteten Material auf der Basis von Werkzeugstahl erreicht werden können.

Durch metallographische Analysen konnte eine erfindungs-

gemäß optimale Gefügezusammensetzung des Basismaterials in verschiedenem Abstand von den Deckflächen 2 bestimmt werden. Solche Gefügestrukturen sind in Fig. 3 durch vier mikroskopische Gesichtsfelder 9, 10, 11, 12 schematisch ange deutet. Der mit Kohlenstoff angereicherte Randbereich 5 besteht aus einem angelassenem Mischgefuge (Gesichtsfelder 9, 10, 11). Dieses Mischgefuge enthält Martensit, zum Teil mit carbidischen Ausscheidungen, einen geringen Anteil an Restaustenit und Zwischenstufengefuge, wobei der Martensitan teil mit zunehmendem Abstand von den Deckflächen 2 in Richtung auf den nicht mit Kohlenstoff angereicherten Bereich 6 hin zunächst bis auf einen Maximalwert ansteigt (Gesichtsfeld 10) und danach im nicht mit Kohlenstoff angereicherten Bereich 6 nahezu verschwindet. Der Restaustenitan teil bzw. der Anteil an Zwischenstufengefuge nimmt mit zunehmendem Abstand von den Deckflächen 2 in Richtung auf den nicht mit Kohlenstoff angereicherten Bereich 6 hin zunächst bis auf einen lokalen Minimalwert ab (Gesichtsfeld 10), steigt danach geringfügig an (Gesichtsfeld 11), um schließlich in einem nicht oder nur geringfügig mit Kohlenstoff angereicherten Bereich 6 sehr stark zurückzugehen. Das Gesichtsfeld 12 zeigt im Kernbereich 6 eine ferritisch perlitische Gefügestruktur, wie sie charakteristisch für das Grundgefuges des eingesetzten Basisstahls ist.

Im Hinblick auf die in dem erfindungsgemäßen Basismaterial auftretenden Eigenspannungen konnte festgestellt werden, daß diesbezüglich optimale Verhältnisse vorliegen, wenn nach dem Härteten und Anlassen des thermochemisch behandelten Basisstahls der Randbereich 5 in einem Abstand von den Deckflächen 2, der kleiner als die Aufkohlungstiefe A_t ist, maximale Druckeigenspannungen im Bereich bis zu etwa 0,90 GPa, vorzugsweise im Bereich zwischen 0,40 und 0,75 GPa

- 21 -

vorliegen. Im Gegensatz dazu treten bei einem bekannten auf der Basis von Werkzeugstahl hergestellten Basismaterial Zugeigenspannungen im äußeren Randbereich 5 auf. Diese Zugeigenspannungen begünstigen beim Betrieb der Sägen die Rißeinleitung und -ausbreitung, bzw. lösen diese Erscheinungen erst aus. Verbunden mit den beim oftmaligen Gebrauch des Werkzeugs sich wiederholenden Temperaturänderungen kann dies außerdem auch zu einer beschleunigten Werkstoffermüdung führen.

Weiterhin ist es vorteilhaft, wenn das Basismaterial nach dem Härteten und Anlassen des thermochemisch behandelten Basisstahls in einem Abstand von den Deckflächen 2, der etwa gleich oder geringfügig größer als die Aufkohlungstiefe A_t ist, maximale Zugeigenspannungen im Bereich bis zu etwa 0,60 GPa, vorzugsweise aber nur im Bereich bis zu 0,20 GPa aufweist. Bei höheren auftretenden Zugeigenspannungen in diesem Bereich können sich leicht Härterisse im Werkstoff bilden. Insbesondere ist es daher von Vorteil, wenn mit zunehmendem Abstand von den Deckflächen 2 die Zugeigenspannungen wieder absinken und dann in einem Abstand von den Deckflächen 2, der größer als die Aufkohlungstiefe A_t ist, Druckeigenspannungen mit Maxima im Bereich bis zu etwa 0,30 GPa auftreten. Die erfindungsgemäße Eigenspannungsverteilung im Basismaterial kann unter Umständen ein Spannen von Sägeblättern mit Richthämmern oder Maschinen überflüssig machen.

Das Basismaterial dieses Ausführungsbeispiels der Erfindung erscheint insbesondere zur Herstellung von Kreissägen mit geschränkten Zähnen von bis zu etwa 57 HRC geeignet.

Aus dem erfindungsgemäßen Basismaterial wurden zur Bestim-

mung der statischen Biegesteifigkeit C zwei Kreissägeblätter hergestellt. Die statische Biegesteifigkeit C der Sägeblätter wurde nach der beim zweiten Beispiel beschriebenen Methode bestimmt. Die Sägeblätter besaßen die in der Tabelle 2 unter den Nummern II und III aufgeführten Durchmesserabmessungen D_k und Dicken D. Der Durchmesser D_1 einer inneren kreisrunden Öffnung der Sägeblätter betrug wie im zweiten Beispiel 40 mm. Das Sägeblatt wurde mittels eines Flansches mit dem gleichen Durchmesser D_E wie im zweiten Beispiel eingespannt. Auch die Lage der Meßpunkte und die Höhe der Biegekraft waren mit dem zweiten Ausführungsbeispiel der Erfindung identisch. Die Mittelwerte der ermittelten Biegesteifigkeit enthält Tabelle 3. Die Anlaßtemperaturen lagen abweichend von dem oben dargestellten Wert bei etwa 180 °C (II) und bei etwa 220 °C (III).

Tabelle 3: Meßwerte der Biegesteifigkeit C

Sägeblatt-Nr.	Biegesteifigkeit C in N/mm (Mittelwerte)
I	143
II	147
III	142

Im allgemeinen sind je nach seiner Qualität für einen thermochemisch behandelten und gehärteten Basistahl unter Beachtung seiner Anlaßbeständigkeit Anlaßtemperaturen von 150 bis 350 °C zweckmäßig. Außer durch die technologischen Parameter der thermochemischen Behandlung und des Härtens können der Gefügeaufbau und die physikalischen Eigenschaften des Basismaterials, wie beispielsweise die Härtever-

laufskurve, auch durch die Anlaßtemperatur und -zeit beeinflußt werden. So wurden an der Oberfläche dieser Proben Härtewerte von etwa 57 bis 58 HRC gemessen.

Aufgrund der in Tabelle 3 enthaltenen und weiterer ermittelten Werte ist vergleichsweise in Fig. 4 der Verlauf der statischen Biegesteifigkeit C eines herkömmlichen Basismaterials aus gehärtetem Werkzeugstahl und eines erfindungsgemäßen Basismaterials für ein charakteristisches Verhältnis von Einspann- zu Sägendurchmesser $D_E/D_K = 0,34$ bei unterschiedlichen Blechdicken D gegenübergestellt. Es zeigt sich, daß für Sägeblätter durch das erfindungsgemäßen Basismaterial die 1,5- bis zweifache Biegesteifigkeit C herkömmlicher Sägeblätter erreichbar ist.

Fig. 5 zeigt das Ergebnis eines Dreipunkt-Biegeversuches an Flachproben von 15 mm Breite und 2,8 mm Dicke D eines entsprechend dem dritten Ausführungsbeispiel hergestellten erfindungsgemäßen Basismaterials. Der Auflagerabstand der Proben betrug dabei 30 mm. Die Darstellung gibt ein Kraft-Durchbiegungs-Diagramm wieder, das aus 1000 Meßwerten gewonnen wurde. Wie der Kurvenverlauf verdeutlicht, wird nach Überschreitung der Elastizitätsgrenze bei einer Durchbiegung f von etwa 0,75 mm mit etwa 810 daN bei einer Durchbiegung f von etwa 2,00 mm das Maximum der Biegekraft F erreicht. Die maximal auftretende Biegespannung liegt an dieser Stelle bei etwa 305 daN/mm². Bei abfallender Biegekraft F ist danach eine weitere Durchbiegung der Proben zu beobachten, was darauf hinweist, daß der bei einer Durchbiegung f von etwa 3,75 mm auftretende Bruch kein Schersondern ein Verformungsbruch ist. Ein solches Bruchverhalten des erfindungsgemäßen Basismaterials bietet für daraus hergestellte Sägeblätter usw. eine "Weglegechance", d.h.

- 24 -

vor dem Auftreten des Bruches kann eine Ausweichslung vorgenommen werden, wodurch sich die Arbeitssicherheit erhöht.

Zusammengefaßt besitzen die aus dem erfindungsgemäßen Basismaterial hergestellten Sägen, Trenzscheiben usw. gegenüber den aus dem Stand der Technik bekannten folgende Vorteile:

- Durch den gleichmäßig eingebrachten Kohlenstoff lassen sich die Werkzeuge mit hoher Reproduzierbarkeit ihrer Eigenschaften herstellen.
- Die bisher unvermeidliche Entkohlung beim Warmwalzen und beim Härteln kann ausgeglichen werden, wodurch ein Nachschleifen der Deckflächen entfällt. Beim Kaltwalzen kann unter Beachtung der bei der thermochemischen Behandlung auftretenden Änderung der Abmessungen die gewünschte Materialdicke D festgelegt werden.
- Durch eine gezielte thermochemische Behandlung und ggf. nachfolgende Warmbehandlung können aufgrund des graduierten Aufbaus bei gleicher Betriebs- bzw. Bruchsicherheit höhere Härten der Werkzeuge an der Oberfläche erzielt werden.
- Nach der thermochemischen Behandlung des Basisstahls kann durch ein Abschrecken bereits ein Härtegefüge mit feinkörniger Struktur erzeugt werden. Dadurch kann der nachfolgende Härteprozeß entfallen oder die physikalischen Eigenschaften können durch ein Doppelhärteln noch weiter verbessert werden.
- Durch gezielte Auswahl der Behandlungsparameter bei

der thermochemischen Behandlung, beim Härteln und beim Anlassen besteht eine Vielzahl von Freiheitsgraden zur Erzeugung der erfindungsgemäßen Kohlenstoffprofile, Härteverlaufskurven, Eigenspannungs- und Gefügeverteilungen und in deren Folge der gewünschten Bauteileigenschaften.

- Die Warmrißbildung von Sägen reduziert sich sowohl beim Trennprozeß glühender Stahlprofile als auch bei Temperaturerhöhungen bei hohen Umfangsgeschwindigkeiten in der Metallverarbeitung. Insbesondere beim sogenannten Schmelzsägen.
- Durch den geringen Kohlenstoffgehalt im Kern vermindert sich die Gefahr einer für die Sicherheit des Bedienpersonals besorgniserregenden Aufhärtung bei ungewollter Wärmeeinbringung.
- Durch die unterschiedlichen Gefüge von Oberfläche und Kern und die damit verbundenen Volumenänderung beim Härteln und Anlassen können bei der Gefügeumwandlung Druckspannungen an der Oberfläche erzeugt werden. Dementsprechend ergibt sich besonders im Hinblick auf den Eigenspannungszustand der Sägen eine starke aber kontrollierte Inhomogenität, die sich auf die Gebrauchseigenschaften vorteilhaft, insbesondere positiv auf eine verzögerte Werkstoffermüdung und auf eine geringere Rißanfälligkeit der Oberfläche auswirkt.
- Durch das erfindungsgemäße Basismaterial kann integral die Bauteilfestigkeit erhöht werden. Dadurch reduzieren sich die bei Gebrauch auftretenden Biegeschwingungen insbesondere bei hoher Drehzahl. Eine Verringe-

rung der Schallemission ist die Folge. Alle bisherigen Maßnahmen zur Reduktion der Geräuschemission von Sägen bleiben von der Erfindung unberührt und können zusätzlich Verwendung finden.

- Die Dämpfungseigenschaften von Mischgefügen sind besser als von reinem Martensit. Eine weitere Geräuschreduktion ergibt sich.
- Aufgrund der höheren Bauteilfestigkeit kann die Blattstärke verringert werden. Daraus wiederum resultiert durch eine geringere mögliche Schnittfuge eine Reduzierung der Schnittverluste und damit eine Material einsparung an dem zu trennenden Werkstoff.
- Bei gleichbleibender Blattstärke ist es aufgrund des dann vergleichsweise steiferen Blattes möglich, bei höheren Schnittgeschwindigkeiten im Bereich von 25 bis 75 m/min zu arbeiten, wodurch sich die Schnittleistung bedeutend erhöht.
- Durch die erreichbaren hohen Härten der Sägen ist eine gewisse Substitution der bislang eingesetzten bestückten und stellitierten Sägen bzw. hartverchromter Gatter- und Kreissägen denkbar.
- Durch den ungleichmäßigen Härteverlauf quer zur Schnittrichtung (Sandwichstruktur) verschleißt ein Sägezahn über seinen Querschnitt mit unterschiedlicher Geschwindigkeit. Dadurch kann sich ein gewisser "Selbst-schärfeffekt" einstellen. Vorteile beim Nachschärfen der Säge sind ebenfalls zu verzeichnen.

- 27 -

- Durch das Auftreten eines Verformungsbruchmechanismus ist für aus dem erfindungsgemäßen Basismaterial hergestellte Sägeblätter eine "Weglegechance" gegeben, wodurch sich die Arbeitssicherheit erhöht.
- Durch eine partielle thermochemische Behandlung können die im Bereich von Löt- oder Schweißverbindungen störenden hohen Kohlenstoffgehalte vermieden werden. Gerade im Bereich der Steinbearbeitung ist dies ein wesentlicher Vorteil.
- Aufgrund des weicheren Kerns der Sägen ist es möglich, durch Einbringen eines Keils einen sogenannten gestauchten Zahn herzustellen. Dies war bislang zur bei Nickelstählen möglich.

- 28 -

Bezugszeichen

- 1 Tafel aus Basismaterial
- 2 Deckfläche von 1
- 3 Stirnkantenfläche von 1
- 4 Längskantenfläche von 1
- 5 Randbereich
- 6 nicht mit Kohlenstoff angereicherter Bereich
- 7 Kontur von 8a, 8b
- 8a Sägeblattrohling, Kreissäge
- 8b Sägeblattrohling, Gattersäge
- 9 mikroskopisches Gesichtsfeld in 5
- 10 mikroskopisches Gesichtsfeld in 5
- 11 mikroskopisches Gesichtsfeld in 5
- 12 mikroskopisches Gesichtsfeld in 6

- A_t Aufkohlungstiefe
- C statische Biegesteifigkeit
- D Dicke von 1
- D_E Einspanndurchmesser
- D_I Innendurchmesser
- D_K Sägendurchmesser
- F Biegekraft
- f Durchbiegung
- R_m Zugfestigkeit

Patentansprüche

1. Basismaterial für die Herstellung von Stammbütttern insbesondere für Kreissägen, Trennscheiben, Gattersägen sowie für Schneide- und Schabvorrichtungen, bestehend aus einem ausgehend von seiner aus zwei Deckflächen (2), zwei Stirnkantenflächen (3) und zwei Längskantenflächen (4) gebildeten Oberfläche (2, 3, 4) mit Kohlenstoff angereicherten Basisstahl, wobei der Basisstahl einen Grundkohlenstoffgehalt von weniger als 0,3 Ma.-% Kohlenstoff besitzt,
dadurch gekennzeichnet,
daß der Basisstahl infolge einer thermochemischen Behandlung von mindestens einer Deckfläche (2) ausgehend mit 0,5 bis 1,1 Ma.-% Kohlenstoff angereicherte Randbereiche (5) aufweist, die bei abfallendem Kohlenstoffgehalt in einen nicht oder nur wenig mit Kohlenstoff angereicherten Bereich (6) übergehen, während das Basismaterial an den Kantenflächen (3, 4) die aus dem mit Kohlenstoff angereicherten Randbereich (5) und dem nicht mit Kohlenstoff angereicherten Bereich (6) gebildete Sandwichstruktur besitzt.
2. Basismaterial nach Anspruch 1,

- 30 -

d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t ,
daß der Basisstahl infolge einer thermochemischen Be-
handlung von beiden Deckflächen (2) ausgehend mit
Kohlenstoff angereicherte Randbereiche (5) aufweist
und das Basismaterial an den Kantenflächen (3, 4) die
aus den beiden mit Kohlenstoff angereicherten Randbe-
reichen (5) und dem nicht mit Kohlenstoff angereicher-
ten Bereich (6) gebildete Sandwichstruktur besitzt .

3. Basismaterial nach Anspruch 1 oder 2,
d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t ,
daß das Basismaterial im Randbereich (5) zur Kohlen-
stoffanreicherung aufgekohlt ist.
4. Basismaterial nach Anspruch 1 oder 2,
d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t ,
daß das Basismaterial im Randbereich (5) zur Kohlen-
stoffanreicherung carbonitriert ist.
5. Basismaterial nach einem oder mehreren der Ansprüche
1 bis 4 ,
d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t ,
daß der Basisstahl ein unlegierter Baustahl ist.
6. Basismaterial nach einem oder mehreren der Ansprüche
1 bis 4 ,
d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t ,
daß das Basisstahl ein niedriglegierter Baustahl ist.
7. Basismaterial nach einem oder mehreren der Ansprüche
1 bis 6 ,
d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t ,
daß der Quotient aus einer Aufkohlungstiefe (A_t) des

- 31 -

Randbereiches (5) des thermochemisch behandelten Basisstahls, in welcher der Kohlenstoffgehalt 0,35 Ma.-% beträgt, und aus der Dicke (D) des Basisstahls einen Wert von 0,15 bis 0,40 aufweist.

8. Basismaterial nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 7,
d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t ,
daß entsprechend der ausgewählten Tiefe des mit Kohlenstoff angereicherten Randbereichs (5) nach einem Härteten und einem Anlassen des thermochemisch behandelten Basisstahls höchstens etwa 50 % der Dicke (D) des Basismaterials im wesentlichen die ursprüngliche Härte des Basisstahls oder eine geringfügig höhere Härte aufweisen und mindestens etwa 50 % der Dicke (D) des Basismaterials eine höhere Härte aufweisen.
9. Basismaterial nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 8,
d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t ,
daß entsprechend der ausgewählten Tiefe des mit Kohlenstoff angereicherten Randbereichs (5) nach einem Härteten und einem Anlassen des thermochemisch behandelten Basisstahls höchstens etwa 1/3 der Dicke (D) des Basismaterials im wesentlichen die ursprüngliche Härte des Basisstahls oder eine geringfügig höhere Härte aufweist und mindestens etwa 2/3 der Dicke (D) des Basismaterials eine höhere Härte aufweisen.
10. Basismaterial nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 9,
d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t ,
daß der mit Kohlenstoff angereicherte Randbereich (5)

- 32 -

des Basisstahls von der Deckfläche (2) zum nicht mit Kohlenstoff angereicherten Bereich (6) hin einen mittleren Kohlenstoffgradienten von etwa 0,25 bis 0,75 Ma.-% C/mm, vorzugsweise von 0,40 bis 0,50 Ma.-% C/mm aufweist.

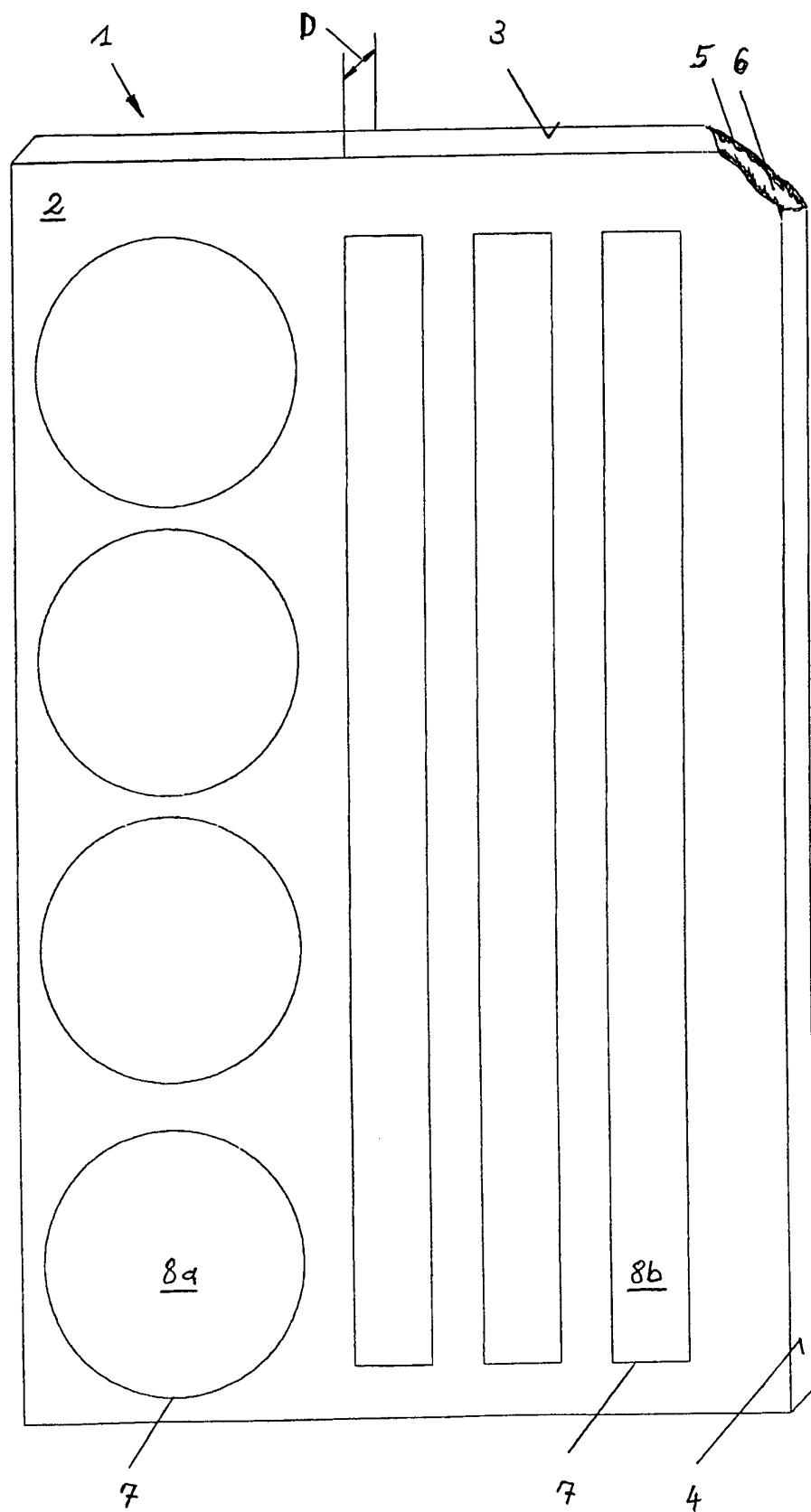
11. Basismaterial nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 10,
d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t ,
daß nach einem Härteten und einem Anlassen des thermisch behandelten Basisstahls der mit Kohlenstoff angereicherte Randbereich (5) des Basismaterials von der Deckfläche (2) zum nicht mit Kohlenstoff angereicherten Bereich (6) hin einen mittleren Härtegradienten von etwa 10 bis 22 HRC/mm, vorzugsweise von 14 bis 18 HRC/mm aufweist.
12. Basismaterial nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 11,
d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t ,
daß nach einem Härteten und einem Anlassen des thermisch behandelten Basisstahls der Bereich der Deckflächen (2) eine Härte von etwa 50 bis 63 HRC, vorzugsweise von 52 bis 55 HRC und der nicht mit Kohlenstoff angereicherte Bereich (6) eine Härte von 20 bis 40 HRC, vorzugsweise von 30 bis 35 HRC aufweisen.
13. Basismaterial nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 12,
d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t ,
daß nach einem Härteten und einem Anlassen des thermisch behandelten Basisstahls der Randbereich (5) in einem Abstand von den Deckflächen (2), der kleiner

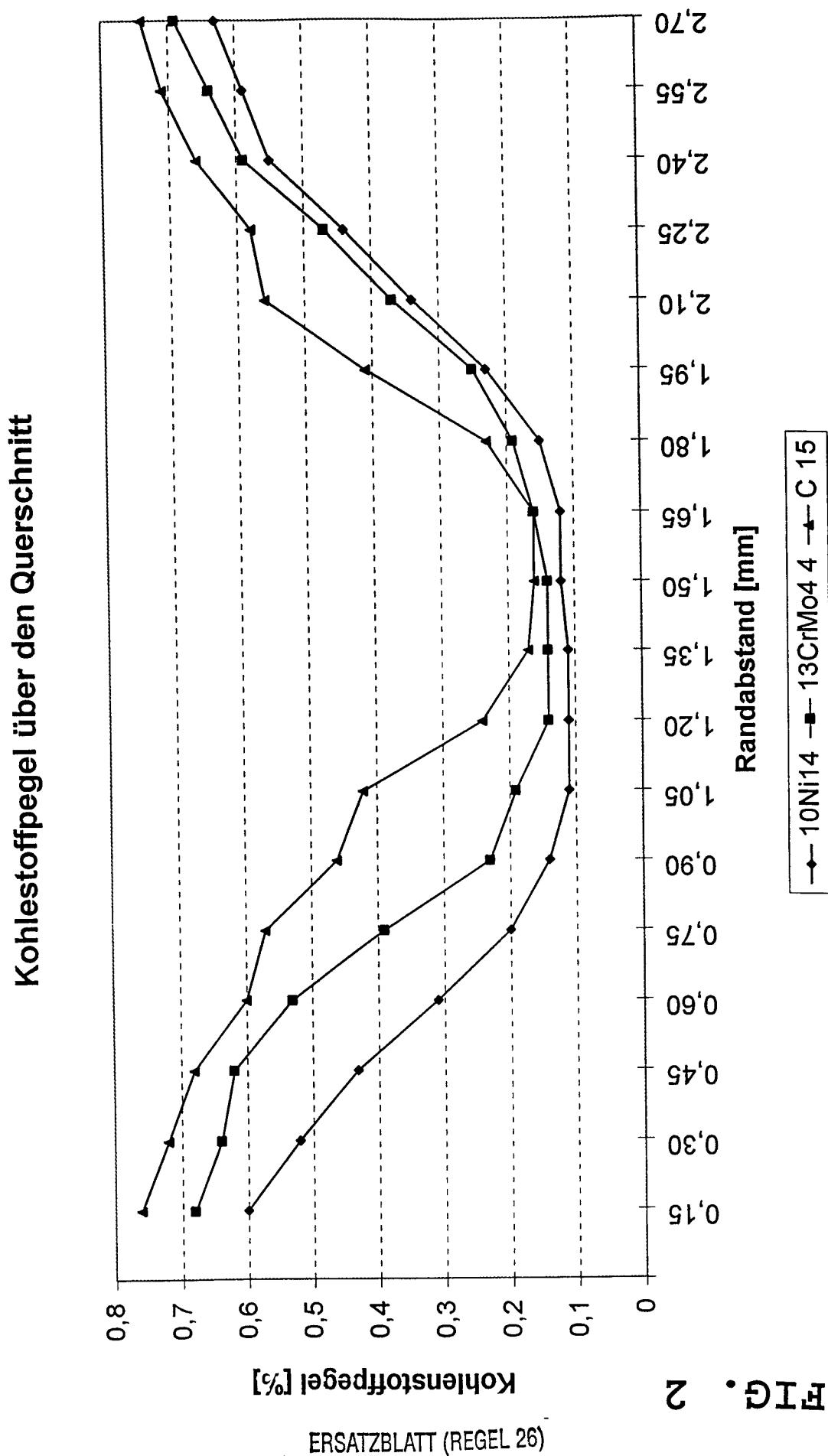
als die Aufkohlungstiefe (A_t) ist, maximale Druckeigenspannungen im Bereich bis zu etwa 0,90 GPa, vorzugsweise im Bereich zwischen 0,40 und 0,75 GPa, aufweist.

14. Basismaterial nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 13,
dadurch gekennzeichnet,
daß nach einem Härteten und einem Anlassen des thermisch behandelten Basisstahls das Basismaterial in einem Abstand von den Deckflächen (2), der etwa gleich oder geringfügig größer als die Aufkohlungstiefe (A_t) ist, maximale Zugeigenspannungen im Bereich bis zu etwa 0,60 GPa, vorzugsweise im Bereich bis zu 0,20 GPa aufweist.
15. Basismaterial nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 14,
dadurch gekennzeichnet,
daß nach einem Härteten und einem Anlassen des thermisch behandelten Basisstahls das Basismaterial in einem Abstand von den Deckflächen (2), der größer als die Aufkohlungstiefe (A_t) ist, maximale Druckeigenspannungen im Bereich bis zu etwa 0,30 GPa aufweist.
16. Basismaterial nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 15,
dadurch gekennzeichnet,
daß der mit Kohlenstoff angereicherten Randbereich (5) aus einem angelassenem Mischgefüge (9, 10, 11) besteht, welches, gegebenenfalls carbidische Ausscheidungen enthaltenden, Martensit, einen geringen Anteil Restaustenit und/oder Zwischenstufengefüge enthält,

wobei der Martensitanteil mit zunehmendem Abstand von den Deckflächen (2) in Richtung auf den nicht mit Kohlenstoff angereicherten Bereich (6) hin zunächst bis auf einen Maximalwert (10) ansteigt und danach im nicht mit Kohlenstoff angereicherten Bereich (6) auf nahezu Null zurückgeht und wobei der Restaustenitannteil und/oder der Anteil an Zwischenstufengefüge mit zunehmendem Abstand von den Deckflächen (2) in Richtung auf den nicht mit Kohlenstoff angereicherten Bereich (6) hin zunächst bis auf einen lokalen Minimalwert (10) abnimmt, danach geringfügig ansteigt (11) und schließlich im nicht mit Kohlenstoff angereicherten Bereich (6) unter den lokalen Minimalwert (10) zurückgeht.

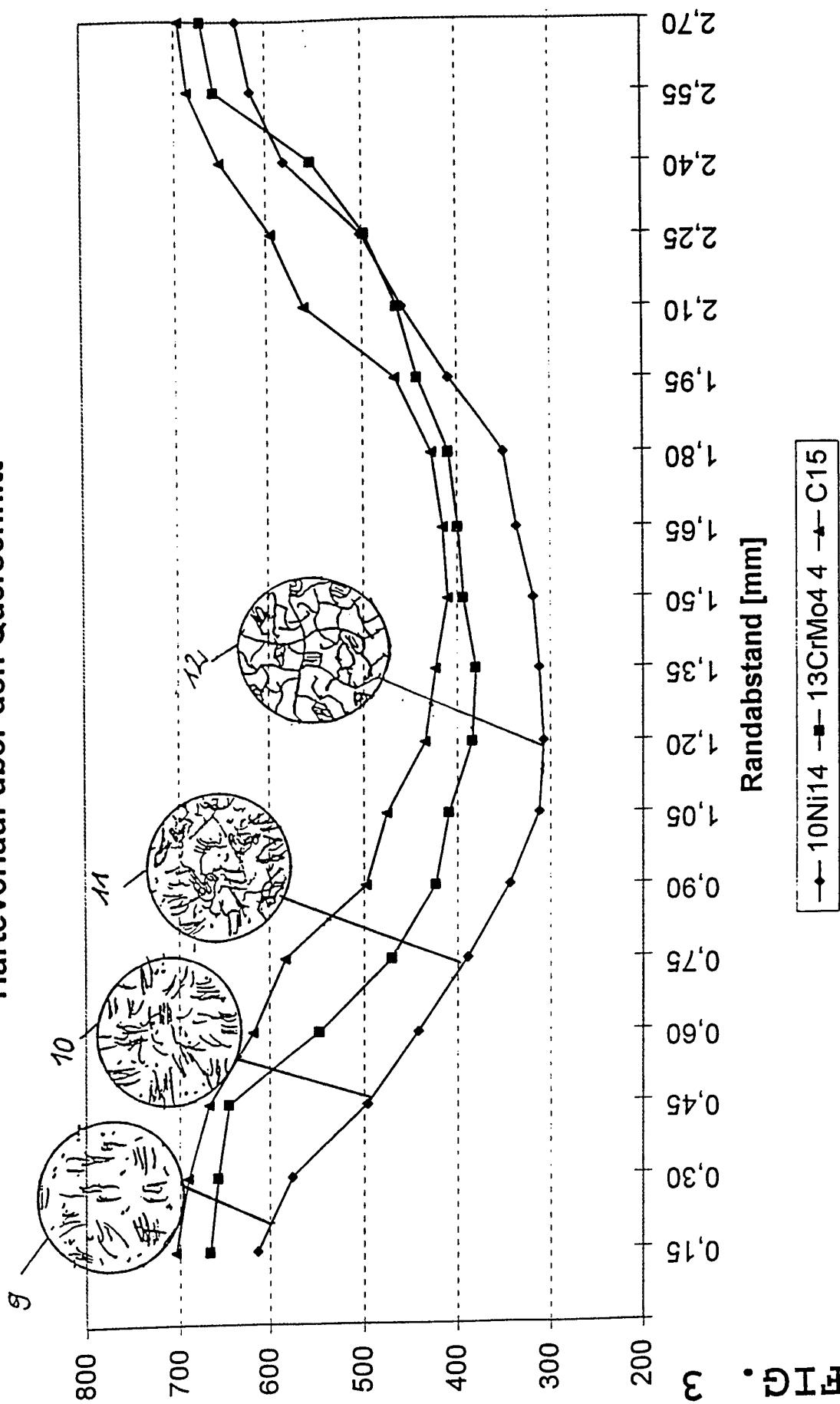
17. Basismaterial nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 16,
d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t ,
daß der Basisstahl im Bereich der Deckflächen (2) nur partiell thermochemisch behandelt ist.
18. Basismaterial nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 17,
d a d u r c h g e k e n n z e i c h n e t ,
daß die über die Dicke (D) des Basismaterials nicht oder nur geringfügig mit Kohlenstoff angereicherten Bereiche (6) und/oder die auf der Oberfläche (2, 3, 4) des Basismaterials nicht oder nur geringfügig mit Kohlenstoff angereicherten Bereiche (6) aus einem ferritisch-perlitischen Mischgefüge (12) des Rohmaterials und/ oder aus Bainit, vorzugsweise in seiner unteren Stufe, bestehen.

FIG. 1

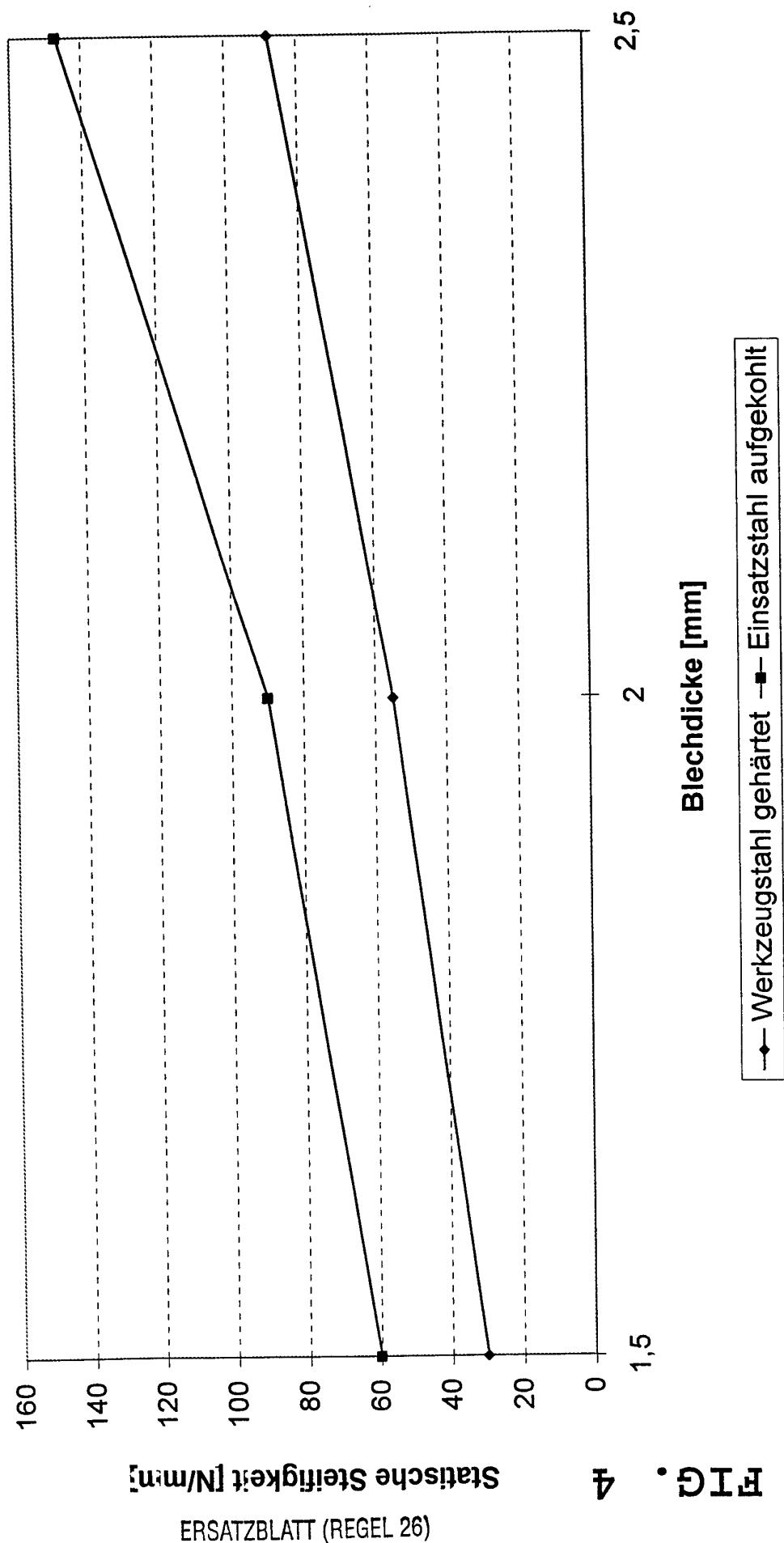


3/5

Härteverlauf über den Querschnitt

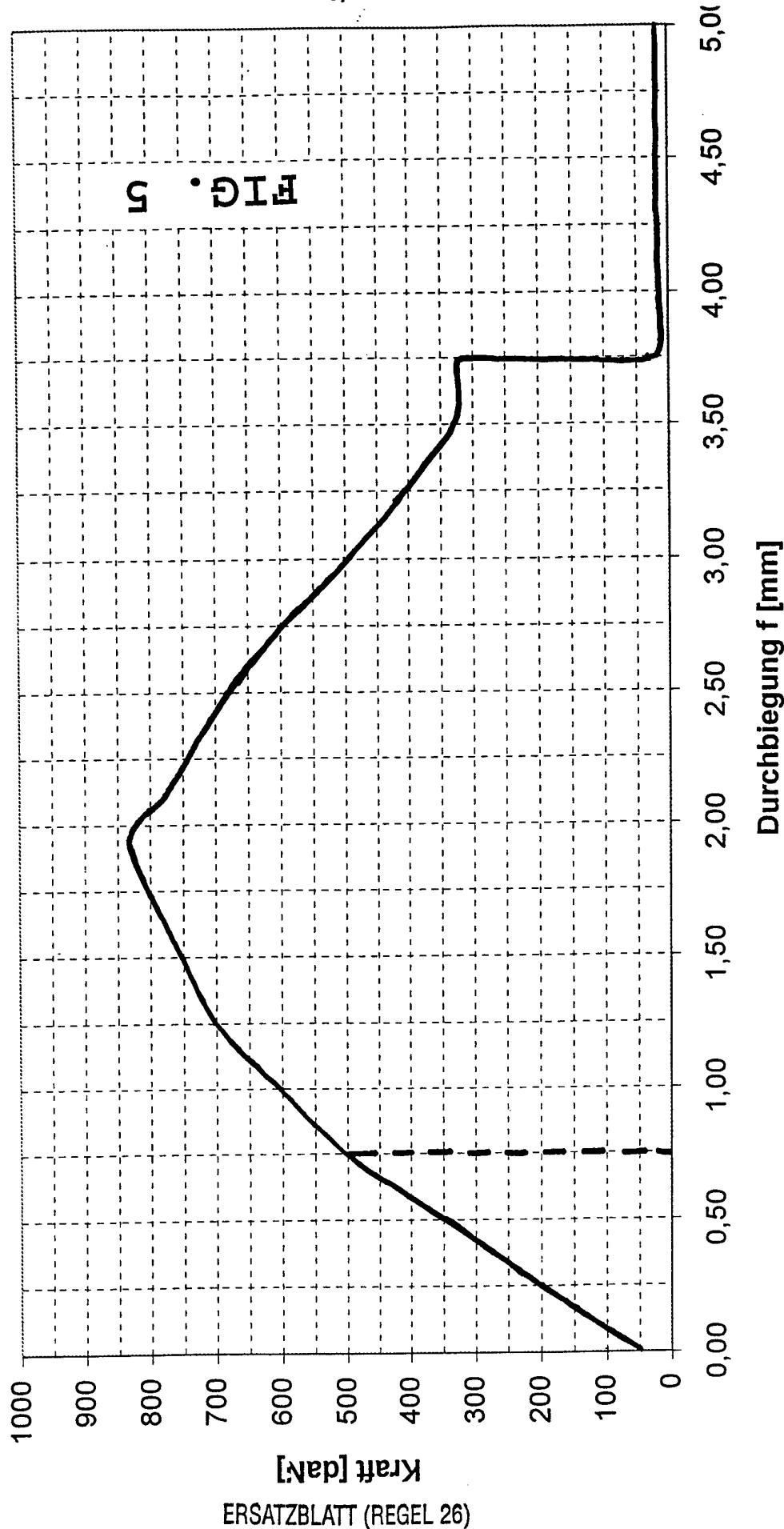


4/5

Statische Steifigkeit

5/5

Kraft/Durchbiegungsdiagramm



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International Application No

PCT/EP 96/02825

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
 IPC 6 C23C8/22 B23D61/02

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

IPC 6 C23C B23D C21D

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practical, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category *	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	HAERTEREI TECHNISCHE MITTEILUNGEN, vol. 50, March 1995 - April 1995, MUNCHEN DE, pages 86-92, XP000504137 F.HOFFMANN ET AL: "DER AUFKOHLUNGSVORGANG" cited in the application see page 86, paragraph 1; figure 3 ---	1
A	FR,A,2 236 016 (BRITISH STEEL CORP) 31 January 1975 cited in the application see page 8, paragraph 2; claims 1-4 ---	1 -/-

 Further documents are listed in the continuation of box C. Patent family members are listed in annex.

* Special categories of cited documents :

- *A* document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance
- *E* earlier document but published on or after the international filing date
- *L* document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)
- *O* document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means
- *P* document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

- *T* later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
- *X* document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
- *Y* document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art.
- *&* document member of the same patent family

1

Date of the actual completion of the international search	Date of mailing of the international search report
27 August 1996	13.09.96
Name and mailing address of the ISA European Patent Office, P.B. 5818 Patentlaan 2 NL - 2280 HV Rijswijk Tel. (+31-70) 340-2040, Tx. 31 651 epo nl Fax: (+31-70) 340-3016	Authorized officer Gregg, N

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Int	onal Application No
PCT/EP 96/02825	

C.(Continuation) DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category *	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	HAERTEREI TECHNISCHE MITTEILUNGEN, vol. 45, March 1990 - April 1990, MUNCHEN DE, pages 129-132, XP000128579 A.MELBER ET AL: "NUMERISCHE SIMULATION DER AUFKOHLUNG VON STAHL UNTER BERÜSICHTIGUNG DER BAUTEILGEOMETRIE" see figures 1,2 ---	1
A	GB,A,1 559 690 (BRITISH STEEL CORP) 23 January 1980 see claim 1 ---	1
A	US,A,2 513 713 (F.T.COPE) 4 July 1950 see claim 1 ---	1
A	DE,A,42 27 447 (DANA CORP) 25 February 1993 see claim 1; figures 1-4 ---	1
A	AT,A,372 709 (VER EDELSTAHLWERKE AG) 10 November 1983 cited in the application see claim 1 ---	1
A	EP,A,0 024 106 (FORD MOTOR CO ;FORD WERKE AG (DE); FORD FRANCE (FR)) 25 February 1981 see figure 8 -----	1

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

Information on patent family members

International Application No

PCT/EP 96/02825

Patent document cited in search report	Publication date	Patent family member(s)		Publication date
FR-A-2236016	31-01-75	GB-A-	1450937	29-09-76
		DE-A-	2431797	30-01-75
		JP-A-	50070257	11-06-75
		SE-A-	7408692	07-01-75
-----	-----	-----	-----	-----
GB-A-1559690	23-01-80	NONE		-----
-----	-----	-----	-----	-----
US-A-2513713	04-07-50	NONE		-----
-----	-----	-----	-----	-----
DE-A-4227447	25-02-93	JP-A-	6101746	12-04-94
-----	-----	-----	-----	-----
AT-A-372709	10-11-83	NONE		-----
-----	-----	-----	-----	-----
EP-A-0024106	25-02-81	NONE		-----
-----	-----	-----	-----	-----

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Internationales Aktenzeichen
PCT/EP 96/02825

A. Klassifizierung des Anmeldungsgegenstandes
IPK 6 C23C8/22 B23D61/02

Nach der Internationalen Patentklassifikation (IPK) oder nach der nationalen Klassifikation und der IPK

B. RECHERCHIERTE GEBIETE

Recherchierte Mindestprüfstoff (Klassifikationssystem und Klassifikationssymbole)
IPK 6 C23C B23D C21D

Recherchierte aber nicht zum Mindestprüfstoff gehörende Veröffentlichungen, soweit diese unter die recherchierten Gebiete fallen

Während der internationalen Recherche konsultierte elektronische Datenbank (Name der Datenbank und evtl. verwendete Suchbegriffe)

C. ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN

Kategorie*	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
X	HAERTEREI TECHNISCHE MITTEILUNGEN, Bd. 50, März 1995 - April 1995, MÜNCHEN DE, Seiten 86-92, XP000504137 F.HOFFMANN ET AL: "DER AUFKOHLUNGSVORGANG" in der Anmeldung erwähnt siehe Seite 86, Absatz 1; Abbildung 3 ---	1
A	FR,A,2 236 016 (BRITISH STEEL CORP) 31.Januar 1975 in der Anmeldung erwähnt siehe Seite 8, Absatz 2; Ansprüche 1-4 ---	1 -/-

Weitere Veröffentlichungen sind der Fortsetzung von Feld C zu entnehmen

Siehe Anhang Patentfamilie

* Besondere Kategorien von angegebenen Veröffentlichungen :

"A" Veröffentlichung, die den allgemeinen Stand der Technik definiert, aber nicht als besonders bedeutsam anzusehen ist

"E" älteres Dokument, das jedoch erst am oder nach dem internationalen Anmeldedatum veröffentlicht worden ist

"L" Veröffentlichung, die geeignet ist, einen Prioritätsanspruch zweifelhaft erscheinen zu lassen, oder durch die das Veröffentlichungsdatum einer anderen im Recherchenbericht genannten Veröffentlichung belegt werden soll oder die aus einem anderen besonderen Grund angegeben ist (wie ausgeführt)

"O" Veröffentlichung, die sich auf eine mündliche Offenbarung, eine Benutzung, eine Ausstellung oder andere Maßnahmen bezieht

"P" Veröffentlichung, die vor dem internationalen Anmeldedatum, aber nach dem beanspruchten Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist

"T" Spätere Veröffentlichung, die nach dem internationalen Anmeldedatum oder dem Prioritätsdatum veröffentlicht worden ist und mit der Anmeldung nicht kollidiert, sondern nur zum Verständnis des der Erfindung zugrundeliegenden Prinzips oder der ihr zugrundeliegenden Theorie angegeben ist

"X" Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann allein aufgrund dieser Veröffentlichung nicht als neu oder auf erforderlicher Tätigkeit beruhend betrachtet werden

"Y" Veröffentlichung von besonderer Bedeutung; die beanspruchte Erfindung kann nicht als auf erforderlicher Tätigkeit beruhend betrachtet werden, wenn die Veröffentlichung mit einer oder mehreren anderen Veröffentlichungen dieser Kategorie in Verbindung gebracht wird und diese Verbindung für einen Fachmann nahelegend ist

"&" Veröffentlichung, die Mitglied derselben Patentfamilie ist

Datum des Abschlusses der internationalen Recherche

Absendedatum des internationalen Recherchenberichts

27.August 1996

13.09.96

Name und Postanschrift der Internationale Recherchenbehörde
Europäisches Patentamt, P.B. 5818 Patentlaan 2
NL - 2280 HV Rijswijk
Tel. (+31-70) 340-2040, Tx. 31 651 epo nl,
Fax: (+31-70) 340-3016

Bevollmächtigter Bediensteter

Gregg, N

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Internationales Aktenzeichen

PCT/EP 96/02825

C.(Fortsetzung) ALS WESENTLICH ANGESEHENE UNTERLAGEN		
Kategorie*	Bezeichnung der Veröffentlichung, soweit erforderlich unter Angabe der in Betracht kommenden Teile	Betr. Anspruch Nr.
A	HAERTEREI TECHNISCHE MITTEILUNGEN, Bd. 45, März 1990 - April 1990, MÜNCHEN DE, Seiten 129-132, XP000128579 A.MELBER ET AL: "NUMERISCHE SIMULATION DER AUFKOHLUNG VON STAHL UNTER BERÜSICHTIGUNG DER BAUTEILGEOMETRIE" siehe Abbildungen 1,2 ---	1
A	GB,A,1 559 690 (BRITISH STEEL CORP) 23.Januar 1980 siehe Anspruch 1 ---	1
A	US,A,2 513 713 (F.TCOPE) 4.Juli 1950 siehe Anspruch 1 ---	1
A	DE,A,42 27 447 (DANA CORP) 25.Februar 1993 siehe Anspruch 1; Abbildungen 1-4 ---	1
A	AT,A,372 709 (VER EDELSTAHLWERKE AG) 10.November 1983 in der Anmeldung erwähnt siehe Anspruch 1 ---	1
A	EP,A,0 024 106 (FORD MOTOR CO ;FORD WERKE AG (DE); FORD FRANCE (FR)) 25.Februar 1981 siehe Abbildung 8 -----	1

INTERNATIONALER RECHERCHENBERICHT

Angaben zu Veröffentlichungen, die zur selben Patentfamilie gehören

Internationales Aktenzeichen

PCT/EP 96/02825

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie		Datum der Veröffentlichung
FR-A-2236016	31-01-75	GB-A-	1450937	29-09-76
		DE-A-	2431797	30-01-75
		JP-A-	50070257	11-06-75
		SE-A-	7408692	07-01-75
-----	-----	-----	-----	-----
GB-A-1559690	23-01-80	KEINE		
-----	-----	-----	-----	-----
US-A-2513713	04-07-50	KEINE		
-----	-----	-----	-----	-----
DE-A-4227447	25-02-93	JP-A-	6101746	12-04-94
-----	-----	-----	-----	-----
AT-A-372709	10-11-83	KEINE		
-----	-----	-----	-----	-----
EP-A-0024106	25-02-81	KEINE		
-----	-----	-----	-----	-----