



(10) **DE 10 2017 110 851 B3** 2018.08.02

(12)

Patentschrift

(21) Aktenzeichen: **10 2017 110 851.3**
(22) Anmeldetag: **18.05.2017**
(43) Offenlegungstag: –
(45) Veröffentlichungstag
der Patenterteilung: **02.08.2018**

(51) Int Cl.: **B21B 1/24 (2006.01)**
B21D 22/20 (2006.01)
B21D 53/88 (2006.01)

Innerhalb von neun Monaten nach Veröffentlichung der Patenterteilung kann nach § 59 Patentgesetz gegen das Patent Einspruch erhoben werden. Der Einspruch ist schriftlich zu erklären und zu begründen. Innerhalb der Einspruchsfrist ist eine Einspruchsgebühr in Höhe von 200 Euro zu entrichten (§ 6 Patentkostengesetz in Verbindung mit der Anlage zu § 2 Abs. 1 Patentkostengesetz).

(73) Patentinhaber:
voestalpine Stahl GmbH, Linz, AT

(74) Vertreter:
**Patronus IP Patent- und Rechtsanwälte, 81673
München, DE**

(72) Erfinder:
**Etzlstorfer, Christoph, Grünbach, AT; Leitner,
Alois, Weyregg am Attersee, AT; Hackl, Reinhard,
Gramastetten, AT**

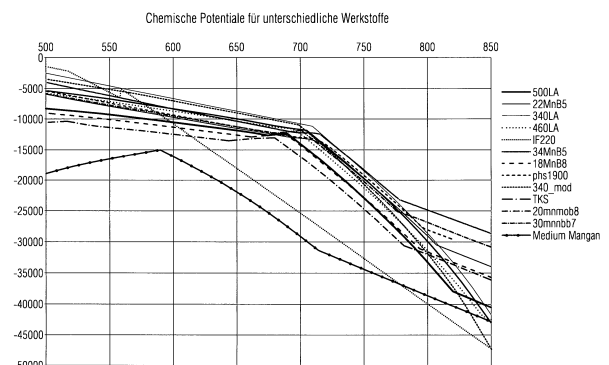
(56) Ermittelter Stand der Technik:

DE	10 2013 100 580	A1
JP	H05- 212 404	A

(54) Bezeichnung: **Verfahren zum Erzeugen von Stahlverbundwerkstoffen**

(57) Hauptanspruch: Verfahren zum Erzeugen eines Stahlverbundes, wobei mindestens zwei Stahlbleche, die aus unterschiedlichen Stahlgüten bestehen, aufeinandergelegt und miteinander warmgewalzt werden und nachfolgend gegebenenfalls kaltgewalzt werden, wobei anschließend an das Walzen der dadurch erzielte Verbundwerkstoff aus zumindest zwei Schichten mit unterschiedlicher Stahlzusammensetzung diffusionsgeglüht wird, dadurch gekennzeichnet, dass die Glüh­temperatur so eingestellt wird, dass das chemische Potential der Stahlwerkstoffe so ausgewählt wird, dass die folgende Gleichung gilt:

$\mu_C, \text{Werkstoff 1} > \mu_C, \text{Werkstoff 2}$,
wobei der Werkstoff 1 einen niedrigeren Kohlenstoffgehalt besitzt als der Werkstoff 2, so dass eine Kohlenstoff-Bergaufdiffusion zwischen Werkstoff 1 und Werkstoff 2 stattfindet.



Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft ein Verfahren zum Erzeugen von Stahlverbundwerkstoffen, Stahlverbund, hergestellt nach solch einem Verfahren, Verwendung solch eines Stahlverbundes und gehärtetes Bauteil aus solch einem Stahlverbundblech.

[0002] Gehärtete Stahlbauteile haben insbesondere im Karosseriebau von Kraftfahrzeugen den Vorteil, dass durch ihre herausragenden mechanischen Eigenschaften eine Möglichkeit besteht, eine besonders stabile Fahrgastzelle zu erstellen, ohne dass Bauteile verwendet werden müssen, die bei normalen Festigkeiten viel massiver und dadurch schwerer ausgebildet wären.

[0003] Zur Erzeugung derartiger gehärteter Stahlbauteile werden Stahlsorten, die durch eine Abschreckhärtung härtbar sind, verwendet. Derartige Stahlsorten sind zum Beispiel borlegierte Mangankohlenstoffstähle, wobei der am weitesten eingesetzte, hier der 22MnB5 ist. Aber auch andere borlegierte Mangankohlenstoffstähle werden hierfür verwendet.

[0004] Um die aus diesen Stahlsorten gehärtete Bauteile zu erzeugen, muss das Stahlmaterial auf die Austenitisierungstemperatur ($>A_{C_3}$) erhitzt werden und abgewartet werden, bis der Stahlwerkstoff austenitisiert ist. Je nach gewünschtem Härtegrad können hier Teil- oder Vollaustenitisierungen erzielt werden.

[0005] Wird ein solches Stahlmaterial nach der Austenitisierung mit einer über der kritischen Härtegeschwindigkeit liegenden Geschwindigkeit abgekühlt, wandelt die austenitische Struktur in eine martensitische, sehr harte Struktur um. Auf diese Weise sind Zugfestigkeiten R_m bis über 1500 MPa erzielbar.

[0006] Zur Erzeugung der Stahlbauteile sind derzeit zwei Verfahrenswege üblich. Beim sogenannten Formhärten wird eine Stahlblechplatte aus einem Stahlband abgetrennt bsp. ausgeschnitten oder gestanzt und anschließend in einem üblichen, beispielsweise fünfstufigen Tiefziehprozess zum fertigen Bauteil tiefgezogen. Dieses fertige Bauteil wird hierbei etwas kleiner dimensioniert, um eine nachfolgende Wärmedehnung beim Austenitisieren zu kompensieren.

[0007] Das so erzeugte Bauteil wird anschließend austenitisiert und dann in ein Formhärtegerät eingelegt, in dem es gepresst, aber nicht oder nur sehr gering umgeformt wird und durch die Pressung die Wärme aus dem Bauteil in das Presswerkzeug fließt, und zwar mit der über der kritischen Härtegeschwindigkeit liegenden Geschwindigkeit.

[0008] Der weitere Verfahrensweg ist das sogenannte Presshärten, bei dem eine Platte aus einem Stahlblechband abgetrennt bspw. ausgeschnitten oder gestanzt wird, anschließend die Platte austenitisiert wird und die heiße Platte in einem vorzugsweise einstufigen Schritt umgeformt und gleichzeitig mit einer über der kritischen Härtegeschwindigkeit liegenden Geschwindigkeit abgekühlt wird.

[0009] In beiden Fällen können mit metallischen Korrosionsschutzschichten z.B. mit Zink oder einer Legierung auf Basis von Zink versehene Platten verwendet werden. Das Formhärten wird auch als indirekter Prozess bezeichnet und das Presshärten als direkter Prozess. Der Vorteil des indirekten Prozesses ist, dass aufwändigere Werkstücksgeometrien realisierbar sind.

[0010] Der Vorteil des direkten Prozesses ist, dass ein höherer Materialnutzungsgrad erreicht werden kann. Jedoch ist die erreichbare Bauteilkomplexität vor allem beim einstufigen Umformprozess geringer.

[0011] Somit werden beim Formhärten fertig geformte und üblicherweise auch fertig gelochte Bauteile durch einen Ofen geführt und auf Austenitisierungstemperatur erhitzt. Für den Transport werden diese Bauteile auf Ofenträgern abgesetzt.

[0012] Beim Presshärten müssen die Platten durch den Ofen mittels Kettenförderern oder Hubbalken befördert werden.

[0013] Ferner ist es bekannt, derartige formgehärtete oder pressgehärtete Bauteile mit Zonen unterschiedlicher Eigenschaften herzustellen. Hierbei ist es zum Beispiel üblich, bestimmte Bereiche der Platte oder des Bauteils nicht bis zur Austenitisierungstemperatur aufzuheizen, so dass beim anschließenden Abschrecken diese Bereiche auch nicht gehärtet werden. Hierdurch können Zonen mit einer geringeren Härte und höherer Duktilität erzeugt werden. Es ist bekannt, derartige weichere Zonen durch das Anlegen von Absorptionsmas-

sen, das Abschirmen dieser Bereiche vor Wärmestrahlung oder das Nichtaussetzen dieser Bereiche einer zusätzlichen Wärmestrahlung zu erzielen.

[0014] Es handelt sich hierbei um sogenannte Tailored Property Parts (TPP).

[0015] Darüber hinaus ist es bekannt, Bauteile mit unterschiedlichen Bereichen dadurch zu erzeugen, dass unterschiedliche Stahlgüten verwendet werden, d.h. zum Beispiel Stahlgüten, die mit einem Form- oder Presshärteverfahren härtbar sind, mit Stahlgüten zu kombinieren, die zum Beispiel nicht oder nicht so hoch härtbar sind.

[0016] Derartige Bauteile, die auch als Tailor Welded Parts (TWP) bezeichnet werden, bestehen beispielsweise aus einem im Form- oder Presshärteverfahren härtbaren Bor-Mangan-Stahl, wie zum Beispiel einem 22MnB5 und zusätzlich einem mikrolegierten Stahl und anderen Stählen, die bezüglich der Härtung ein unterschiedliches Verhalten zu den hochhärtbaren Stählen zeigen.

[0017] Darüber hinaus ist es bekannt, unterschiedliche Eigenschaften auch durch unterschiedliche Blechdicken zu realisieren, so dass ein press- oder formgehärtetes Bauteil Zonen unterschiedlicher Blechdicken und damit auch unterschiedlicher Eigenschaften besitzt. Bereiche unterschiedlicher Blechdicke können dabei auch aus unterschiedlichen Stahlgüten hergestellt sein, so dass ein dünnerer Bereich aus einer ersten Stahlgüte besteht und ein dickerer Bereich aus einer zweiten Stahlgüte besteht, darüber hinaus können auch beide Bereiche aus ein und derselben Stahlgüte bestehen.

[0018] Wie zuvor ausgeführt, gibt es viele Möglichkeiten, die Duktilität über die Breite bzw. Ausdehnung eines Bauteils zu beeinflussen.

[0019] In vergangener Zeit wurden aber auch Überlegungen vorgenommen, wie man auch in der Dicke eines Bauteils unterschiedliche Eigenschaften einstellen kann.

[0020] Insbesondere ist es wünschenswert, die äußeren Randzonen von Stahlblechen zu beeinflussen, während der Kern in den üblichen Eigenschaften verbleibt. Bei herkömmlichen Stahlverarbeitungsverfahren gelingt dies beispielsweise dadurch, dass eine Randaufkohlung vorgenommen wird, bei der Kohlenstoff in ein Werkstück von außen eindiffundiert, so dass abhängig vom Kohlenstoffgehalt die Ränder stärker gehärtet werden können oder eine durch eine Bearbeitung, insbesondere eine thermische Behandlung, stattgefundene Randentkohlung dadurch wieder ausgeglichen wird.

[0021] Um solche Randzonen gegebenenfalls für nachfolgende Umformprozesse nicht härter zu machen sondern eher weicher, sprich duktiler, kann eine Randentkohlung vorgesehen sein. Bei diesen Aufkohlungs- und Entkohlungsverfahren müssen jedoch in relativ aufwändiger Weise die entsprechende Temperaturführung und die entsprechende Gasführung sichergestellt sein.

[0022] Bei Stahlblechen bzw. Stahlbändern ist dies selbstverständlich auch möglich, jedoch müssten dann in einem kontinuierlichen Verfahren die Oberflächen des Stahlbandes entsprechend behandelt werden.

[0023] Darüber hinaus ist es bekannt, ein Stahlblech als Verbund auszubilden, wobei die äußeren Oberflächen aus einer anderen Stahlgüte bestehen als der Kern. Hierzu werden drei Bleche, beispielsweise einer Folge A-B-A aufeinander gewalzt, wobei das A für Stahlgüten steht, die an der Außenfläche des fertigen Stahlbandes sich befinden und das B für eine Stahlgüte, die sich zwischen den beiden äußeren Stahlgüten eingebettet befindet.

[0024] Die Firma Thyssen Krupp hat hierzu unter dem Titel BP3-Metall-Metallverbunde entsprechende Sandwich-Strukturen veröffentlicht, wobei die äußeren Bleche hochkohlenstoffhaltige Stähle sind, während das innere Stahlblech ein sogenannter Low Carbon Steel ist. Auch in umgekehrter Zusammensetzung ist dieses Produkt unter dem Markennamen Tribond® bekannt.

[0025] Hierbei konnte beobachtet werden, dass der Kohlenstoff vom höheren Kohlenstoffmaterial in das niedrigere kohlenstoffhaltige Material hinein diffundiert.

[0026] Ein solches Diffusionsverhalten ist selbstverständlich ungünstig, denn es würde dazu führen, dass während einer Wärmebehandlung und einer anschließenden Walzbehandlung sich die Kohlenstoffgehalte und damit die Härten ausgleichen.

[0027] Außerdem führt der hohe Kohlenstoffgehalt in einer der Lagen zu einer schwierigeren Verarbeitung in der Herstellung, hier insbesondere beim Kaltwalzen.

[0028] Aus der DE 10 2013 100 580 A1 ist ein Verfahren zum Herstellen eines als metallischer Verbundwerkstoff ausgeführten Flachprodukts, ein Stahlflachprodukt und eine Verwendung eines Stahlflachprodukts bekannt. Hierbei soll es ermöglicht sein, kostengünstig aus mindestens zwei Schichten unterschiedlicher metallischer Werkstoffe bestehende Flachprodukte zu erzeugen, bei denen einerseits ein optimaler Zusammenhalt und andererseits ein steter Übergang zwischen den Eigenschaften der Schichten gegeben ist. Hierzu wird ein Verbundwerkstoff aus zwei unterschiedlichen Metalllagen auf eine Warmumformtemperatur erwärmt und anschließend zu dem Flachprodukt warmumgeformt, wobei während des Warmumformens die räumliche Orientierung der Verbindungszone relativ zur ursprünglichen Längsachse des Verbundwerkstoffblocks beibehalten wird. Ein so erhaltenes Flachprodukt besitzt eine aus dem ersten Werkstoff bestehende Schicht und eine aus dem anderen Werkstoff bestehende Schicht sowie eine jeweils zwischen den Schichten vorhandene Verbindungszone, in der die Werkstoffe miteinander vermischt sind.

[0029] Aus der JP 05212404 A ist das Herstellen eines breiten Stahlblechbandes bekannt, welches ebenfalls warmgewalzt werden soll, wobei ebenfalls unterschiedliche Schichten vorhanden sein können.

[0030] Aufgabe der Erfindung ist es, ein Verfahren zu schaffen, mit dem ein insbesondere für das Press- und Formhärten geeigneter Stahlverbundwerkstoff geschaffen wird, bei dem die Eigenschaften der unterschiedlichen Lagen sich nicht angleichen und erst nach einer vergleichsweisen einfachen Herstellung eingestellt werden.

[0031] Die Aufgabe wird mit einem Verfahren mit den Merkmalen des Anspruchs 1 gelöst.

[0032] Vorteilhafte Weiterbildungen sind in den hiervon abhängigen Unteransprüchen gekennzeichnet.

[0033] Es wurde herausgefunden, dass unter ganz bestimmten Umständen eine Diffusion vom kohlenstoffärmeren Material in das kohlenstoffreichere Material stattfinden kann und damit eine kohlenstoffärmere Außenschicht noch duktiler gestaltet werden kann, während eine innere Schicht in den Randzonen noch härter ausgebildet werden kann. Diese Diffusion entgegen dem Konzentrationsgefälle wird nachfolgend auch als Bergaufdiffusion bezeichnet. Durch geeignete Materialkombinationen und Wärmebehandlungen kann in dieser Weise ein Verbundmaterial mit deutlich unterschiedlichen Eigenschaften hergestellt werden. Erfindungsgemäß wurde herausgefunden, dass das Verhalten, welches hier ausgenutzt werden soll, erheblich vom chemischen Potential der jeweiligen Stahlgüte abhängt. Das chemische Potential μ ist eine von Josiah Gibbs eingeführte thermodynamische Zustandsgröße mit der Einheit J/mol, also der Arbeit pro Stoffmenge.

[0034] Das Potential bzw. chemische Potential zwischen Materialien strebt danach ausgeglichen zu werden, so dass ein Diffusionsprozess freiwillig abläuft, wenn das chemische Potenzial am Anfang größer ist als das chemische Potential am Ende ($\mu_{\text{Anfang}} > \mu_{\text{Ende}}$).

[0035] Erfindungsgemäß werden die Stahlzusammensetzungen unabhängig vom Kohlenstoffgehalt so ausgesucht, dass eine Kohlenstoff-Bergaufdiffusion, also entgegen des Konzentrationsgefälles, ermöglicht wird. Das Potential insgesamt und für ein Element wird durch das Gefüge des Stahls, zusätzliche Werkstoffe und die Temperatur bestimmt. Den größten Einfluss auf das Potential jedoch hat das diffundierende Element an sich, so dass eine Bergaufdiffusion generell schwierig ist. Im vorliegenden Fall wird das Potential für Kohlenstoff durch Mangan, Titan und Chrom erhöht, während es durch Silizium erniedrigt wird.

[0036] Das chemische Potential einer Stahllegierung kann mit moderner Software für Legierungszusammensetzungen berechnet werden (z.B. MatCalc ® oder Thermocalc ®).

[0037] Dem entsprechend hat sich erfindungsgemäß herausgestellt, dass die möglichen Randwerkstoffe einen relativ geringen Kohlenstoffanteil besitzen sollen, um die Verarbeitbarkeit, sprich die Duktilität im Randbereich zu verbessern. Diese sollten wenig Mangan und Chrom enthalten und der Verlust von Kohlenstoff sollte wenig Einfluss auf die Festigkeit des Werkstoffs haben. Ferner ist es sinnvoll, wenn der Randwerkstoff wenige Legierungselemente enthält und damit ein so genannter mikrolegierter Stahl ist. Als geeignete Werkstoffe haben sich Stähle der folgenden Güten herausgestellt: 340LA; 420LA und bedingt 500LA.

[0038] Nicht geeignet sind hierbei IF- und ULC-Stähle, austenitische Stähle und Edelstähle.

[0039] Insbesondere sind Stähle mit den folgenden Zusammensetzungen bzw. Elementbereichen geeignet:

[0040] Für die Erfindung sind somit hoch härtbare manganhaltige Stähle dieser Legierungszusammensetzung geeignet (alle Angaben in Masse-%):

C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ti	B	N
[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]	[%]
0,20	0,18	2,01	0,0062	0,001	0,054	0,03	0,032	0,0030	0,0041

Rest Eisen und erschmelzungsbedingte Verunreinigungen,

wobei als Umwandlungsverzögerer in derartigen Stählen insbesondere die Legierungselemente Bor, Mangan, Kohlenstoff und optional Chrom und Molybdän verwendet werden.

[0041] Für die Erfindung sind insbesondere auch Stähle der allgemeinen Legierungszusammensetzung geeignet (alle Angaben in Masse-%):

Kohlenstoff (C)	0,08-0,6
Mangan (Mn)	0,8-3,0
Aluminium (Al)	0,01-0,07
Silizium (Si)	0,01-0,5
Chrom (Cr)	0,02-0,6
Titan (Ti)	0,01-0,08
Stickstoff (N)	< 0,02
Bor (B)	0,002-0,02
Phosphor (P)	< 0,01
Schwefel (S)	< 0,01
Molybdän (Mo)	< 1

Rest Eisen und erschmelzungsbedingte Verunreinigungen.

[0042] Insbesondere als geeignet erwiesen haben sich Stahlzusammensetzungen wie folgt (alle Angaben in Masse-%):

Kohlenstoff (C)	0,08-0,30
Mangan (Mn)	1,00- 3,00
Aluminium (Al)	0,03-0,06
Silizium (Si)	0,01-0,20
Chrom (Cr)	0,02-0,3
Titan (Ti)	0,03-0,04
Stickstoff (N)	< 0,007
Bor (B)	0,002-0,006
Phosphor(P)	< 0,01
Schwefel (S)	< 0,01
Molybdän (Mo)	< 1

Rest Eisen und erschmelzungsbedingte Verunreinigungen.

[0043] Als Partnermaterial für die zuvor genannten hoch härtbaren Bor-Mangan-Stähle sind sogenannte mikrolegierte Stähle geeignet, ein beispielhaftes Legierungsfenster für diese mikrolegierte Stähle sieht wie folgt aus (auch hier jeweils Masseprozent):

Kohlenstoff (C)	0,02-0,12
Mangan (Mn)	0,2-1,2
Aluminium (Al)	0,01-0,07
Silizium (Si)	< 0,5
Chrom (Cr)	< 0,3
Titan (Ti) + Niob (Nb)	0,01-0,15
Stickstoff (N)	< 0,02
Bor (B)	< 0,02
Phosphor(P)	< 0,01
Schwefel (S)	< 0,01
Molybdän (Mo)	< 1

[0044] Bezüglich der Kombinierbarkeit der Stahlwerkstoffe und der Glühtemperaturen wird erfindungsgemäß nur eine Werkstoffkombination verwendet, bei der die gewünschten Potenzialgefälle zwischen den am Rand verwendeten Materialien und dem im Kern verwendeten Material vorhanden sind.

[0045] Die Glühtemperatur muss hierbei so gewählt werden, dass vergleichbare Diffusionslängen erzeugt werden. Hierfür ist es notwendig, ähnliche Gefüge vorliegen zu haben. Es hat sich herausgestellt, dass es sinnvoll ist, hohe Diffusionswerte für Kohlenstoff einzustellen, jedoch nicht für die Gitteratome. Somit sind die Glühtemperaturen dann besonders geeignet, wenn sie so hoch sind, dass der Werkstoff noch ferritisch ist, das bedeutet, knapp unter Ac_1 der jeweiligen Stahllegierung. Bei üblichen borlegierten Stählen und mikrolegierten Stählen sind dies Temperaturen zwischen 670 und 700°C.

[0046] Mit einer solchen Glühtemperatur und dem entsprechenden Potenzialgefälle wird zwischen den verwendeten Stahlsorten eine sehr klare Grenze in der Kohlenstoffverteilung erreicht, d.h., das äußere Material verarmt zum inneren Material hin sehr stark an Kohlenstoff, während direkt an der Grenzfläche zwischen dem äußeren und dem inneren Material das innere Material einen sehr hohen Kohlenstoffanteil besitzt. Ist dies nicht gewünscht bzw. soll die Kohlenstoffverteilung etwas harmonischer bzw. kontinuierlicher sein, kann auch eine höhere Temperatur gewählt werden, bzw. länger geglüh werden. Auch dem Glühprozess vorangegangene Temperaturbehandlungen haben einen Einfluss

[0047] Die Temperaturbehandlung kann zu einem kontinuierlicheren Übergang auch über AC_1 eingestellt werden, jedoch hat sich herausgestellt, dass sich das chemische Potential für C vor AC_3 meist umdreht und somit keine Bergaufdiffusion mehr statt findet. Es ergibt sich somit abhängig von der exakten Legierungszusammensetzung beider Ausgangswerkstoffe eine obere Grenze von ca. 850°C

[0048] Bei den genannten Temperaturen ist es generell sinnvoll, eine Potenzialdifferenz von mindestens 500 J/mol, vorzugsweise 1000 J/mol, weiter bevorzugt 2000 J/mol zu wählen, um eine merkbare Diffusion zu erzielen.

[0049] Bezüglich der Dickenverhältnisse und Dickenbereiche sollten die beiden äußeren Bleche jeweils maximal 25% der Gesamtverbunddicke aufweisen, bevorzugt weniger 10%, besonders bevorzugt weniger als 5%.

[0050] Der Effekt der Entkohlung bzw. Aufkohlung wird im Außenbereich des Verbundes am meisten und zeichnet sich vorzugsweise dadurch aus, dass die gesamte Dicke der äußeren Bleche entsprechend durchgängig entkohlt bzw. aufgekohlt ist.

[0051] Hierbei korreliert die Glühdauer für die vollständige Diffusion mit der Dicke des Verbundes, wobei angemerkt wird, dass erst der vollständig gewalzte Verbund dementsprechend diffusionsgeglüht wird.

[0052] Der gesamte Verbund besitzt eine Dicke zwischen 0,5 und 5 mm, bevorzugt 0,5 bis 3 mm. Hierbei beträgt eine Entkohlungsschicht außen 0,7 bis 2 mm bzw. eine Aufkohlungsschicht außen 0,5 bis 1,5 mm.

[0053] Bei der Erfindung ist von Vorteil, dass durch die Einstellung des chemischen Potentials der Außenschicht und einer Kernschicht bzw. Innenschicht einerseits und die passenden Glühtemperaturen andererseits eine Bergaufdiffusion erreicht wird, die bewirkt, dass die Randschichten zu Gunsten der zentralen Schicht entkohlt werden.

[0054] Selbstverständlich ist der beschriebene Aufbau A-B-A auch umkehrbar in B-A-B.

[0055] Dies bedeutet, dass unter den vorgenannten Voraussetzungen die Ränder aufgekohlt werden, das heißt härter werden und in der Mitte ein Material verwendet wird, das eher dazu neigt, seinen Kohlenstoff an die äußeren Schichten abzugeben. Somit würde hierdurch ein im Kern duktileres Material erzielt, welches in den Außenbereichen härter ist.

[0056] Die Erfindung wird anhand einer Zeichnung beispielhaft erläutert. Es zeigen dabei:

Fig. 1 die chemischen Potentiale für unterschiedliche Werkstoffe;

Fig. 2a-2p die Kohlenstoffverteilung in erfindungsgemäßen Verbundwerkstoffen im Ausgangszustand und nach der erfindungsgemäßen Glühbehandlung;

Fig. 3a-3c ein dreischichtiger Blechaufbau nach dem Stand der Technik mit der entsprechenden Kohlenstoffverteilung.

[0057] Aus den **Fig. 3a** bis **Fig. 3c** erkennt man, dass im Stand der Technik ein Werkstoff erzeugt wurde, der dünne äußere Bereiche besitzt, die aus einem hoch-kohlenstoffhaltigen Stahlmaterial bestehen, während der Innenbereich aus einem sogenannten Low Carbon Steel besteht.

[0058] Hierbei machen die Randbereiche etwa 10% der Dicke aus jeweils, während der Zentralbereich etwa 80% der Dicke ausmacht.

[0059] Man erkennt die in **Fig. 3a** die zu erwartende Kohlenstoffdiffusion zwischen dem hoch-kohlenstoffhaltigen Stahl im Randbereich und dem Low Carbon Steel im inneren Bereich, wobei über eine Breite von 60 Mikrometern ein Kohlenstoffabfall, und damit auch ein Härteabfall, zu beobachten ist.

[0060] Bei erfindungsgemäßen Ausgestaltungen (**Fig. 2a-Fig. 2p**) erkennt man, dass beispielsweise bei einer Materialpaarung 340LA außen und 29MnB6 innen der Kohlenstoffgehalt im Ausgangszustand (punktierte Linien) scharf abgegrenzt unterschiedlich ist, wobei der Kohlenstoffgehalt im Kernbereich etwa drei Mal so hoch ist wie im Randbereich.

[0061] Nachdem dieses Material gewalzt ist und im Coil bei 680°C für 10 Stunden geglüht wurde, ergeben sich die Werte nach den durchgezogenen Linien. Man erkennt, dass die Randbereiche nahezu vollständig entkohlt sind, während der Kohlenstoffgehalt im Randbereich des zentralen Materials nahezu verdoppelt wurde, und dann zum Inneren hin abfällt. Somit ist der Kohlenstoff aus dem kohlenstoffärmeren Material bergauf in das kohlenstoffreichere Material diffundiert. In gleicher Weise verhält sich gegebenenfalls etwas abgeschwächt die Diffusion bei unterschiedlichen Materialkombinationen (**Fig. 2c, Fig. 2b**), bei denen ebenfalls in gleicherweise geglüht wurde, jedoch das Innenmaterial zu 34MnB5 (**Fig. 2b**) und 22 MnB5 (**Fig. 2c**) variiert wurde. Die Effekte sind in gleicher Weise sichtbar, auch wenn die absoluten Kohlenstoffgehalte gegebenenfalls etwas variieren.

[0062] Ein Extremfall ist in **Fig. 2d** gezeigt, bei der das chemische Potenzial zwischen dem Randmaterial 500 LA und dem Kernmaterial 22MnB5 nicht ausreicht, um bei vorgegebener Glühtemperatur den erfindungsgemäßen Effekt zu erzielen. Noch extremer ist dies bei der Materialpaarung in Figur **2E**, bei der ein 340LA im Randbereich und ein 29MnB6 im Kernbereich eingesetzt wurden und nach dem Glühen einer Angleichung der Kohlenstoffgehalt stattgefunden hat, also das Gegenteil dessen, was gewünscht wird.

[0063] Auch bei der Materialpaarung in **Fig. 2f** wird nicht der erfindungsgemäße Effekt erreicht.

[0064] Dies trifft auch für die Materialpaarung in den **Fig. 2g** und **Fig. 2h** zu, bei der IF-Stähle und Bor-Mangan-Stähle kombiniert wurden, bei denen es nicht zu den gewünschten Effekten kommt.

[0065] Bei etwas höheren Glühtemperaturen und der Materialkombination 500LA 22MnB5 kommt es sogar zu einer Kohlenstoffverarmung des kohlenstoffreicheren Materials und zu einer Randaufkohlung.

[0066] Wird das chemische Potential jedoch wieder weiter gespreizt, beispielsweise bei der Verwendung eines 500LA im Randbereich und eines 39MnCrB6-2 erhält man wieder den erfindungsgemäßen Effekt.

[0067] Dies betrifft auch die Kombination 340LA 22MnB5 und 340 LA 22MnB5 bei 800 und 680°C Glühtemperatur.

[0068] Fig. 2o ist eine Materialkombination aus 22MnB5 im Randbereich und 340LA im Kernbereich gezeigt, d.h., eine Kombination von härtbarem Stahl außen und weicherem Stahl innen. Hierbei erkennt man die Kohlenstoffdifferenz zwischen dem äußeren und dem inneren Material im Ausgangszustand (punktierte Linie) und nach 20 Stunden Glühen bei 680°C. Hierbei ist das zentrale Material in den äußeren Bereichen nahezu vollständig entkohlt, während das kohlenstoffreichere Material in den Randbereichen fast auf den dreifachen Wert aufgekohlt wurde.

[0069] Die unterschiedlichen chemischen Potenziale für unterschiedliche Werkstoffe und bei unterschiedlichen Temperaturen sind in Fig. 1 dargestellt, wobei hierbei erkennbar ist, dass bis zu den entsprechenden Glühtemperaturen ein Potenzialunterschied vorhanden sein sollte und insbesondere Materialien, bei denen das Potenzial bei steigenden Temperaturen sehr stark abfällt oder andere Linien kreuzt, nicht geeignet ist, weil es so zu sagen seine Potenzialeigenschaften während des Glühens ändert.

[0070] Erfindungsgemäß können somit über eine geeignete Materialauswahl und geeignete Glühtemperaturen die Differenzen im Kohlenstoffgehalt zwischen zwei aneinander angrenzenden Stahlmaterialien noch verstärkt werden, so dass durch eine Bergaufdiffusion gezielt Einfluss auf die Materialien genommen werden kann und damit ein Stahlverbund erzeugt werden kann, der stark unterschiedliche Eigenschaften besitzt.

[0071] Der erfindungsgemäß erzeugte Verbund kann press- oder formgehärtet werden, wobei das dadurch erzeugte Bauteil insbesondere ein Karosseriebauteil für Kraftfahrzeuge und insbesondere ein Strukturbauteil wie eine A-, B- oder C-Säule, ein Längs- oder Querträger oder dergleichen ist.

Patentansprüche

1. Verfahren zum Erzeugen eines Stahlverbundes, wobei mindestens zwei Stahlbleche, die aus unterschiedlichen Stahlgüten bestehen, aufeinandergelegt und miteinander warmgewalzt werden und nachfolgend gegebenenfalls kaltgewalzt werden, wobei anschließend an das Walzen der dadurch erzielte Verbundwerkstoff aus zumindest zwei Schichten mit unterschiedlicher Stahlzusammensetzung diffusionsgeglüht wird, **dadurch gekennzeichnet**, dass die Glühtemperatur so eingestellt wird, dass das chemische Potential der Stahlwerkstoffe so ausgewählt wird, dass die folgende Gleichung gilt:

$$\mu_{C, \text{Werkstoff 1}} > \mu_{C, \text{Werkstoff 2}},$$

wobei der Werkstoff 1 einen niedrigeren Kohlenstoffgehalt besitzt als der Werkstoff 2, so dass eine Kohlenstoff-Bergaufdiffusion zwischen Werkstoff 1 und Werkstoff 2 stattfindet.

2. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet**, dass das Diffusionsglühen unter der niedrigsten Ac1 Temperatur der verwendeten Stahlwerkstoffe, bei Temperaturen von 650 bis 720°C, bevorzugt 670 bis 700°C stattfindet.

3. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet**, dass das chemische Potenzialdifferenz der beiden Werkstoffe bei der Glühtemperatur größer als 500 J/mol, vorzugsweise 1000 J/mol, weiter bevorzugt größer 2000 J/mol ist.

4. Verfahren nach einem der vorhergehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet**, dass drei Stahlbleche miteinander verwalzt werden, wobei das zentrale Stahlmaterial ein zu den äußeren Stahlmaterialien unterschiedlichen Kohlenstoffgehalt und ein unterschiedliches chemisches Potenzial besitzt.

5. Verfahren nach einem der vorhergehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet**, dass die äußeren Bereiche eine Gesamtdicke von 25%, vorzugsweise kleiner 10%, weiter bevorzugt 5% der Dicke des gesamten Stahlblechs ausmachen.

6. Verfahren nach einem der vorhergehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet**, dass mindestens eine Seite des Verbundes eine metallische Beschichtung mit Aluminium oder einer Legierung enthaltend im Wesentlichen Aluminium oder einer Legierung aus Aluminium und Zink und/oder einer anderen Zinklegierung enthaltend im Wesentlichen Zink und/oder Zink und/oder anderen Überzugsmetallen erfährt.

7. Verfahren nach einem der vorhergehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Stahlverbund aus zwei, drei oder vier oder mehr unterschiedlichen Stahlwerkstoffen gewalzt wird, wobei der Stahlverbund mit drei, vier, fünf oder mehr Schichten ausgebildet ist.

8. Stahlblechverbund hergestellt nach einem der Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 7, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Verbund press- oder formgehärtet ist, wobei die weicheren Bleeschichten nach dem Press- oder Formhärten des Verbunds eine Zugfestigkeit R_m von 0,3 bis 0,7 GPa entwickeln und die härteren Bleeschichten eine Zugfestigkeit R_m zwischen 1 GPa und 2,5 GPa entwickeln.

9. Stahlblechverbund nach Anspruch 8, **dadurch gekennzeichnet**, dass der Stahlblechverbund weichere Stahlsorten außen und eine härtere Stahlsorte dazwischen oder umgekehrt besitzt.

10. Verwendung eines Stahlblechverbunds nach Anspruch 8 oder 9 zum Herstellen partiell bezüglich der Dicke pressgehärteter oder formgehärteter Bauteile, bei denen das Bauteil kalt umgeformt austenitisiert und anschließend abschreckgehärtet wird oder austenitisiert, umgeformt und abschreckgehärtet wird

11. Gehärtetes Bauteil aus einem Stahlblechverbund nach Anspruch 8 oder 9, hergestellt mit einem Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 7 ,

Es folgen 21 Seiten Zeichnungen

Anhängende Zeichnungen

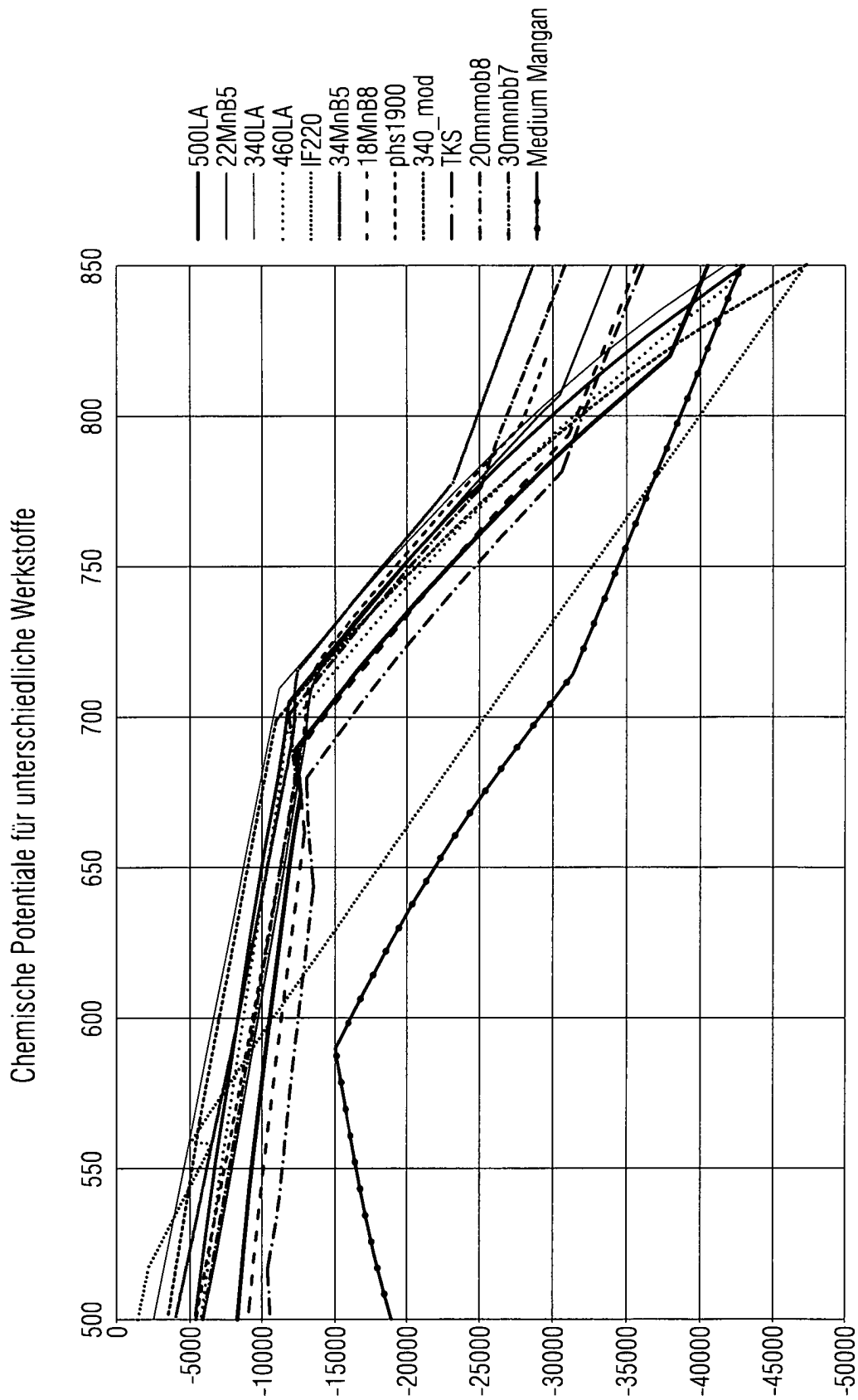
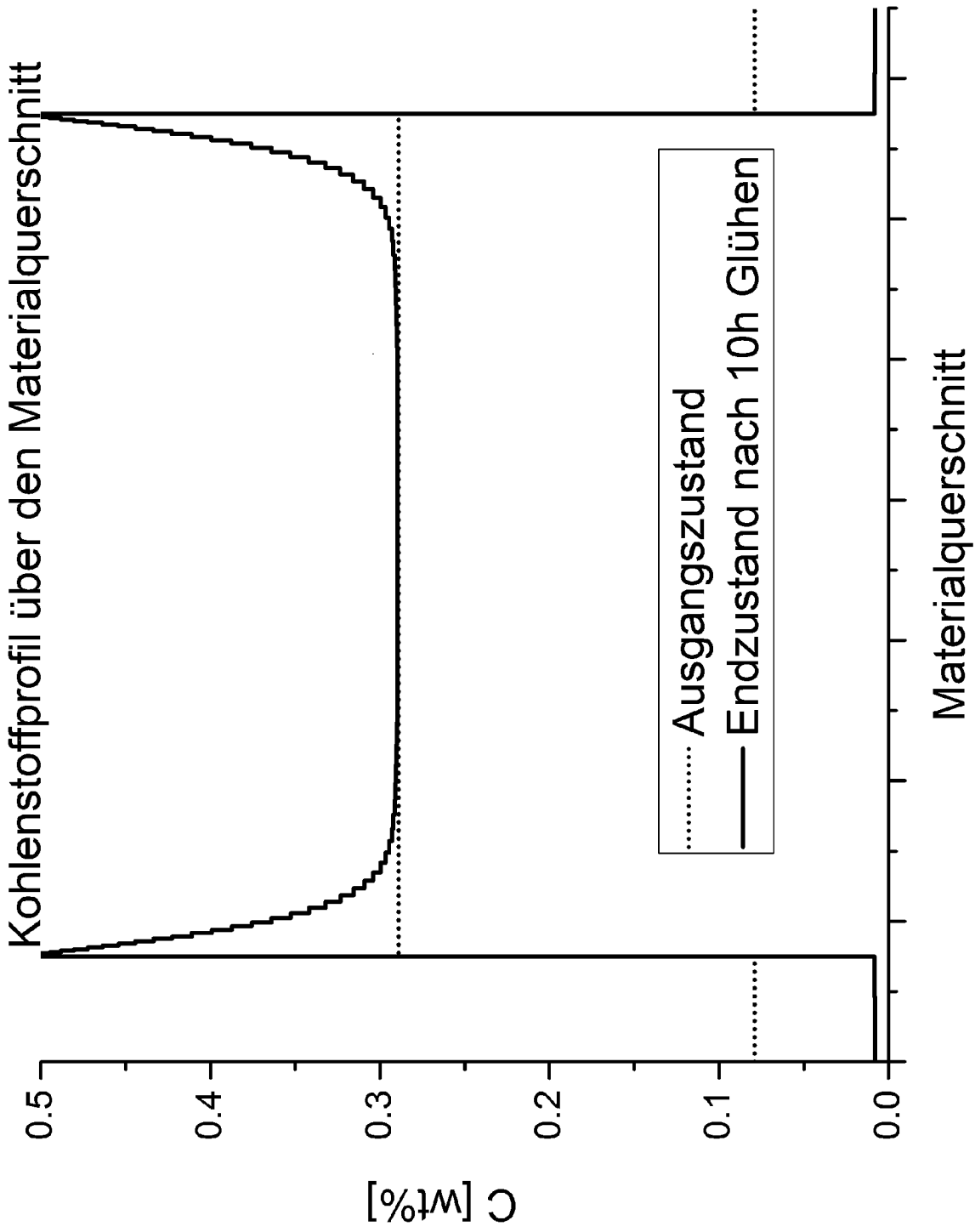


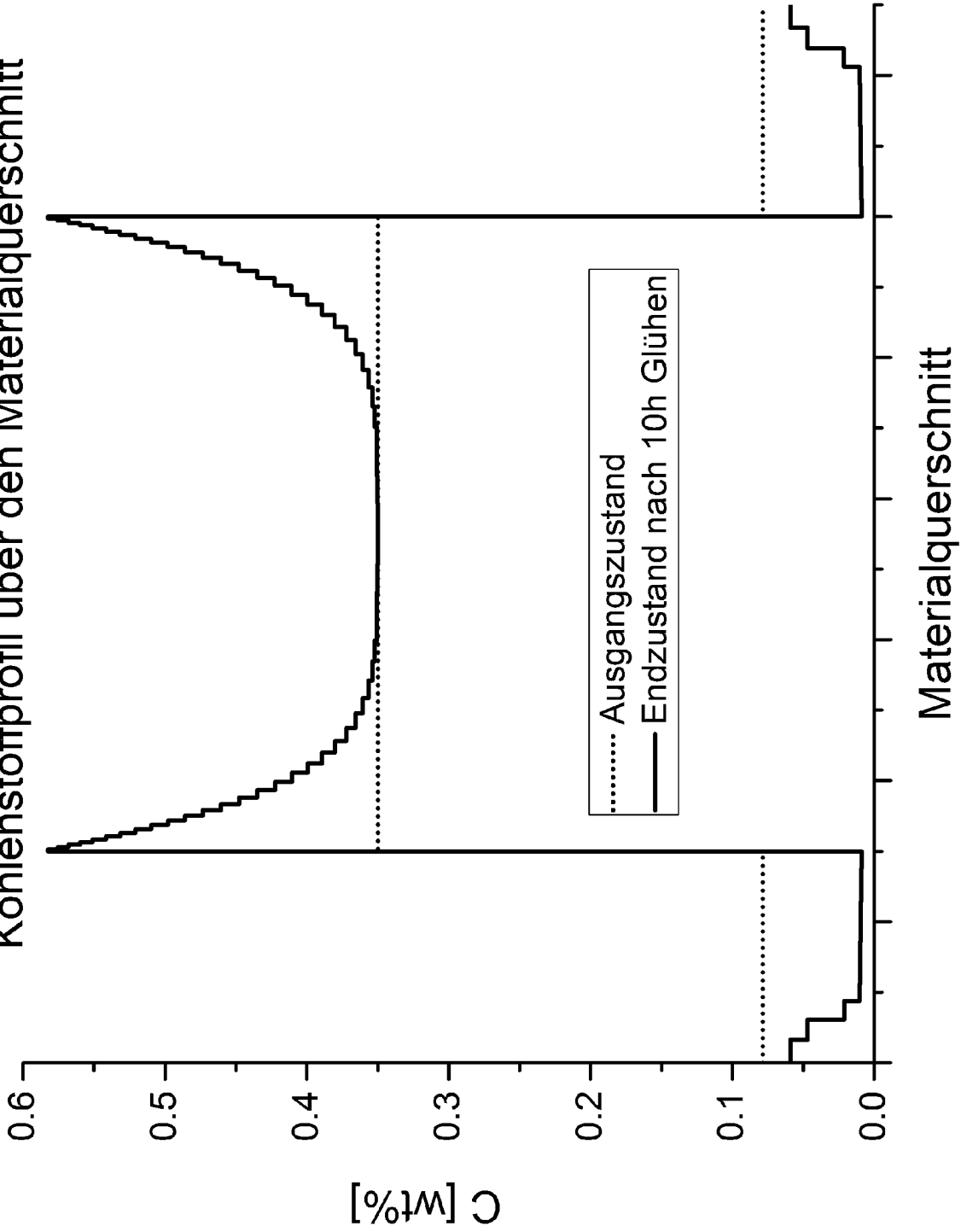
FIG. 1



3401a_29MnB6; 680°C 10h

Figur 2A

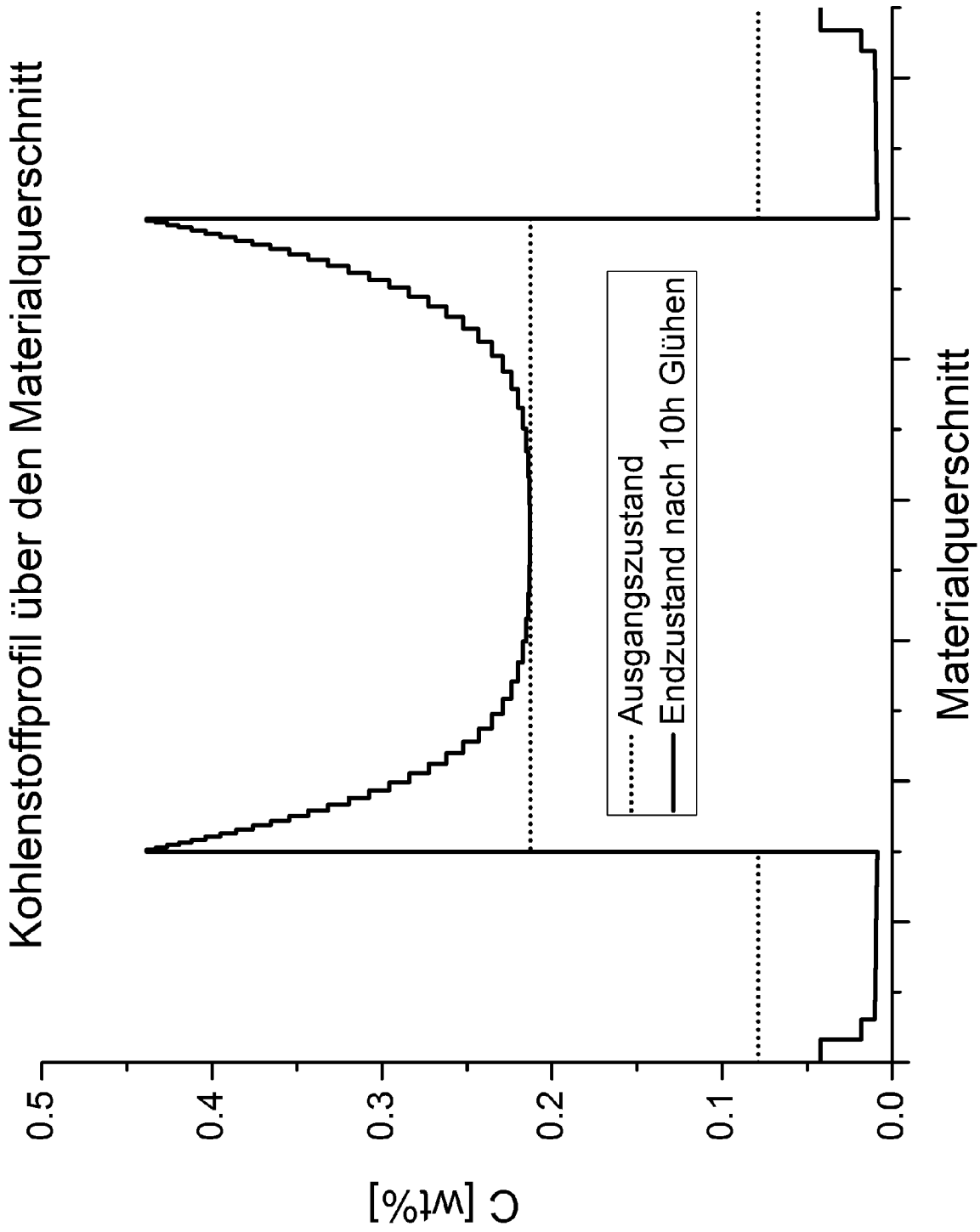
Kohlenstoffprofil über den Materialquerschnitt



340LA-34MnB5; 680°C 10h

Figur 2B

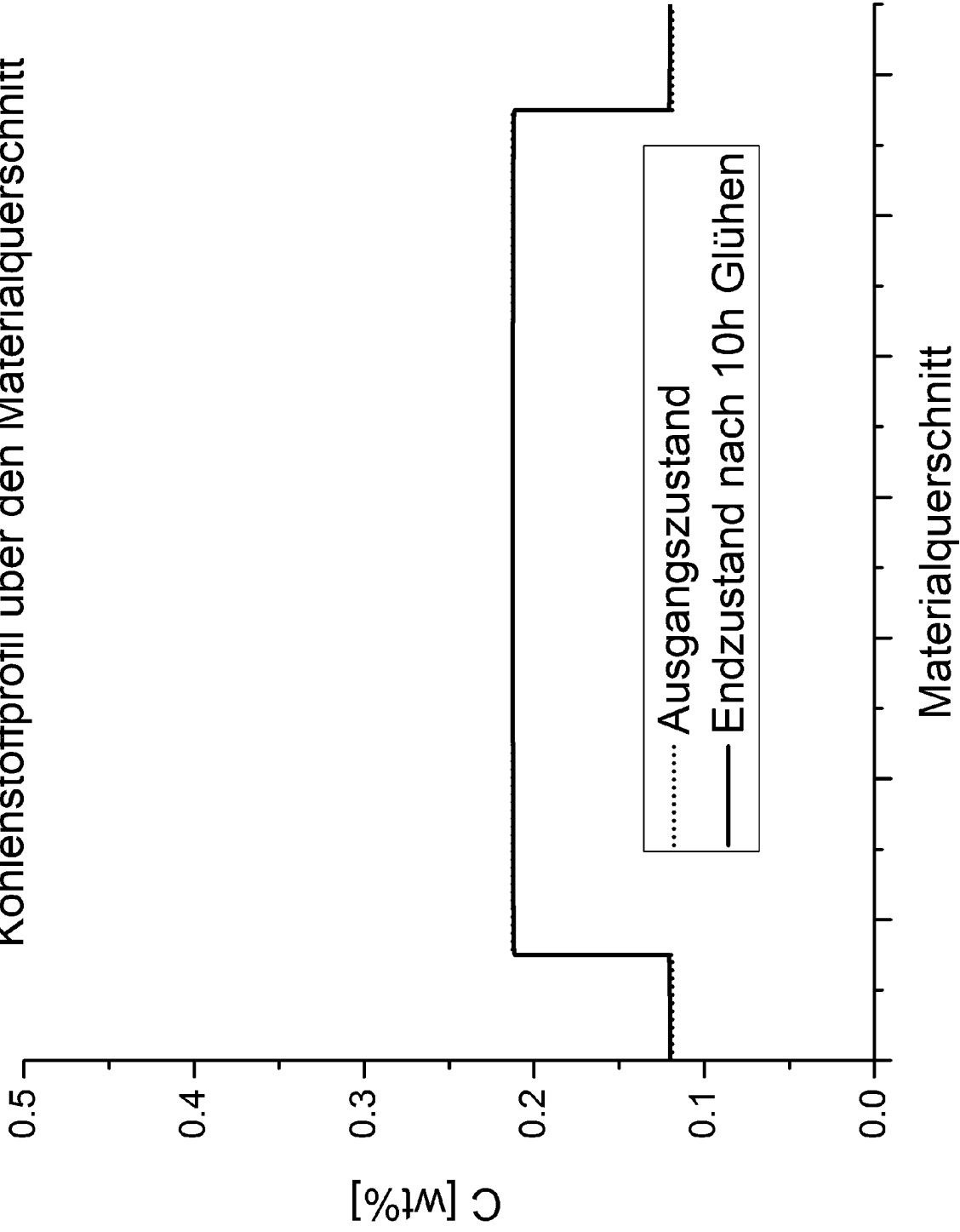
Kohlenstoffprofil über den Materialquerschnitt



340LA-22MnB5; 680°C 10h

Figur 2C

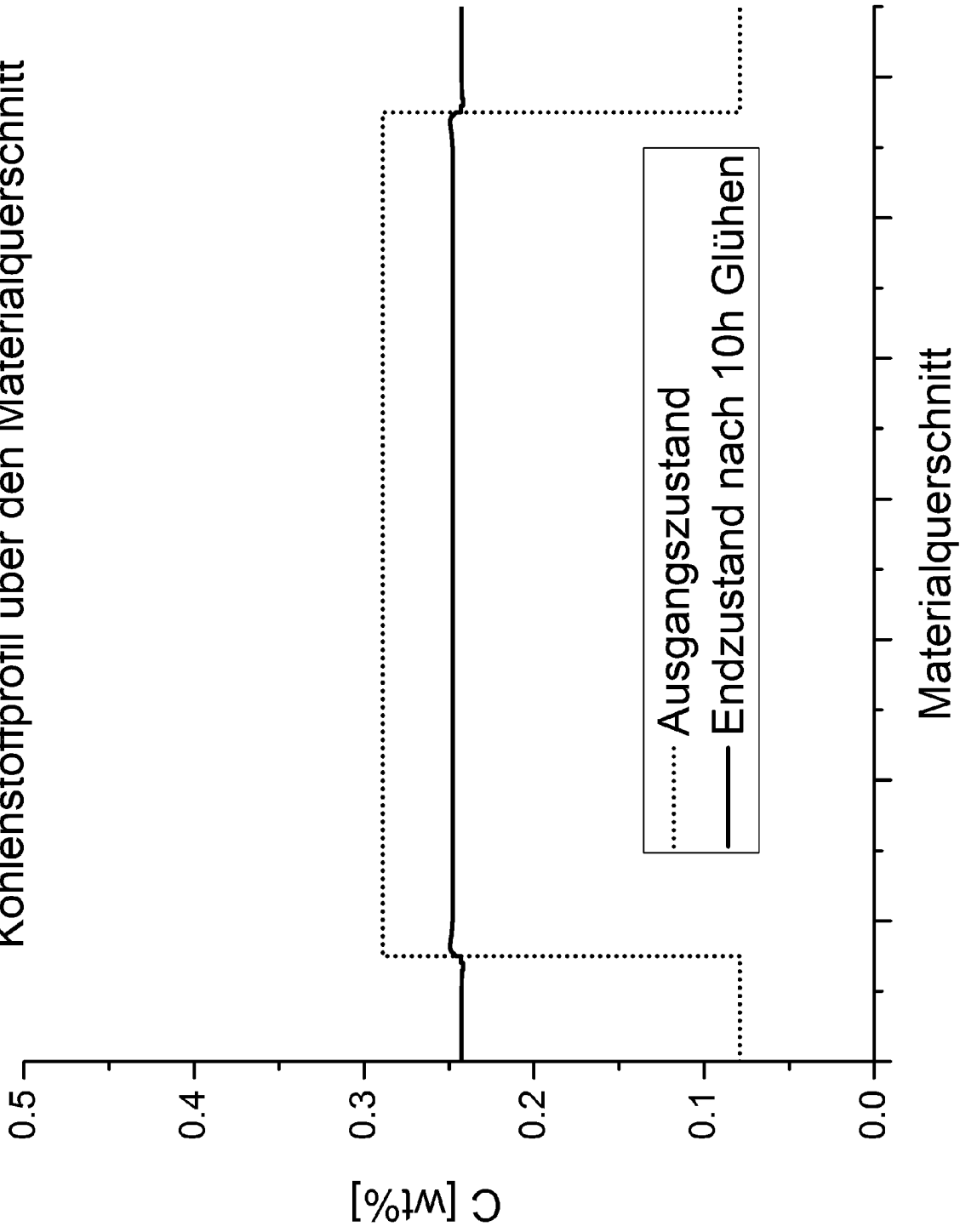
Kohlenstoffprofil über den Materialquerschnitt



500LA_22MnB5; 680°C 10h

Figur 2D

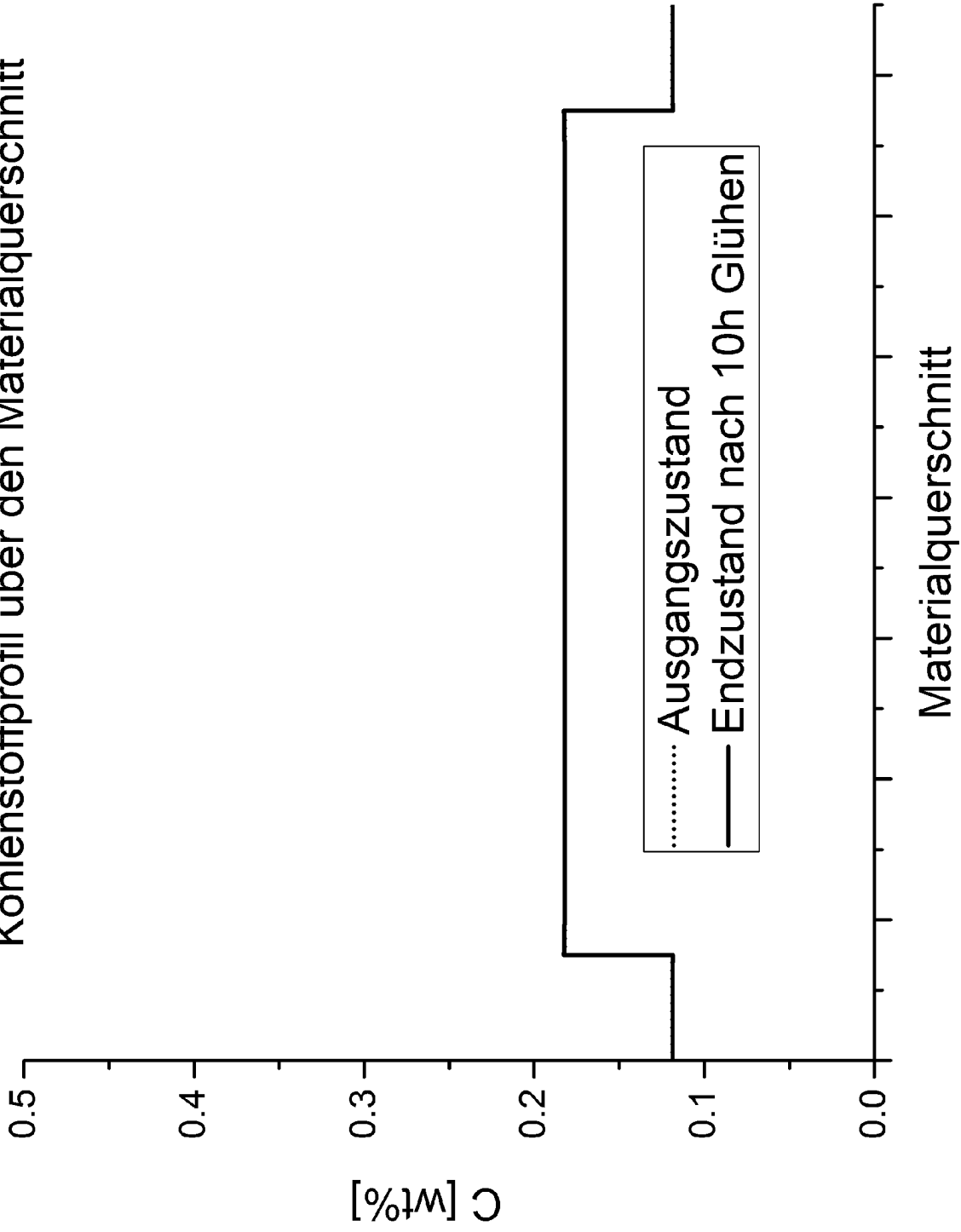
Kohlenstoffprofil über den Materialquerschnitt



340LA-29MnB6; 850°C · 10h

Figur 2E

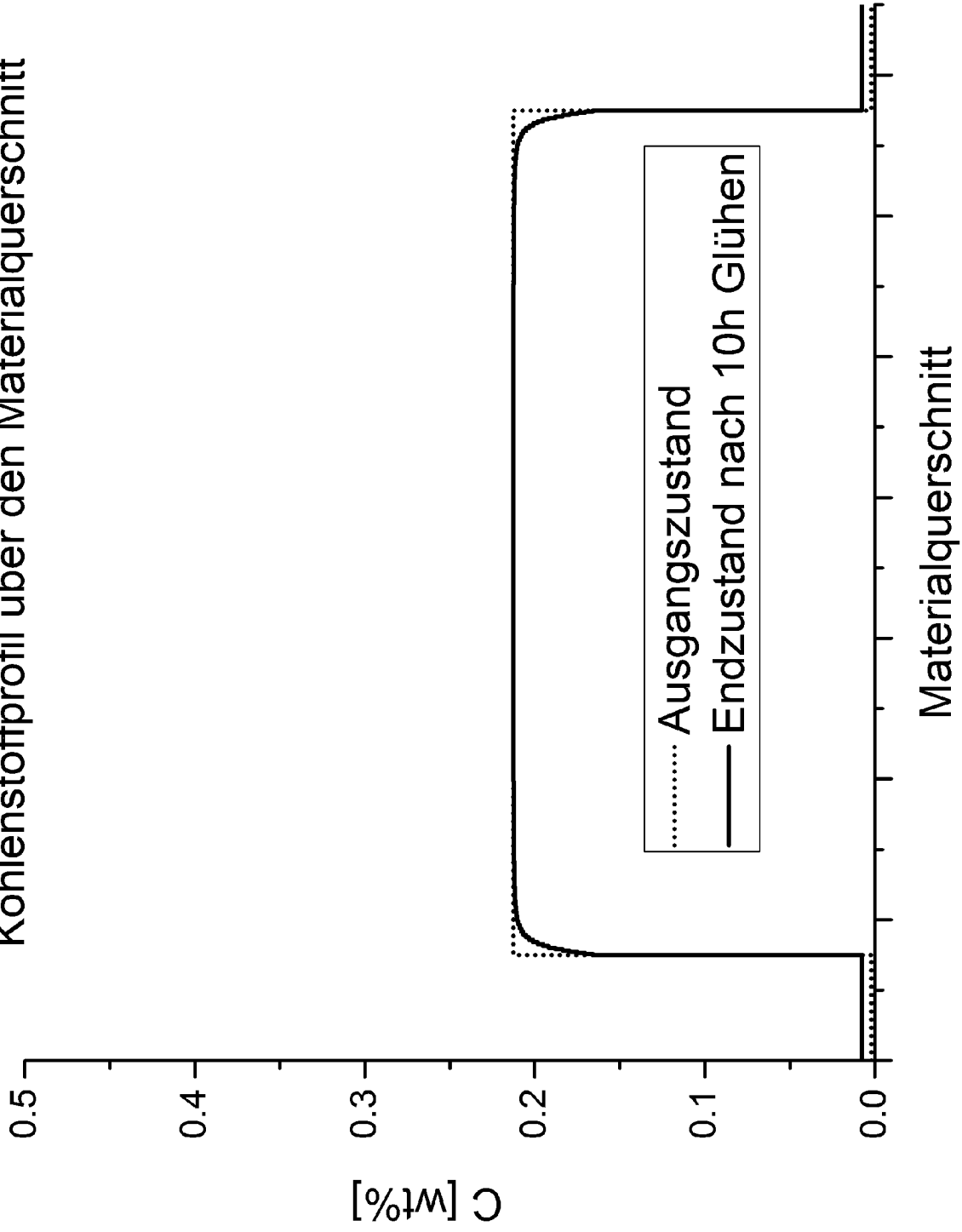
Kohlenstoffprofil über den Materialquerschnitt



500LA-20MnB8; 680°C 10h

Figur 2F

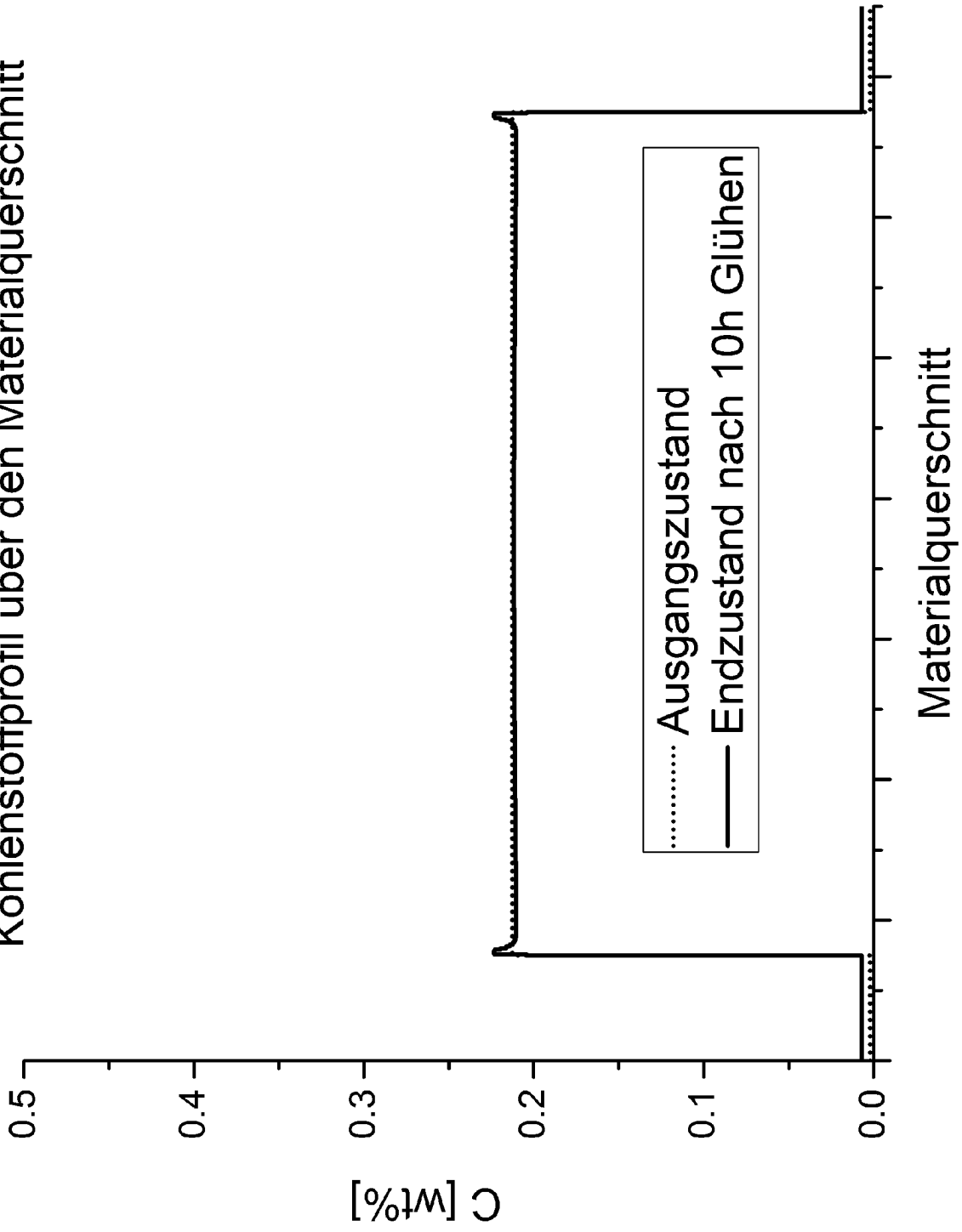
Kohlenstoffprofil über den Materialquerschnitt



IF180-22MnB5; 680°C 10h

Figur 2G

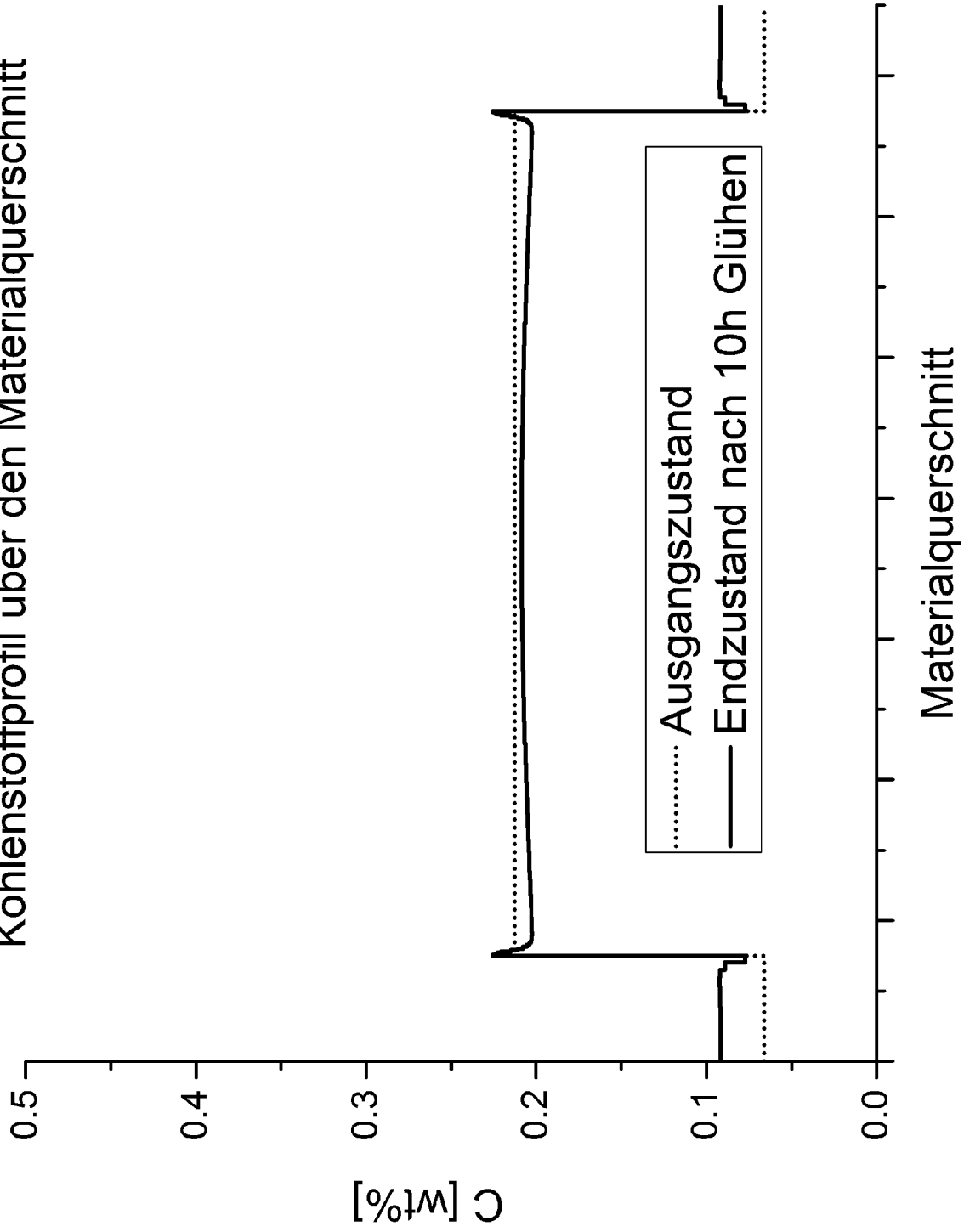
Kohlenstoffprofil über den Materialquerschnitt



IF180-22MnB5; 800°C 10h

Figur 2H

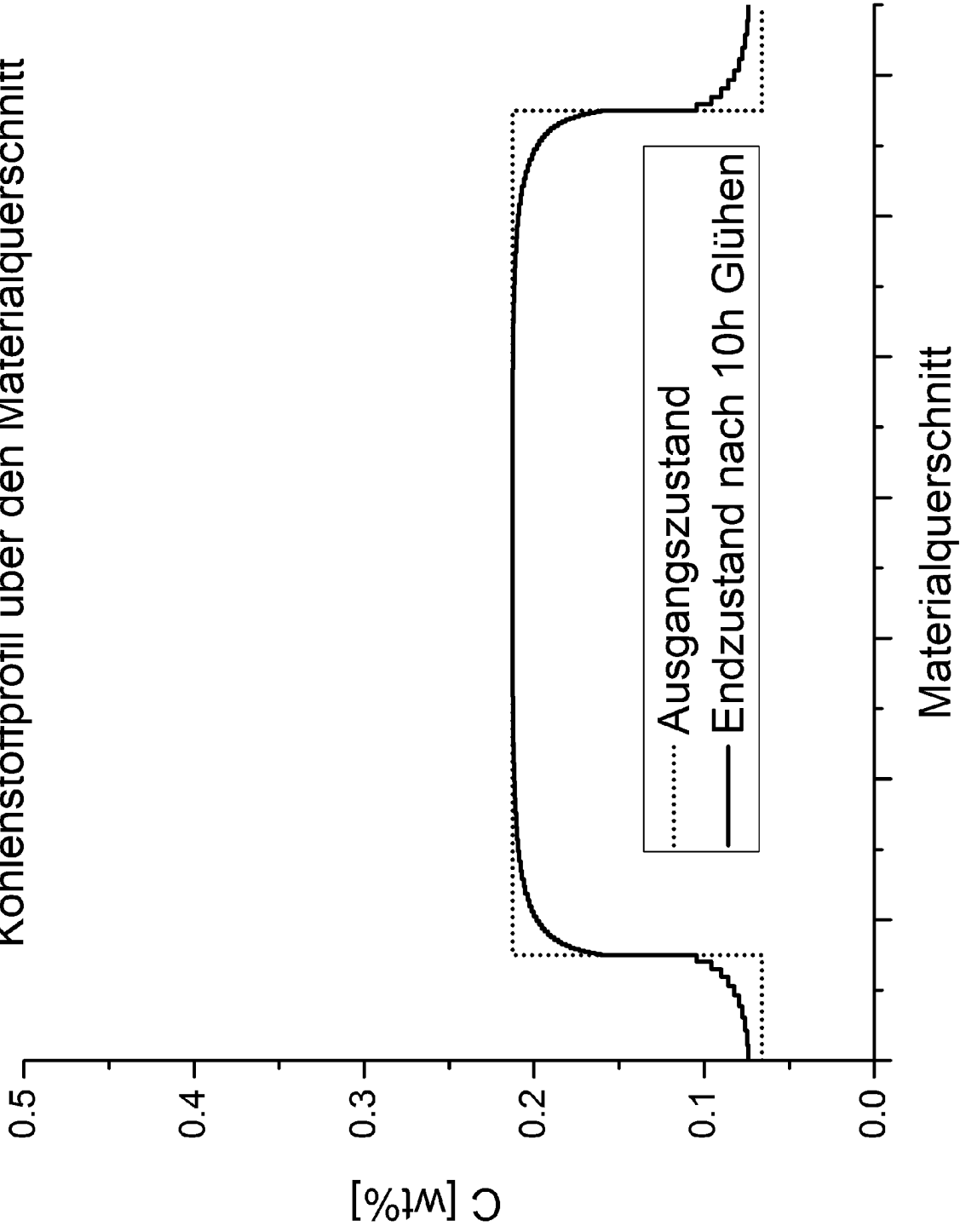
Kohlenstoffprofil über den Materialquerschnitt



420LA-22MnB5; 800°C 10h

Figur 2I

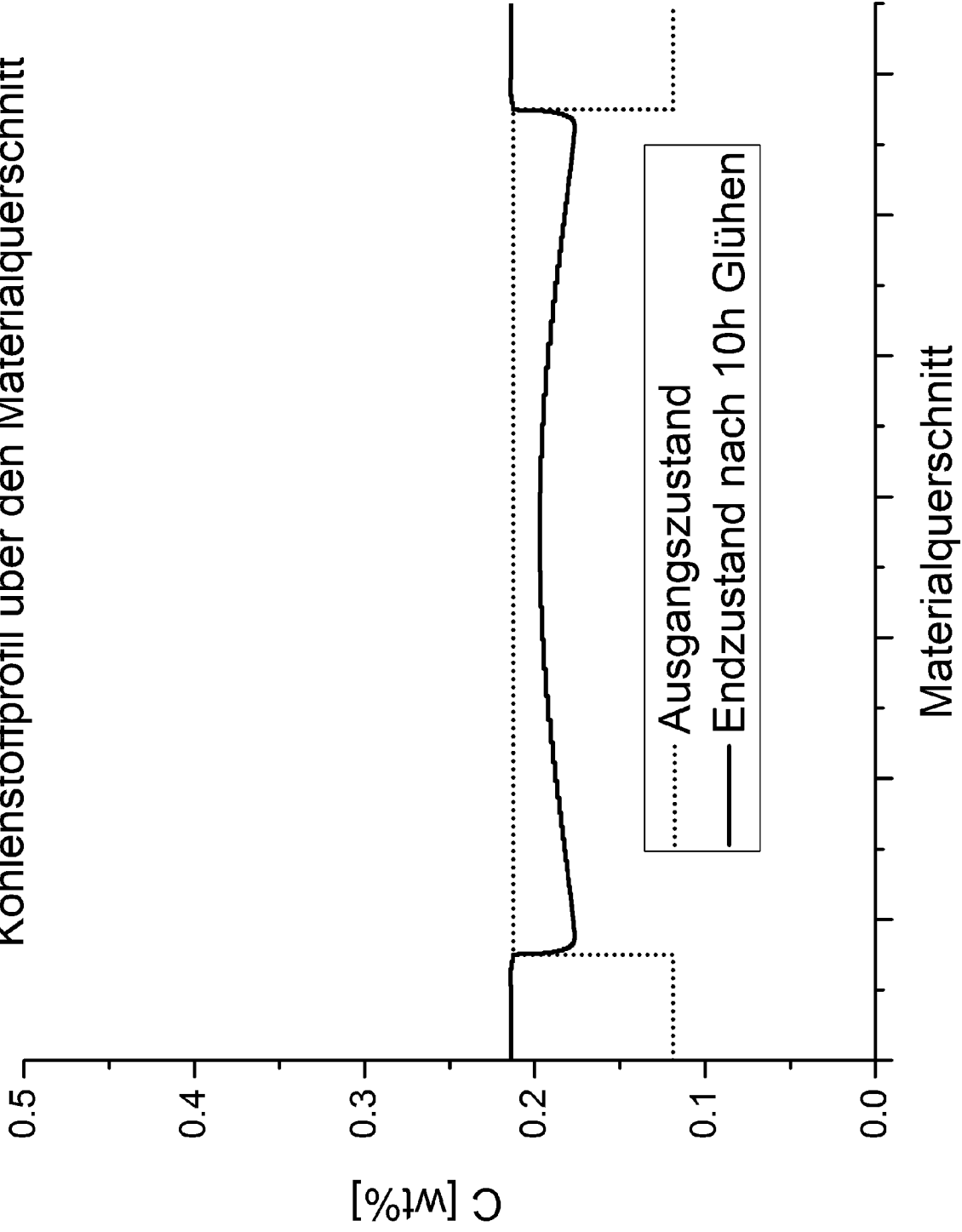
Kohlenstoffprofil über den Materialquerschnitt



420LA-22MnB5; 680°C 10h

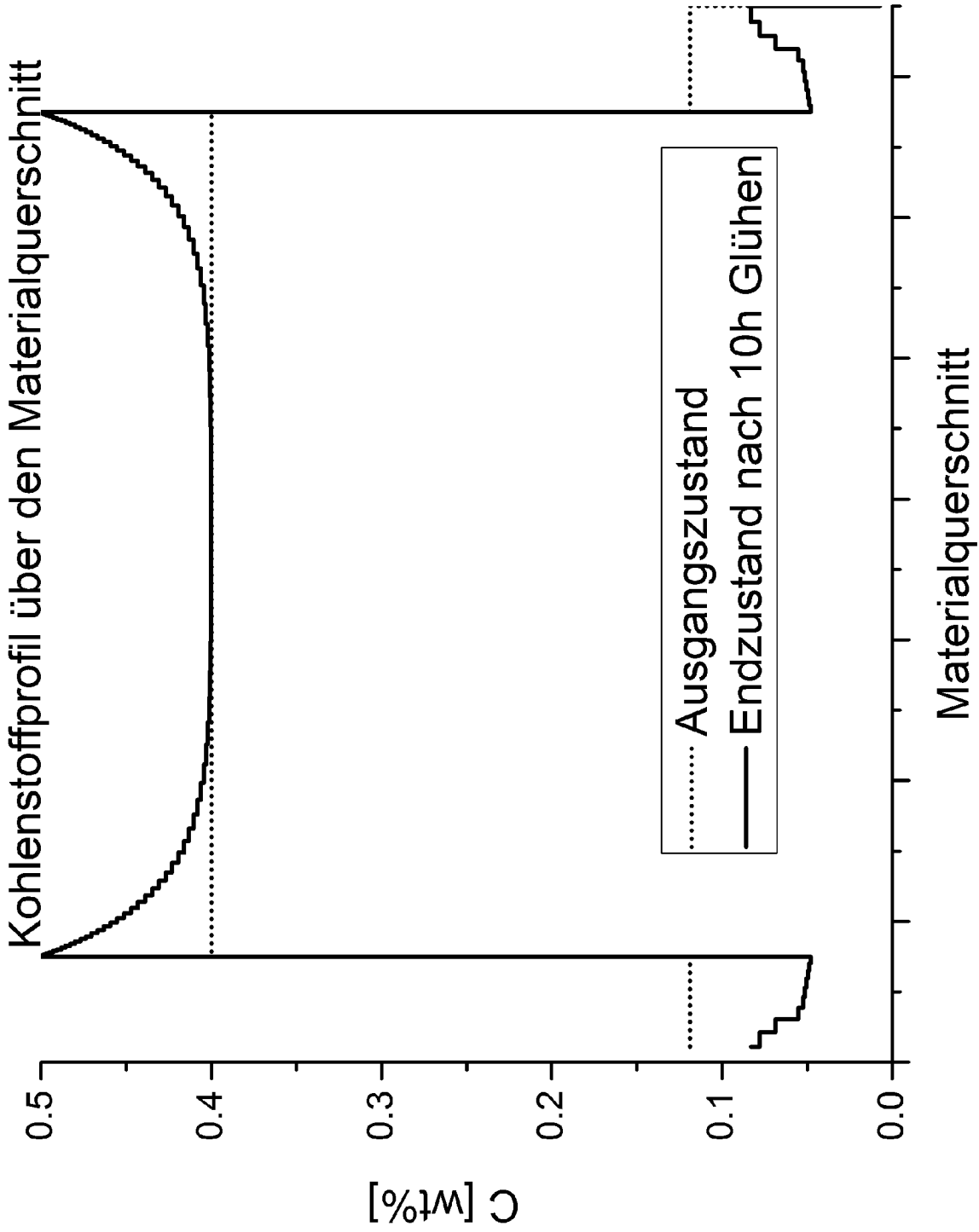
Figur 2J

Kohlenstoffprofil über den Materialquerschnitt



500LA_22MnB5; 800°C 10h

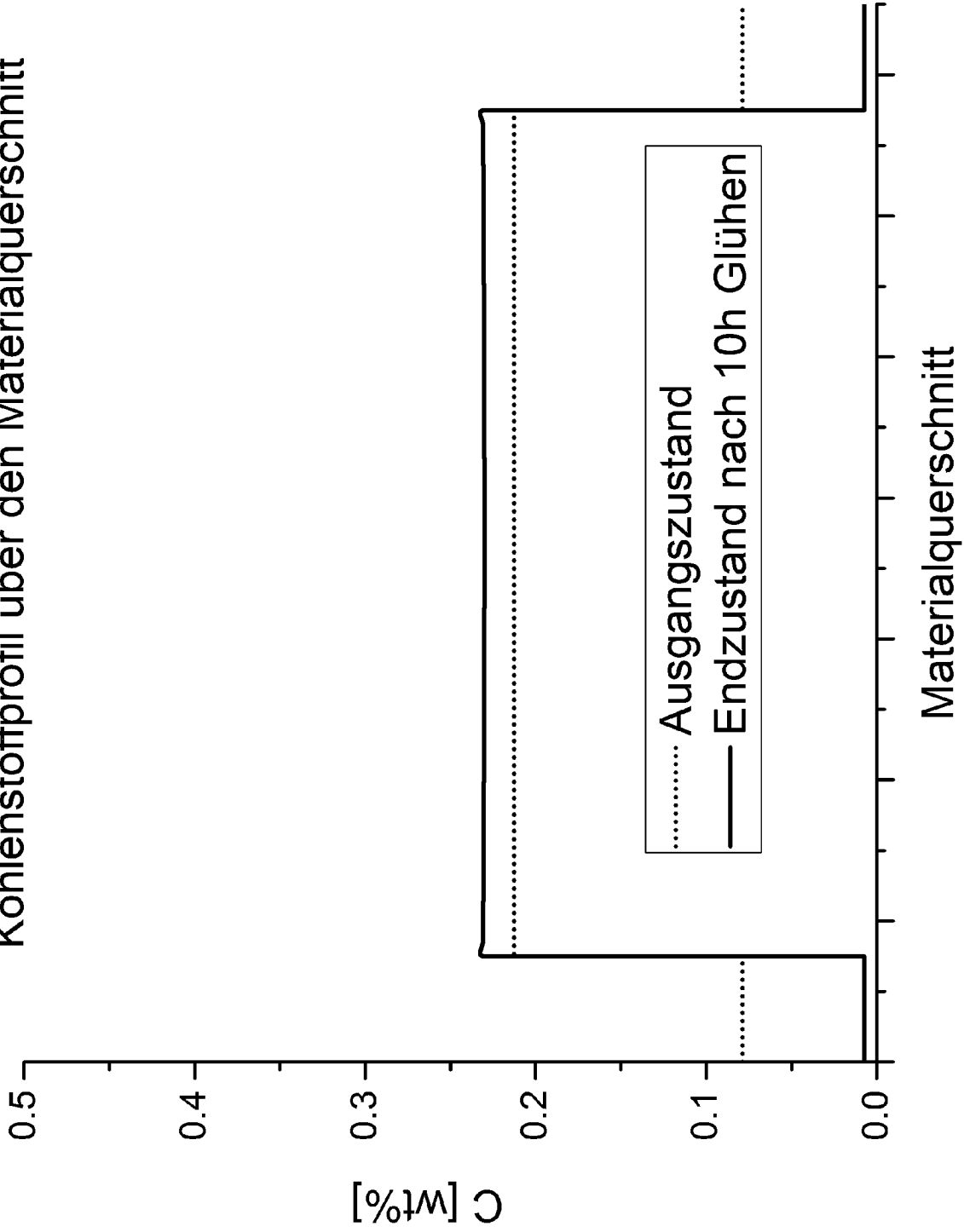
Figur 2K



500LA_39MnCrB6-2; 680°C 10h

Figur 2L

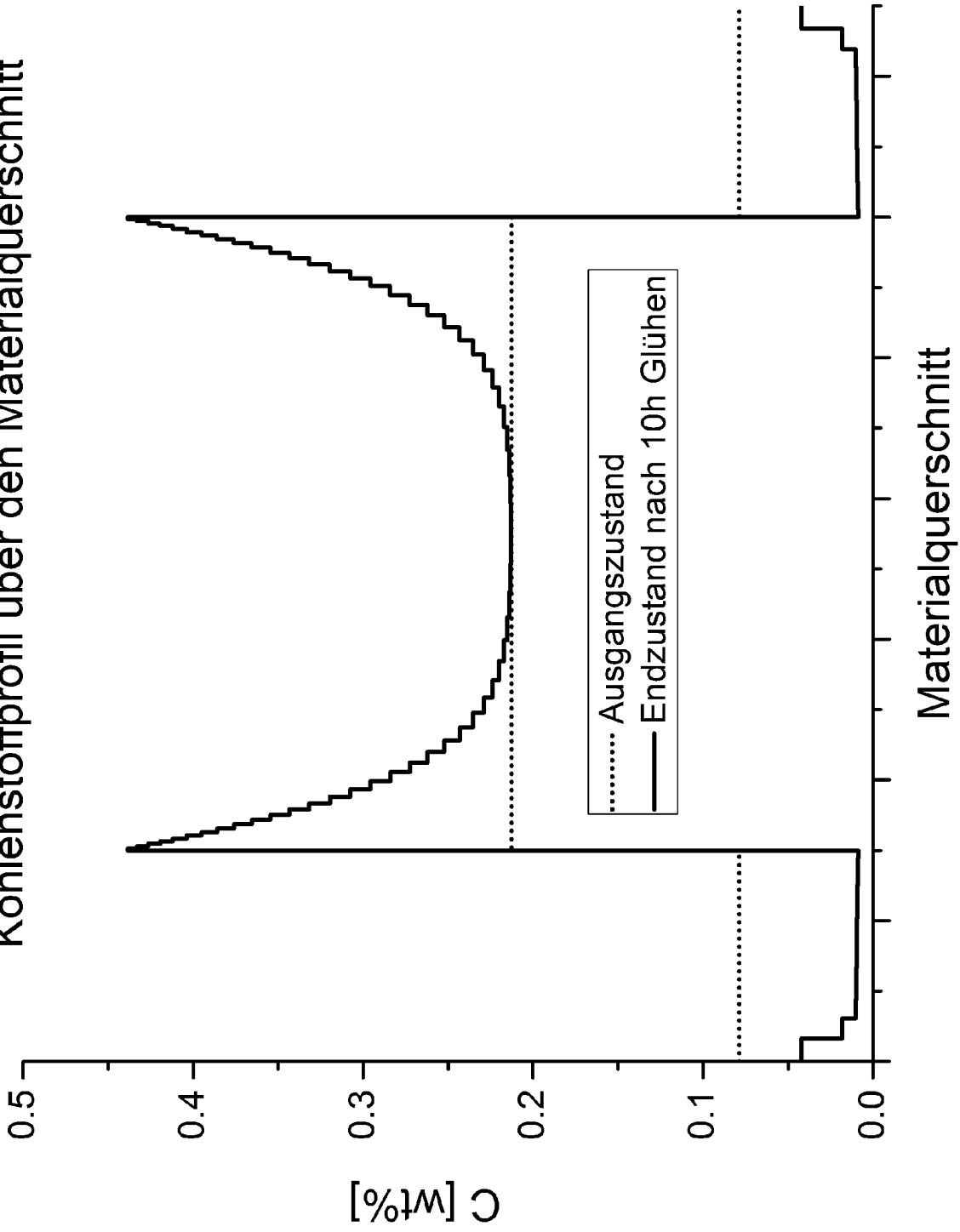
Kohlenstoffprofil über den Materialquerschnitt



340LA-22MnB5; 800°C 10h

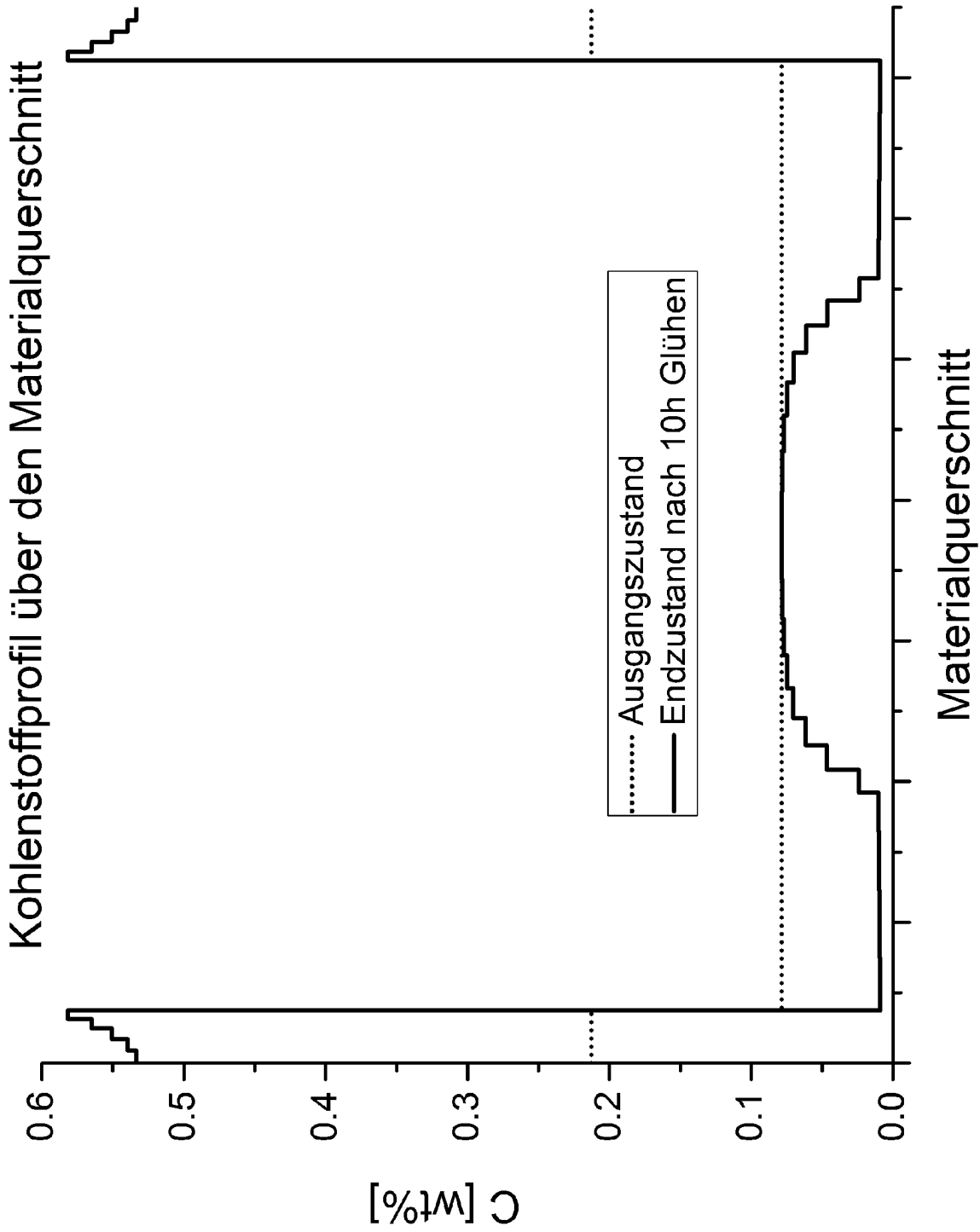
Figur 2M

Kohlenstoffprofil über den Materialquerschnitt



340LA-22MnB5; 680°C 10h

Figur 2N



340LA-22MnB5; 680°C 20h

Figur 20

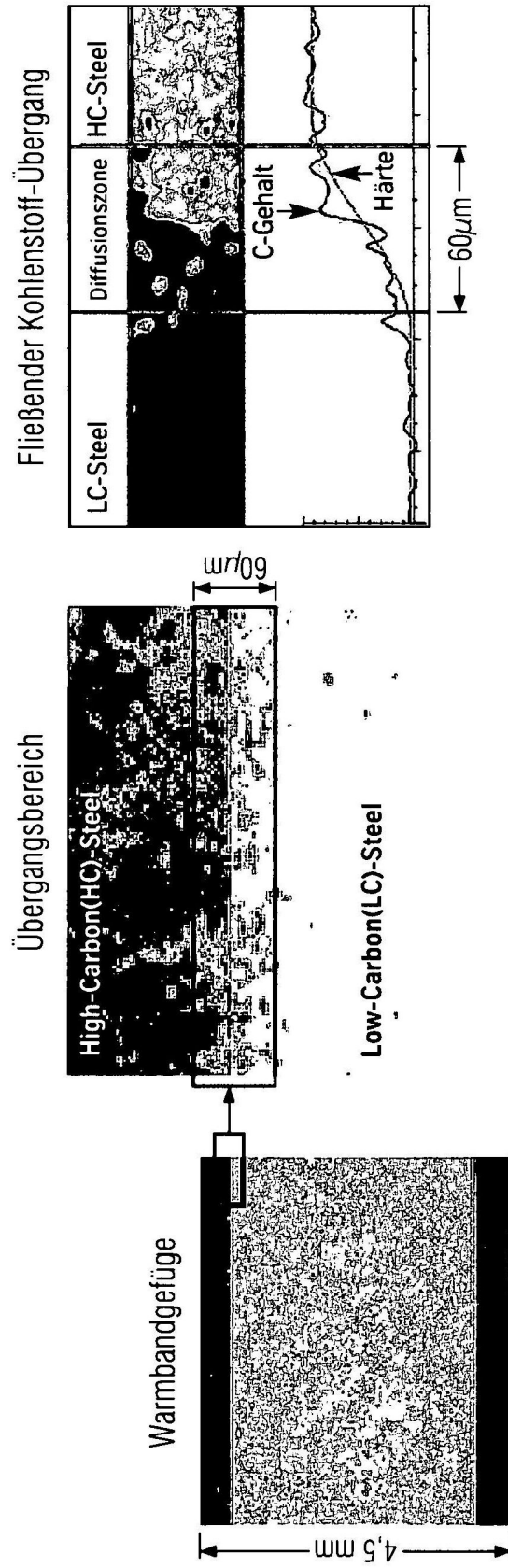


FIG. 3A

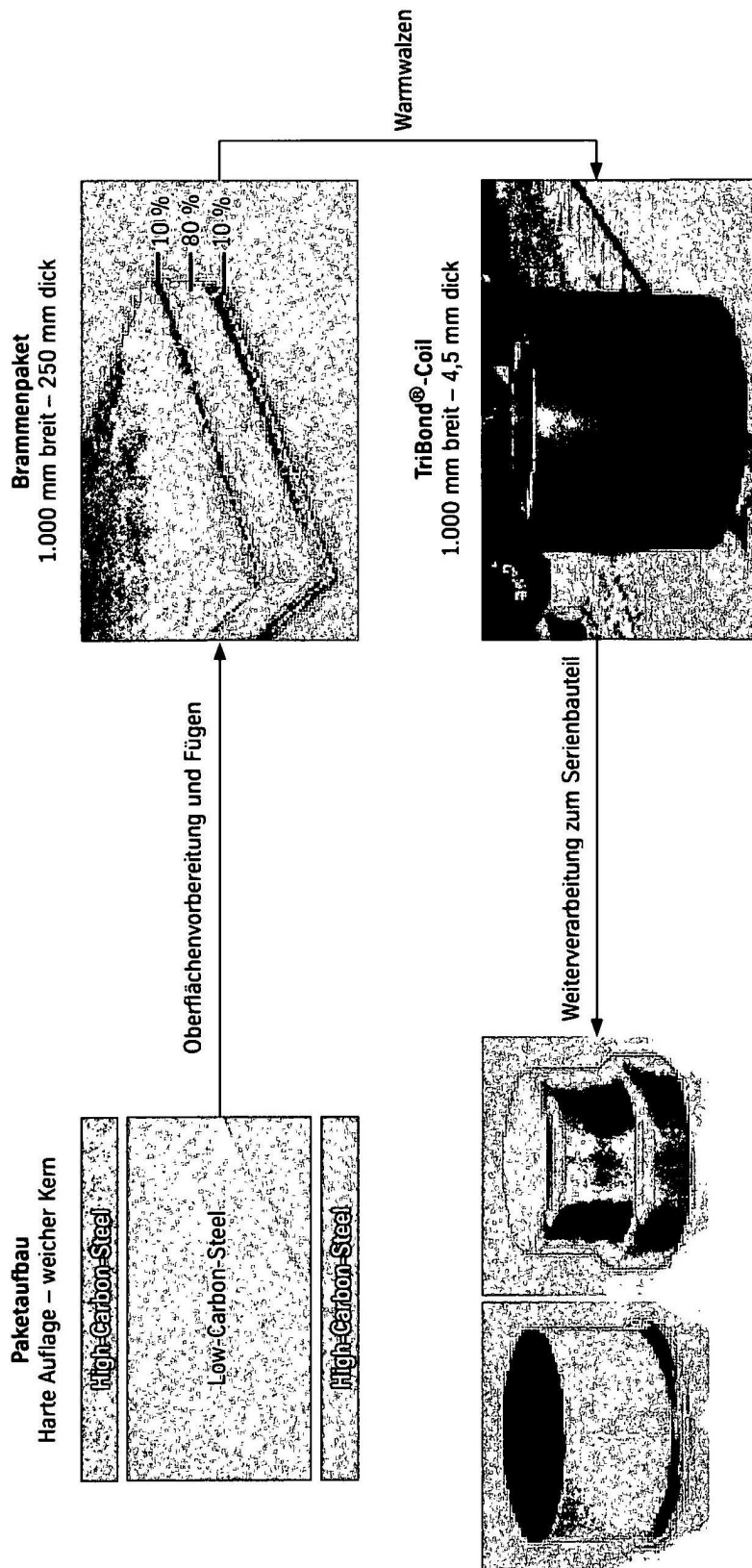


FIG. 3B

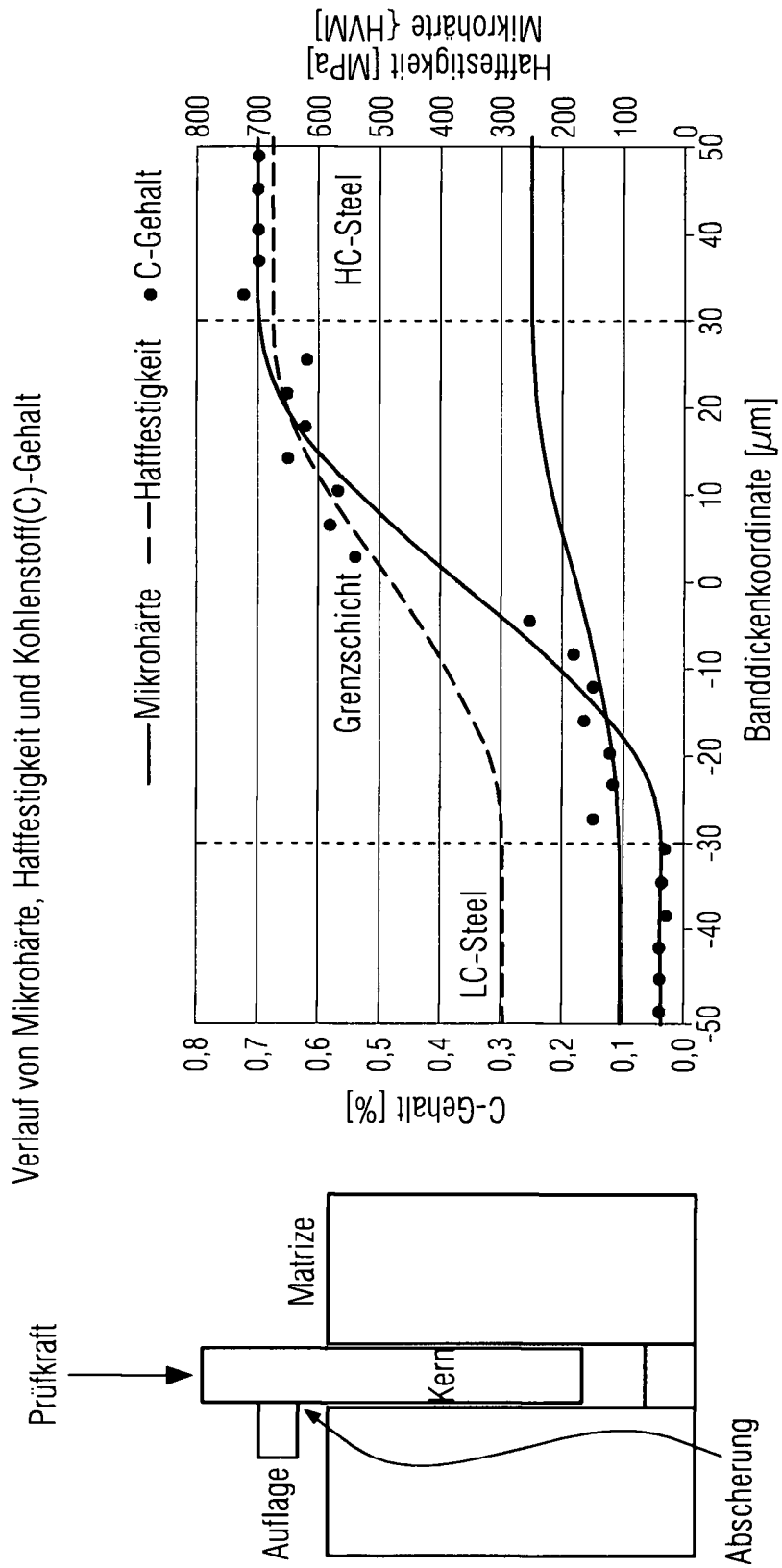


FIG. 3C(1)

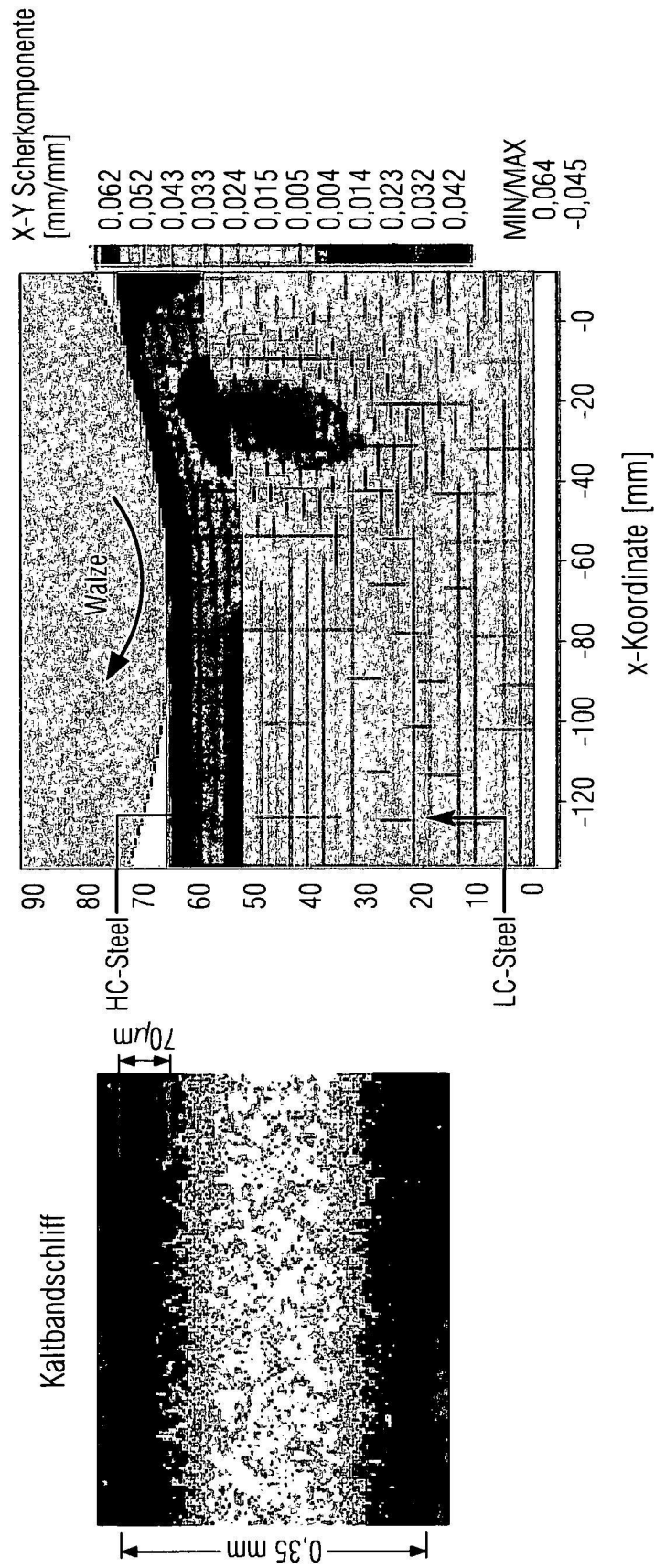


FIG. 3C(2)