



Europäisches Patentamt
European Patent Office
Office européen des brevets



(11) **EP 1 352 982 A2**

(12) **EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG**

(43) Veröffentlichungstag:
15.10.2003 Patentblatt 2003/42

(51) Int Cl.7: **C22C 38/38, C21D 8/00**

(21) Anmeldenummer: **03008317.4**

(22) Anmeldetag: **10.04.2003**

(84) Benannte Vertragsstaaten:
**AT BE BG CH CY CZ DE DK EE ES FI FR GB GR
HU IE IT LI LU MC NL PT SE SI SK TR**
Benannte Erstreckungsstaaten:
AL LT LV MK RO

- **Krautschick, Hans-Joachim, Dr. rer. nat.**
42657 Solingen (DE)
- **Schlump, Wolfgang, Dr. rer. nat.**
45136 Essen (DE)

(30) Priorität: **10.04.2002 DE 10215598**

(74) Vertreter: **Simons, Johannes, Dipl.-Ing.**
Cohausz & Florack
Patentanwälte
Kanzlerstrasse 8 A
40472 Düsseldorf (DE)

(71) Anmelder: **ThyssenKrupp Nirosta GmbH**
47807 Krefeld (DE)

(72) Erfinder:
• **Brückner, Gabriele, Dr.**
45219 Essen (DE)

(54) **Nichtrostender Stahl, Verfahren zum Herstellen von spannungsrissefreien Formteilen und Formteil**

(57) Die Erfindung betrifft einen kostengünstig herstellbaren nichtrostenden Stahl, der auch bei konventioneller Kaltumformung unempfindlich gegen die Entstehung von Spannungsrissen ist, sowie ein Verfahren zur Herstellung von spannungsrißfreien, kaltumgeformten Bauteilen. Bei dem erfindungsgemäßen Stahl wird anstelle des einphasigen rein austenitischen Gefüges ein zweiphasiges Mischgefüge vorgesehen, bei dem

durch Zulegen von Si und/oder Mo und teilweise unter Absenkung des Ni-Gehaltes bzw. durch Austausch von Ni durch Cu die Austenit- (A) und Ferrit- (F) Anteile eingestellt sind. Der Austenit wird dabei soweit stabilisiert, daß die Martensitbildung bei Verformung nicht mehr zu Spannungsrissen führt.

EP 1 352 982 A2

Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft einen nichtrostenden Stahl, ein aus einem solchen Stahl bestehendes, durch Kaltumformen erzeugtes Bauteil sowie ein Verfahren zum Herstellen von spannungsrißfreien Formteilen.

[0002] Metastabile bzw. instabile austenitische nichtrostende Stähle zeichnen sich durch sehr gute Verformbarkeit bei streckziehender Beanspruchung aus. Die gute Verformbarkeit derartiger Edelstähle ist u.a. darin begründet, daß es bei der streckziehenden Verformung zu verformungsinduzierter Martensitbildung kommt, die den TRIP-Effekt hervorrufen.

[0003] Es hat sich gezeigt, daß der Umfang der Martensitbildung bei bekannten Stählen der voranstehend genannten Art abhängig ist von der jeweiligen Verformungsbeanspruchung. So kommt es bei einer mehrachsigen Beanspruchung zu einer deutlich ausgeprägteren Martensitbildung als im reinen Zugversuch.

[0004] Diese Eigenart bekannter austenitischer Edelstähle bringt bei der Herstellung von Bauteilen, bei der unter mehrachsiger Belastung besonders hohe Umformgrade erzielt werden, die Gefahr der Entstehung von Spannungsrissen mit sich. Diese entstehen in Folge einer durch die komplexe Verformungsbeanspruchung extensiven Martensitbildung. Die Martensitbildung zieht hohe, im Bauteil verbleibende Spannungen nach sich, die als Ursache für die Entstehung der Spannungsrisse angesehen werden. Die betreffenden Effekte sind in einem Artikel von M. Weingräber, A. Gräber, erschienen in Bleche Rohre Profile 32 (1985), S. 7782, erläutert worden.

[0005] Es ist in der Praxis versucht worden, die Entstehung von Spannungsrissen zu vermeiden, indem die Verformung der aus diesen Stählen gewonnenen Bleche zu Bauteilen bei erhöhten Temperaturen durchgeführt wird. Auf diese Weise läßt sich zwar eine übermäßige Martensitbildung vermeiden. Die dazu erforderliche Erwärmung macht den Kaltverformungsprozeß jedoch aufwendig und erschwert die großtechnische Nutzbarkeit.

[0006] Ebenso ist versucht worden, die bekannten Stähle durch Zugaben an Mn, Ni und Cu gegenüber einer Martensitbildung zu stabilisieren. Die dazu erforderlichen Mengen an Legierungselementen erhöhen jedoch die Kosten der Stahlerzeugung, so daß auch dieser Weg zu einer Verschlechterung der Wirtschaftlichkeit und Vermarktbarkeit von bekannten Stählen der in Rede stehenden Art führt.

[0007] Ausgehend von dem voranstehend erläuterten Stand der Technik bestand die Aufgabe der Erfindung somit darin, einen kostengünstig herstellbaren nichtrostenden Stahl zu schaffen, der auch bei konventioneller Kaltumformung unempfindlich gegen die Entstehung von Spannungsrissen ist, sowie ein Verfahren zur Herstellung von spannungsrißfreien, kaltumgeformten Bauteilen anzugeben.

[0008] In Bezug auf den Stahl wird diese Aufgabe durch einen nichtrostenden Stahl gelöst, dessen Gefüge mindestens 15 Vol.-% δ-Ferrit und als Rest Austenit aufweist, mit folgender Zusammensetzung (in Gew.-%):

C	0,02 - 0,08 %,
N	0,1 - 0,5 %,
Cr	16,0 - 20,0 %,
Mn	6,0 - 12,0 %,
Ni	≤ 9,05 %,
Si	≤ 3,0 %,
Mo	≤ 3,0 %,
Al	≤ 2,0 %,
Cu	≤ 3,0 %,

Rest Fe und unvermeidbare Verunreinigungen, wobei für

$$t = \frac{\%Cr + 2\%Mo + 1,5\%Si + 3\%Al - 5}{0,3\%Mn + \%Ni + 0,5\%Cu + 15(\%C + \%N) + 2}$$

gilt

$$1,3 < t < 1,8$$

und für die M_{d30}-Temperatur T_{Md30} der austenitischen Phase gilt TM_{d30} ≤ -5560 °C mit

EP 1 352 982 A2

$$TM_{d30}[^{\circ}C] = 413 - 462(\%C + \%N) - 9,2\%Si - 8,1\%Mn -$$

$$13,7\%Cr - 9,5(\%Ni + \%Cu) - 18,5\%Mo$$

5 wobei mit %C der C-Gehalt, %N der N-Gehalt, %Si der Si-Gehalt, %Al der Al-Gehalt, %Mn der Mn-Gehalt, %Cr der Cr-Gehalt, %Ni der Ni-Gehalt, %Mo der Mo-Gehalt und %Cu der Cu-Gehalt der jeweiligen Stahlzusammensetzung bezeichnet sind.

10 **[0009]** Überraschend hat sich gezeigt, daß ein solcher Stahl schon aufgrund seiner erfindungsgemäßen Zusammensetzung und seines sich infolge dessen einstellenden Gefüges in so hohem Maße unempfindlich gegen Spannungsrisse ist, daß sich aus ihm auch unter Einwirkung komplexer Verformungsbeanspruchungen spannungsrißfreie Bauteile durch Kaltumformung erzeugen lassen. Aufwendiger Wärmebehandlungen oder kostspieliger Erhöhung der Gehalte an wertvollen Legierungsbestandteilen bedarf es dazu nicht.

15 **[0010]** Ausgangspunkt der Erfindung ist der Gedanke, anstelle des üblicherweise für Edelmehle der gattungsgemäßen Art vorgesehenen einphasigen rein austenitischen Gefüges zu einem zweiphasigen Mischgefüge überzugehen, welches aus Austenit und Ferrit gebildet ist. Dabei wird das Mischgefüge durch Zulegieren von Si und/oder Mo und teilweise unter Absenkung des Ni-Gehaltes bzw. durch Austausch von Ni durch Cu eingestellt. Der Austenit wird dabei soweit stabilisiert, daß die Martensitbildung bei Verformung nicht mehr zu Spannungsrissen führt.

20 **[0011]** Die Austenitstabilisierung erfolgt jedoch nicht durch Zulegieren von teuren Austenitbildnern, sondern durch die Zugabe von Ferritbildnern, wie Si, Mo, Al unter Ausbildung eines zweiphasigen Gefüges. Dieses Gefüge führt dazu, daß in der γ -Phase die Austenitbildner angereichert und die Ferritbildner abgereichert werden.

[0012] Um diesen Effekt sicher zu erreichen, muß ein Mindestanteil von 15 Vol-% δ -Ferrit vorhanden sein.

25 **[0013]** Gleichzeitig sollte der δ -Ferritanteil jedoch nicht höher als 40 % liegen, um eine gute Verformbarkeit des Stahls zu gewährleisten. Erreicht wird dies in einer erfindungsgemäßen Legierung dadurch, daß die Gehalte an Cr, Mo, Si, Al, Mn, Ni, Cu, C und N so aufeinander abgestimmt werden, daß der mit ihnen gebildete Faktor t im Bereich von 1,3 bis 1,8 liegt. Auf diese Weise wird die für eine hohe Spannungsrißunempfindlichkeit erforderliche Gewichtung der Austenit- und Ferritanteile am Gefüge des erfindungsgemäßen Stahls zielsicher erreicht.

30 **[0014]** Mit der M_{d30} -Temperatur ist die Temperatur bezeichnet, bei der nach einer Kaltumformung von 30 % die Umwandlung von Austenit in Martensit zu 50 % abgelaufen ist. Oberhalb dieser Temperatur tritt dagegen eine verminderte Umwandlung auf (s. Werkstoffkunde Stahl, Band 2, Herausgeber: Verein Deutscher Eisenhüttenleute, 1985, Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York Tokio, Verlag Stahleisen m.b.H. Düsseldorf, Kapitel D 10.3.2). Demzufolge ist bei Einhaltung der durch die Erfindung vorgeschriebenen Obergrenze der M_{d30} -Temperatur sichergestellt, daß die im Hinblick auf die Entstehung von Spannungsrissen ungünstige Martensitbildung weitestgehend unterdrückt wird. Diese Weise wird durch das erfindungsgemäß angestrebte zweiphasige Gefüge des Stahls sicher eingestellt.

35 **[0015]** In erfindungsgemäßem Stahl sind die einzelnen Legierungselemente unter Berücksichtigung der folgenden Überlegungen eingestellt worden:

40 C und N seigern besonders stark. Sie sind sehr starke Austenitbildner, die beispielsweise bis zu 30 mal wirksamer sind als Ni. Darüber hinaus führen ihre Gehalte zu einer besonders starken Absenkung der M_{d30} -Temperatur (Gewichtungsfaktor "-462"). Zudem ist ihre Löslichkeit im Ferrit sehr viel geringer als im Austenit, so daß sie eindeutig bevorzugt in den Austenit diffundieren und so zu seiner Stabilisierung beitragen. Daher ist erfindungsgemäß für N ein Mindestgehalt von 0,1 Gew.-% und für C ein Mindestgehalt von 0,02 Gew.-% vorgeschrieben. Die Obergrenze des für den N-Gehalt angegebenen Bereichs ergibt sich aus der begrenzten Löslichkeit von Stickstoff in erfindungsgemäßem Stahl. Bei Gehalten von mehr als 0,08 Gew.-% Kohlenstoff kann es zu einer im Hinblick auf

45 die Kaltverformbarkeit des Stahls unerwünschten Chromkarbidbildung kommen.

Ni, Mn und Cu werden als Austenitbildner dem erfindungsgemäßen Stahl zugegeben, wobei Mn zu einer Erhöhung der N-Löslichkeit in der Schmelze beiträgt und Cu die M_{d30} -Temperatur in einem ähnlichen Umfang herabsetzt wie Ni.

50 Al kann in erfindungsgemäßem Stahl vorhanden sein, um die Hitzebeständigkeit zu verbessern. Bei Gehalten von mehr als 2 Gew.-% neigen die Stähle jedoch zur Ausbildung versprörender Phasen.

55 Cr ist in erfindungsgemäßem Stahl in den angegebenen Grenzen in erster Linie zur Verbesserung der Korrosionsbeständigkeit enthalten. Gleichzeitig erhöht auch Cr die Stickstofflöslichkeit in der Schmelze. Die Untergrenze des Cr-Gehaltsbereiches muß eingehalten werden, um die Bildung von unerwünschtem martensitischem Gefüge zu verhindern.

Si und Mo sind als Ferritbildner in den angegebenen Grenzen im erfindungsgemäßen Stahl enthalten, wobei Mo zu einer Erhöhung der N-Löslichkeit in der Schmelze beiträgt und gleichzeitig die Korrosionsbeständigkeit verbessert.

5 **[0016]** Durch die Zweiphasigkeit des Gefüges eines erfindungsgemäß beschaffenen Stahls können keine langreichenden Spannungen durch Martensitbildung aufgebaut werden. Schon aus diesem Grund weist erfindungsgemäßer Stahl eine gegenüber herkömmlichen Stählen deutlich verminderte Spannungsrißanfälligkeit auf.

[0017] Des Weiteren führt die Zweiphasigkeit des Gefüges von erfindungsgemäßigem Stahl zu einer Entmischung der Legierungselemente. Austenitbildner, wie Mn, Ni, Cu, C, N, diffundieren in den Austenit, während sich Ferritbildner, wie Cr, Si und Mo, im Ferrit anreichern. Die Einlagerung der Austenitbildner in der γ -Phase stabilisiert den Austenitanteil über der Grundanalyse hinaus und vermindert bzw. unterdrückt die Martensitbildung.

10 **[0018]** In Bezug auf das Verfahren zum Herstellen von spannungsrißfreien Formteilen wird die oben genannte Aufgabe dadurch gelöst, daß ein solches Verfahren folgende Arbeitsschritte umfaßt:

- 15 - Erschmelzen eines gemäß Anspruch 1 beschaffenen Stahls,
 - Vergießen des Stahls zu einem Vormaterial,
 - Warmwalzen des Vormaterials zu einem Warmband bei Temperaturen von insbesondere 1050 °C bis 1180 °C,
 - Glühen des Warmbands bei insbesondere über 1100 °C liegenden Temperaturen,
 - Beizen des Warmbands,
 20 - Kaltwalzen des Warmbands zu einem Kaltband,
 - Wärmebehandeln des Kaltbands, wobei die Temperatur bei der Wärmebehandlung des Kaltbands vorzugsweise mindestens 1100 °C beträgt,
 - Konfektionieren des Kaltbandes zu Blechzuschnitten und
 - Kaltumformen der Blechzuschnitte zu den Formteilen, wobei sich diese Kaltumformung insbesondere als Tiefziehen durchführen läßt, bei dem mehrachsige Verformungsbelastungen auf das Werkstück wirken.

[0019] Praktische Versuche haben ergeben, daß sich ausgehend vom erfindungsgemäß beschaffenen Stahl bei Beachtung der erfindungsgemäßen Vorgehensweise spannungsrißfreie Formteile kaltformen lassen. Diese halten während der bei hohen Umformgraden durchgeführten Umformung auch solchen Belastungszuständen ohne weiteres stand, die bei konventionellen Stählen regelmäßig zur Entstehung von Spannungsrisen führen.

30 **[0020]** Nachfolgend wird die Erfindung anhand von Ausführungsbeispielen näher erläutert.

[0021] Die Figur zeigt für ein Probenstück P eine Gefügeaufnahme zur Darstellung der räumlichen Verteilung der Phasen eines erfindungsgemäßen Stahls unter Angabe des Probenkoordinatensystems, in welchem die vertikal ausgerichtete Blechnormale BN senkrecht auf der durch die Querrichtung Qr und die Walzrichtung Wr aufgespannten Ebene steht.

35 **[0022]** Es wurden Chargen von erfindungsgemäß zusammengesetzten Stählen E1 bis E12 erschmolzen, deren Zusammensetzungen in Tabelle 1 angegeben sind. Zum Vergleich wurden Vergleichsstähle V1, V2 erzeugt, deren Zusammensetzungen ebenfalls in Tabelle 1 eingetragen sind.

[0023] Die Zusammensetzung des Vergleichsstahls V1 ist unter der Werkstoffnummer 1.4301 und die des Vergleichsstahls V2 unter der Werkstoffnummer 1.4376 bekannt. Zusätzlich sind in der Tabelle 1 die Anteile des δ -Ferrit am Gefüge und der jeweils verformungsinduzierte Martensitanteil verzeichnet. Ebenso ist in Tabelle 1 angegeben, ob es bei der Kaltverformung der Stähle E1 bis E12 und V1 sowie V2 zu einer Rißbildung kam.

[0024] Die Stähle E1 bis E12 sowie V1 und V2 wurden zu Brammen vergossen, warmgewalzt und geglüht. Die erhaltenen Warmbänder wurden anschließend auf eine Enddicke von 1,5 mm kaltgewalzt und einer abschließenden Wärmebehandlung bei 1100 °C unterzogen.

45 **[0025]** Das in der Figur dargestellte, aus einem wärmebehandelten, aus der erfindungsgemäßen Schmelze E6 erzeugten Kaltband gewonnene Probenstück P zeigt die räumliche Verteilung der austenitischen und ferritischen Gefügeanteile. In dem Probenstück erscheinen die Austenitanteile A hell, während die Ferritanteile F dunkler dargestellt sind.

50 **[0026]** Die erhaltenen Kaltbänder wurden zu Blechronden mit einem Durchmesser von 150 mm konvektioniert, aus denen anschließend mittels eines im Durchmesser 75 mm messenden Stempels Nöpfchen tiefgezogen wurden. Es zeigte sich, daß sich aus den erfindungsgemäßen Stählen E1 bis E12 gewonnene Kaltbänder problemlos zu Nöpfchen-Formteilen kaltumformen ließen, während es bei der Kaltumformung der aus den konventionellen Vergleichsstählen V1, V2 erzeugten Kaltbänder im großen Umfang zur Entstehung von Spannungsrisen kam.

55 **[0027]** In Tabelle 2 sind beispielhaft für die erfindungsgemäßen Stähle E1, E2 und E3 sowie für die Vergleichsstähle V1 und V2 die aus den Legierungsgehalten berechneten M_{d30} -Temperaturen angegeben. Es zeigt sich, daß Spannungsrisse dann sicher nicht auftreten, wenn die M_{d30} -Temperatur des jeweiligen Stahls -55 °C nicht überschreitet.

[0028] Zum Nachweis ihrer Korrosionsbeständigkeit wurden an den erfindungsgemäßen Stählen E1 bis E12 gemäß

EP 1 352 982 A2

den Vorschriften der EN ISO 3651-1 IK-Prüfungen im geschweißten Zustand durchgeführt. Dabei erwiesen sich alle untersuchten Stähle E1 bis E12 sowohl im Grundwerkstoff als auch in der Schweißnaht und der Wärmeeinflußzone als IK-beständig.

5 **[0029]** Lochfraßpotentialmessungen, welche potentiostatisch in 0,5 % - NaCl bei 30 °C durchgeführt wurden, ergaben eine chemische Beständigkeit der Stähle E1 bis E12, die mindestens auf dem Niveau des konventionellen Stahls V1 liegen.

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

Stahl	C	Si	Mn	Cr	[Gew.-%]					N	δ-Ferrit [Vol.-%]	Martensit *) [%]	t	Risse
					Mo	Ni	Cu							
E1	0,044	0,4	7,95	18,6	2,15	3,9	-	0,115	25	0	1,73	nein		
E2	0,019	1,87	7,20	20,1	-	4,1	-	0,108	29	0	1,77	nein		
E3	0,016	3,0	7,70	18,65	0,01	3,8	-	0,129	32	8	1,77	nein		
E4	0,014	0,4	7,80	18,3	2,14	2,0	-	0,124	52	3	2,16	nein		
E5	0,03	0,4	8,00	17,7	2,19	3,15	-	0,124	33	11	1,79	nein		
E6	0,018	2,05	7,7	18,6	0,01	3,05	-	0,118	35	13	1,78	nein		
E7	0,015	3,0	7,8	18,65	0,01	1,97	-	0,139	54	0	2,12	nein		
E8	0,019	0,4	7,01	18,26	-	1,96	2,02	0,137	17	15	1,47	nein		
E9	0,063	0,20	10,4	19,5	-	-	-	0,380	15	0	1,27	nein		
E10	0,022	0,30	10,4	19,6	-	-	-	0,380	22	0	1,35	nein		
E11	0,060	0,28	10,5	19,7	1,48	-	-	0,410	25	0	1,48	nein		
E12	0,063	0,29	10,4	19,4	2,96	-	-	0,440	28	0	1,64	nein		
V1	0,024	0,32	1,28	18,12	0,37	8,08	0,32	0,031	0,2	48	1,25	ja		
V2	0,043	0,27	6,75	18,4	0,14	3,77	0,07	0,172	12	21	1,27	ja		

*) nach Verformung

Tabelle 1

	E1	E2	E3	V1	V2
M _{d30} [°C]	-80	-60	-69	43	-38
Risse	nein	nein	nein	ja	ja

M_{d30} = 413 °C - (462(%C+%N)+9,2%Si+8,1%Mn+13,7%Cr+9,5(%Ni+%Cu)+18,5%Mo) °C/Gew.-%

Tabelle 2

Patentansprüche

1. Nichtrostender Stahl, dessen Gefüge mindestens 15 Vol.-% δ-Ferrit und als Rest Austenit aufweist, mit folgender Zusammensetzung (in Gew.-%):

5

C	0,02 - 0,08 %,
N	0,1 - 0,5 %,
Cr	16,0 - 20,0 %,
Mn	6,0 - 12,0 %,
Ni	≤ 9,05 %,
Si	≤ 3,0 %,
Mo	≤ 3,0 %,
Al	≤ 2,0 %,
Cu	≤ 3,0 %,

10

15

Rest Fe und unvermeidbare Verunreinigungen, wobei für

20

$$t = \frac{\%Cr + 2\%Mo + 1,5\%Si + 3\%Al - 5}{0,3\%Mn + \%Ni + 0,5\%Cu + 15(\%C + \%N) + 2}$$

gilt

25

$$1,3 < t < 1,8$$

und für die M_{d30} -Temperatur der austenitischen Phase gilt $M_{d30} \leq -55 \text{ °C}$ mit

30

$$M_{d30} [^{\circ}C] = 413 - 462(\%C + \%N) - 9,2\%Si - 8,1\%Mn - 13,7\%Cr - 9,5(\%Ni + \%Cu) - 18,5\%Mo$$

35

wobei mit %C der C-Gehalt, %N der N-Gehalt, %Si der Si-Gehalt, %Al der Al-Gehalt %Mn der Mn-Gehalt, %Cr der Cr-Gehalt, %Ni der Ni-Gehalt, %Mo der Mo-Gehalt und %Cu der Cu-Gehalt der jeweiligen Stahlzusammensetzung bezeichnet sind.

40

2. Stahl nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, daß** sein Gefüge höchstens 40 Vol.-% δ-Ferrit aufweist.

45

3. Verfahren zum Herstellen von spannungsrißfreien Formteilen umfassend folgende Arbeitsschritte:

50

- Erschmelzen eines gemäß Anspruch 1 oder 2 beschaffenen Stahls,
- Vergießen des Stahls zu einem Vormaterial,
- Warmwalzen des Vormaterials zu einem Warmband,
- Glühen des Warmbands,
- Beizen des Warmbands,
- Kaltwalzen des Warmbands zu einem Kaltband,
- Wärmebehandeln des Kaltbands,
- Konfektionieren des Kaltbandes zu Blechzuschnitten,
- Kaltumformen der Blechzuschnitte zu den Formteilen.

55

4. Verfahren nach Anspruch 3, **dadurch gekennzeichnet, daß** das Warmwalzen bei 1050 °C bis 1180 °C betragenden Temperaturen erfolgt.

5. Verfahren nach Anspruch 3 oder 4, **dadurch gekennzeichnet, daß** das Glühen des Warmbands bei Temperaturen oberhalb 1100 °C erfolgt.

EP 1 352 982 A2

6. Verfahren nach einem der Ansprüche 3 bis 5,
dadurch gekennzeichnet, daß die Temperatur bei der Wärmebehandlung des Kaltbands mindestens 1100 °C beträgt.
7. Verfahren nach einem der Ansprüche 3 bis 6 oder 4,
dadurch gekennzeichnet, daß die Kaltumformung als Tiefziehen durchgeführt wird.
8. Durch Kaltumformung hergestelltes Formteil bestehend aus einem gemäß Anspruch 1 oder 2 beschaffenen Stahl.

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

