

(19)



Europäisches Patentamt

European Patent Office

Office européen des brevets



(11)

**EP 0 400 031 B2**

(12)

## NEUE EUROPÄISCHE PATENTSCHRIFT

(45) Veröffentlichungstag und Bekanntmachung des  
Hinweises auf die Entscheidung über den  
Einspruch:

**02.01.2002 Patentblatt 2002/01**

(45) Hinweis auf die Patenterteilung:

**10.11.1993 Patentblatt 1993/45**

(21) Anmeldenummer: **89901844.4**

(22) Anmeldetag: **27.01.1989**

(51) Int Cl.7: **C21D 8/04, C22C 38/14**

(86) Internationale Anmeldenummer:

**PCT/DE89/00057**

(87) Internationale Veröffentlichungsnummer:

**WO 89/07158 (10.08.1989 Gazette 1989/18)**

(54) **KALTGEWALZTES BLECH ODER BAND UND VERFAHREN ZU SEINER HERSTELLUNG**

COLD-ROLLED SHEET OR STRIP AND PROCESS FOR MANUFACTURING THEM

TOLE OU FEUILLARD LAMINES A FROID ET PROCEDE POUR LEUR FABRICATION

(84) Benannte Vertragsstaaten:  
**AT BE CH DE FR GB IT LI LU NL SE**

(30) Priorität: **29.01.1988 DE 3803064**  
**22.12.1988 DE 3843732**

(43) Veröffentlichungstag der Anmeldung:  
**05.12.1990 Patentblatt 1990/49**

(73) Patentinhaber: **Salzgitter AG**  
**31226 Peine (DE)**

(72) Erfinder:  
• **FREIER, Klaus**  
**D-3340 Wolfenbüttel (DE)**  
• **ZIMNIK, Walter**  
**D-3340 Wolfenbüttel (DE)**

(74) Vertreter: **Lins, Edgar, Dipl.-Phys. Dr.jur. et al**  
**GRAMM, LINS & PARTNER**  
**Theodor-Heuss-Strasse 1**  
**38122 Braunschweig (DE)**

(56) Entgegenhaltungen:  
**EP-A- 101 740 EP-A- 120 976**  
**EP-A- 171 208 EP-A- 0 075 292**  
**DE-A- 2 108 788 DE-A- 2 155 620**  
**DE-C- 3 234 574 US-A- 3 814 636**  
**US-A- 4 125 416**

- **PATENT ABSTRACTS OF JAPAN**, Band 3, Nr. 11, 30 Jänner 1979; Seite 164-C 35#
- **PATENT ABSTRACTS OF JAPAN**, Band 8, Nr. 168 (C-236)(1605), 03 August 1984#
- Fachbuch: "Herstellung von kaltgewalzten Band", Verlag Stahleisen mbH (1970), Teil 1, S.274

- **D.T.Gawne, G.M.H.Lewis: "Strain Hardening of High-Strength Steels, Materials Science and Technology"**, Febr.1985, Vol.1, S. 128-135
- **Stahl und Eisen 106 (1986)**, Nr. 3, S.122-128
- **Stahl und Eisen Werkstoffblatt März 1987, SEW 093, 2. Ausgabe, S.5**
- **Reprint from "Steel Research" no. 8/9/93, S.420-424**
- **Blech Rohre Profile, 9/1977; S.341-346**
- **Stahl und Eisen 109 (1989), Nr.3, S.111-117**
- **Tagungsbericht "The 9th Biennial Congress of the International Deep Drawing Research Group"**, 13-14.Oktober, 1976, Ann Arbor, Michigan, USA, American Society for Metals, S.13-38
- **Rapport de Commission des Communautés Européennes, "Recherche Technique Aciers"**, Druckschrift EUR 9968 FR, September 1983, S.1-12 (Rapport Final)
- **Bleck und Hübner, Kaltband mit Globularem Gefüge, Symposium "Warmband für Kaltwalzer - Neue Werkstoffentwicklung"**, Duisburg, 02.06.1986
- **Werkstoffkunde Stahl, Band 2: Anwendung, 1985, S. 88, Abschnitt D 4.1.2.1**
- **Werkstoffkunde Stahl, Band 1: Grundlagen, 1984, S. 606 und 607**
- **J.G. Williams: "Titanium microalloyed hot rolled strip steels - production, properties and applications"**, veröffentlicht in: **Conference Proceedings of International Conference on Technology and Applications "HSLA Steels Technology & Applications" 3 - 6 Oktober, 1983, published by American Society for Metals, 1984**
- **Stahl-Eisen-Liste, Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf, 1981, S. 30,31,463**

**EP 0 400 031 B2**

## Beschreibung

**[0001]** Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Herstellung eines Bleches oder Bandes sowie ein zum Tiefziehen geeignetes Blech oder Band gemäß den Oberbegriffen der Ansprüche 1 und 5.

**[0002]** Zum Tiefziehen von rotationssymmetrischen Stahlteilen wird möglichst texturfrees kaltgewalztes Band oder Blech eingesetzt, damit ein quasiisotropes Umformen möglich und das gezogene Teil zipfelfrei ist. Damit ist gemeint, daß ein z. B. zylindrisch tiefgezogenes Teil keinen welligen Rand aufweist.

**[0003]** Eine vollkommene Zipfelfreiheit ist nur von isotropem Material ohne Seigerungen, ohne nichtmetallische Einschlüsse, ohne perlschnurartige Zementitausscheidungen und bei pan-cake-freiem Gefüge zu erwarten. Daher wird in der folgenden Beschreibung nur der Begriff "zipfelarmes" auch für nach dem Stand der Technik "zipfelfreies" Band verwendet.

**[0004]** In "Blech, Rohre, Profile" 9/1977, S. 341 - 346 wird detailliert die Ursache für die Zipfelbildung beschrieben und ein Maß für die relative Zipfelhöhe  $Z$  sowie die ebene Anisotropie  $\Delta r$  definiert. Ideal wären jeweils Ergebnisse mit dem Wert Null (zipfelfreies Material).

**[0005]** Der Wert für die ebene Anisotropie errechnet sich aus der Anisotropie  $r$  für unterschiedliches Ausdehnungsverhalten des Materials in Walzrichtung sowie unter 45 Grad und 90 Grad dazu. Für unterschiedliche Tiefzieheigenschaften sind verschiedene  $r$ -Werte einstellbar.

**[0006]** Für die in der Veröffentlichung erwähnten Stähle läßt sich zipfelfreies Material nur durch Normalglühen des kaltgewalzten Bandes in einer Durchlaufglühe bei etwa 1000 Grad Celsius erreichen, wobei das Blech im Endzustand eine Korngröße ASTM 8 bei einer relativen Zipfelhöhe von ca. 0,3 bis 0,4 % und  $\Delta r$  ca.  $\pm 0,1$  erreichen.

**[0007]** Für nicht normalisierend geglühtes Band sei nur ein zipfelarmer Zustand durch Kompromisse in der Verfahrensführung bei der Blechherstellung zu erreichen. Dabei sollen die Walzendtemperaturen ca. 750 Grad Celsius und die Kaltwalzgrade entweder unter 25 % oder über 80 % liegen und mit als für die Zipfeligkeit ungünstig bezeichneten Rekristallisationstemperaturen von über 600 Grad Celsius gearbeitet werden.

**[0008]** Beschrieben wird weiterhin, daß ein Normalisieren nicht im Bund, sondern nur in einer Durchlaufglühe erfolgen kann, weil bei den hohen Temperaturen die Bänder zusammenkleben würden.

**[0009]** Aus der DE-OS 32 34 574 ist ein gattungsgemäßes zum Tiefziehen geeignetes kaltgewalztes Stahlblech oder Stahlband bekannt. Der Titangehalt soll, in Abhängigkeit der Gehalte an Kohlenstoff, Sauerstoff, Schwefel und Stickstoff, auf Werte bis 0,15 % steigen können, die Haspeltemperatur über 700 Grad Celsius oder mindestens jedoch 580 Grad Celsius mit anschließender Warmband-Erwärmung auf über 700 Grad Celsius betragen. Weiterhin wird ein Kaltwalzgrad von 70 - 85 % sowie ein Durchlaufglühen bei 700 - 900 Grad Celsius mit maximal zwei Minuten Haltezeit empfohlen. Hinweise zur Zipfelbildung des Materials werden nicht gegeben.

**[0010]** Die US-PS 4 125 416 offenbart u.a. ein Verfahren bei dem warmeingesetzte Brammen mit Temperaturen oberhalb 830 °C aus legiertem Stahl, der 0,06-0,20 % C, 0,5-2,0 % Mn, 0,30-0,50 % Si sowie Nb und Ti in Mengen von 0,01-0,10% enthalten kann, auf Temperaturen oberhalb 980 °C erwärmt, dann zu Warmband gewalzt und bei 450-650 °C gehaspelt wird.

Für die Erzeugung hochfesten Kaltbandes aus diesem Warmband sind C-Gehalte von 0,10-0,11 %, ein Ti-Gehalt von 0,1 % und ein Nb-Gehalt von 0,04 % angegeben. Bei 67 % Umformgrad wird ein hochfestes Kaltband mit einer Streckgrenze größer als 48,1 kg/mm<sup>2</sup> erzeugt, daß anschließend im Bund oder in einer Durchlaufglühe rekristallisierend geglüht wird.

**[0011]** Aus der EP-A1-101 740 wird für einen gattungsgemäßen kaltgewalzten Stahl eine Brammenerwärmungstemperatur kleiner als 1100 Grad Celsius, eine Walzendtemperatur von unter  $A_{r3}$ , Haspeltemperaturen von 320 - 600 Grad Celsius und Kaltwalzgrade von 50 - 95 % sowie rekristallisierendes Durchlaufglühen empfohlen. Dabei soll ein Stahl mit maximal 0,005 % Kohlenstoff, maximal 0,004 % Stickstoff und maximal 0,02 % Niob in Kombination mit einem oder mehreren der Elemente Aluminium, Chrom, Bor oder Wolfram Verwendung finden. Erzielt werden hohe mittlere  $r$ -Werte oberhalb 1,2. Hinweise auf die Zipfeligkeit des Materials nach dem Tiefziehen sind nicht offenbart.

**[0012]** Ein weiteres Verfahren zur Herstellung tiefziehgeeigneter Stähle mit Brammenglühtemperatur kleiner 1100 Grad Celsius, Endwalztemperatur max. 780 Grad Celsius und Haspeltemperaturen von mindestens 450 Grad Celsius sowie Kaltbandglühen im Hauben- oder Durchlaufglühofen sind in der EP-B1-120 976 offenbart. Das Verfahren soll  $r$ -Werte um 2 erzielen; Werte für die Zipfelbildung sind nicht offenbart.

**[0013]** Es ist allgemein bekannt, daß Warmband eine gute quasiisotrope Umformbarkeit besitzt, jedoch eine nicht ausreichende Oberflächengüte und zu große Toleranzen aufweist und zudem nicht in Dicken unter 1,2 mm hergestellt wird.

**[0014]** Von daher liegt der Erfindung die Aufgabe zugrunde, ein zipfelfreies oder zumindest zipfelarmes tiefziehgeeignetes Blech aus Stahlband und ein entsprechendes Herstellverfahren vorzuschlagen, bei dem auf das Durchlaufglühen bei Temperaturen oberhalb  $A_1$  verzichtet, aber trotzdem kostengünstig produziert werden kann.

**[0015]** Die Aufgabe wird erfindungsgemäß durch die Ansprüche 1, 3 und 5 gelöst. Vorteilhafte Weiterbildungen der Erfindung sind in den Unteransprüchen erfaßt.

**[0016]** Überraschenderweise hat sich gezeigt, daß bei Anwendung der erfindungsgemäßen Brammen-, Glüh-, Walz- und Haspeltemperaturen für den genannten Stahl ein rekristallisierendes Glühen eines Bundes im Haubenofen ausreicht, um dem Stahlband oder dem konfektionierten Stahlblech hervorragende Tiefzieheigenschaften, insbesondere eine extreme Zipfelarmut, zu geben.

**[0017]** Die üblicherweise beim Stand der Technik für den Stahl St 4 NZ oder RSt 14 durch Normalglühen erreichten Werte der Korngröße von bestenfalls ASTM 8 entsprechend  $490 \mu\text{m}^2$  können durch das erfindungsgemäße Verfahren durch rekristallisierendes Glühen unterschritten werden, wobei zusätzlich niedrige Streckgrenzenwerte beibehalten werden können durch Wahl entsprechender Kaltwalzgrade in Abhängigkeit vom Titangehalt. Dies ergibt den Vorteil, daß auf hohe Investitionen für eine Durchlaufglühe für eine Normalglühbehandlung verzichtet werden kann.

**[0018]** Durch Variation der Zulegierung von Titan in den angegebenen Grenzen läßt sich praktisch jeder gewünschte Kaltwalzgrad für die Erzeugung zipfelfreien Materials einstellen.

**[0019]** Eine der Ursachen für die günstigen Eigenschaften des erzeugten Bleches ist in der frühzeitigen Bildung von Titanitrid zu sehen, so daß ein pan-cake-Gefüge während des rekristallisierenden Glühens durch die Aluminium-Nitrid-Ausscheidungen nicht entstehen kann.

**[0020]** Durch die Wahl niedriger Haspeltemperaturen um 520 Grad Celsius wurden überraschend Warmbandqualitäten erzielt, die nach dem Kaltwalzen ein zipfelfreies Material gewährleisteten und eine zusätzliche Kornverfeinerung ermöglichten.

**[0021]** Ein besonderer Vorteil des so hergestellten Warmbandes liegt darin, daß im Grundsatz keinerlei Restriktion hinsichtlich des anschließenden Kaltwalzens besteht, sofern der Kaltwalzgrad mindestens ca. 5 % beträgt, d.h. oberhalb der bekannten kritischen schwachen Kaltverformung bleibt, die beim Rekristallisationsglühen zu grobem Korn führt. Bisher war man bei der Erzeugung annähernd zipfelfreien Kaltbandes an bestimmte Kaltwalzgrade gebunden, sofern nicht normalgeglüht werden sollte.

**[0022]** Es wurde überraschend gefunden, daß zwar ein gewisser Titangehalt in der Stahllegierung unerlässlich ist, um das erfindungsgemäße Verfahren durchführen zu können und erfindungsgemäße Materialeigenschaften zu erzielen, aber diese Verfahrensparameter zumindest hinsichtlich des Kaltwalzgrades dann anzupassen sind, wenn der Stahllegierung das festigkeitssteigernde Element Niob hinzugefügt wird.

**[0023]** Die Variation der Kaltwalzgrade in Abhängigkeit von der Menge des zulegierten Titans ist bei gleichzeitiger Zulegierung von Niob in den angegebenen Grenzen auf Kaltwalzgrade von 45 bis 85 % beschränkt.

**[0024]** Die Zulegierung von Niob behindert nicht die frühzeitige Bildung von Titanitrid, so daß auch bei dieser erfindungsgemäßen Stahllegierung ein pan-cake-Gefüge während des rekristallisierenden Glühens nicht entstehen kann.

**[0025]** Eine gravierende technische und wirtschaftliche Bedeutung der Erfindung liegt in der Verwendung des Feinbleches für rotationssymmetrisch tiefgezogene Teile wie Nadellagerkäfige, Riemenscheibenhälften usw. Das erfindungsgemäße Blech kann in diesen Fällen ohne wesentliche Nacharbeit wie Abschneiden der Zipfel eingesetzt werden. Die Zipfelarmut verhindert beim Tiefziehen auch das Entstehen sektoraler Wandschwächungen, so daß die gezogenen Teile bei Rotation keine Unwucht aufweisen. Weitere Vorteile zipfelarmen oder zipfelfreien Kaltbandes sind bekannt, so daß sich eine weitere Beschreibung erübrigt.

**[0026]** Einige Ausführungsbeispiele sollen das Ergebnis des erfindungsgemäßen Verfahrens verdeutlichen.

**[0027]** Aus den erfindungsgemäßen Schmelzen A - D sowie den Vergleichsschmelzen E - F (Tabelle 1) werden Brammen von 210 mm Dicke im Strang vergossen. Nach Erwärmung im Stoßofen auf 1250 Grad Celsius wurde die Bramme zu Warmband von 3 mm Dicke ausgewalzt, gehaspelt und auf Raumtemperatur abgekühlt. Die Walzendtemperaturen und Haspeltemperaturen zeigt Tabelle 2. Nach dem Beizen wurden Bänder durch Kaltwalzen in unterschiedlichen Stufen von 10 % bis zu 80 % auf Feinblechdicke reduziert und erneut gehaspelt. Das Band wurde im Hauben- glühofen der Bauart Fa. Ludwig auf 700 Grad Celsius erwärmt, mit einem Durchsatz von 1,1 t/h bis 1,9 t/h rekristallisierend geglüht und anschließend im Ofen auf 120 Grad Celsius abgekühlt. Nach dem Dressieren mit Umformgraden von 1 - 1,2 % wurde das Band zu Blechtafeln konfektioniert.

Blechronden von 90 bzw. 180 mm Durchmesser wurden mit Ziehstempeln von 50 bzw. 100 mm Durchmesser bei Haltekräften von 50 kN zu Näpfchen tiefgezogen.

**[0028]** Figur 1 zeigt drei verschiedene Näpfchen, die die im folgenden verwendeten Begriffe zipfelig (Fig. 1a), zipfelarm (Fig. 1b) und zipfelfrei (Fig. 1c) definieren sollen, da die Messung der Zipfelhöhe mit den handelsüblichen Zipfelmeßgeräten, insbesondere von zipfelarmen und zipfelfreien Näpfchen mit geringen Höhendifferenzen bereits bei kleinsten Tiefziehgraten auf dem Näpfchenrand problematisch ist.

Diese Definition wurde für Figur 10 zur Darstellung der Zipfeligkeit von Näpfchen aus den verschiedenen Schmelzen übernommen. Bestätigt wurde die Erkenntnis, daß der bei 710 Grad Celsius gehaspelte Stahl E nur bei Kaltwalzgraden kleiner ca. 25 % zipfelfrei ist und im Bereich 30 - 50 % Kaltwalzgrad allenfalls als zipfelarm bezeichnet werden kann. Für den Vergleichsstahl F der gemäß Stand der Technik bei 500 Grad Celsius gehaspelt wurde, wurde Zipfeligkeit bei Kaltwalzgraden größer 30 % festgestellt.

Die Fotos in den Figuren 8 und 9 belegen dies eindrucksvoll.

**[0029]** Bei Verwendung der erfindungsgemäß gewalzten und geglühten Stähle A - D zeigten die Näpfchen in Abhängigkeit vom Titangehalt bei verschiedenen Kaltwalzgraden ein unterschiedliches Tiefziehergebnis:

Stahl A mit 0,01 % Ti:

Die Näpfchen waren bei Kaltwalzgraden von Epsilon = 30 - 50 % absolut zipfelfrei, während Kaltwalzgrade von 20 % bzw. 60 % nur zipfelarmes Näpfchen-Ziehen ermöglichte.

Stahl B mit 0,02 % Ti:

Zipfelfrei bei Epsilon = 10 % sowie 50 - 80 %

Zipfelarm bei Epsilon = 20 %; 40 %

Stähle C1/C2 mit 0,03 % Ti, wobei C1 mit 500 Grad Celsius und C2 mit 450 Grad Celsius gehaspelt wurde:

Zipfelfrei bei Epsilon = 10 - 20 % sowie 60 - 80 %

Zipfelarm bei Epsilon = 30 %; 50 %

Stahl D mit 0,04 % Ti:

Zipfelfrei bei Epsilon = 60 - 70 % bzw. 20 %

Zipfelarm bei Epsilon = 15 %, 25 %; 55 %; 80 %

Aus dem Vergleich der Kurven für die Stähle A - D lassen sich Tendenzen ablesen, die für Zwischenwerte des Legierungselementes Titan beispielsweise 0,025 % Ti - ausgehend von Stahl B - zipfelfreies Näpfchen-ziehen bei Kaltwalzgraden bis 15 % oder 20 % und bis 85 % erwarten lassen, also eine Kurvenverschiebung nach rechts; bei Werten zwischen 0,01 % und 0,02 % umgekehrt eine Verschiebung der "zipfelfreien" Kaltwalzgrade zu niedrigeren Umformverhältnissen nahelegen.

**[0030]** Die zu den Stählen gemäß Figur 10 und Tabelle 1 bzw. 2 korrespondierenden Fotos der Figuren 3 bis 7 von tiefgezogenen Näpfchen veranschaulichen das Ergebnis deutlich.

**[0031]** Überraschend zeigte sich, daß den "zipfelfreien" Umformgraden jeweils ein bestimmtes Zugfestigkeits- und Streckgrenzenniveau zugeordnet werden konnte (Figur 11) und die größte Zipfeligkeit gleichzeitig bei der niedrigsten Streckgrenze/Zugfestigkeit festzustellen war.

Beispiel: Stahl B

**[0032]**

a) Zipfelfreiheit beim Kaltwalzgrad 10 % - 15 %  $\hat{=}$

Streckgrenzenniveau  $R_{p0,2} = 400 - 350 \text{ N/mm}^2$

Zugfestigkeitsniveau  $R_m = 450 - 400 \text{ N/mm}^2$

b) Zipfeligkeit beim Kaltwalzgrad 30 %  $\hat{=}$

$R_{p0,2} = 180 \text{ N/mm}^2$  und  $R_m = 320 \text{ N/mm}^2$

c) Zipfelfreiheit beim Kaltwalzgrad 50 - 80 %  $\hat{=}$

$R_{p0,2} = 250 - 280 \text{ N/mm}^2$  und  $R_m = 360 - 370 \text{ N/mm}^2$

Diese Erkenntnis ermöglicht eine bauteil- oder funktionsangepaßte Wahl der Festigkeit für ein und dasselbe Bauteil durch Änderung der Parameter Titangehalt und Kaltwalzgrad.

**[0033]** Tabelle 2 zeigt korrespondierend zu Figur 12 die erfindungsgemäß erzielte Korngröße in ASTM-Einheiten; die erzielbare Kornverfeinerung gegenüber Stählen ohne Titanzusatz nach dem Stand der Technik ist erheblich und reicht bis ASTM 11.

**[0034]** Das größte Korn wurde bei geringem Ti-Zusatz und geringem Kaltwalzgrad erzielt (ASTM 7). Vergleichsweise wurden bei den Stählen A - D die Warmband-Werte für die Korngröße (ASTM 9-10) in die Figur 12 aufgenommen. Für einen Stahl C (Varianten C3 - C5) wurden Versuche mit variabler Haspeltemperatur  $T_h$  und Glühdurchsatz  $P_g$  durchgeführt (Tabelle 3). Während Schwankungen in der Durchsatzmenge des Haubenglühofens von 1,1 - 1,9 t/h sowohl die Korngröße als auch die ebene Anisotropie  $\Delta r$  nicht negativ beeinflussten, hatte eine Erhöhung der Haspeltemperaturen auf 710 Grad Celsius bei annähernd gleichen Walzendtemperaturen eine Kornvergrößerung und eine Verschlechterung der ebenen Anisotropie zur Folge.

**[0035]** Die Figuren 2a, 2b, 2c zeigen entsprechende Ergebnisse an Näpfchen aus 180 mm-Ronden, die mit 100 mm-Stempeln bei 50 kN Rückhaltekraft tiefgezogen wurden.

**[0036]** In Tabelle 1 sind auch die Schmelzanalysen des erfindungsgemäß bei dem Verfahren einzusetzenden Stahles G mit 0,01 % Titan, H mit 0,02 % Titan und I mit 0,03 % Titan bei 0,05 % bzw. 0,06 % Niobzugabe aufgelistet, dazu wurde ein Vergleichsstahl K mit 0,05 % Niobzugabe, aber ohne Titangehalt aufgeführt. Aus den erfindungsgemäßen Schmelzen G - I sowie der Vergleichsschmelze K wurden Brammen von 220 mm Dicke im Strang vergossen. Nach Erwärmung im Stoßofen auf 1250 Grad Celsius wurde die Bramme zu Warmband von 4 mm Dicke ausgewalzt und gehaspelt sowie auf Raumtemperatur abgekühlt. Die Walzendtemperatur betrug 880 Grad Celsius und die Haspeltemperatur 510 Grad Celsius. Nach dem Beizen wurden die Bänder durch Kaltwalzen in unterschiedlichen Stufen von 10 bis 80 % auf Feinblechdicke reduziert und erneut gehaspelt. Nach dem Haspeln wurde das festgewickelte Band im Haubenglühofen der Bauart Fa. Ludwig auf 700 Grad Celsius erwärmt und bei Durchsatzraten von 1,1 Tonnen bzw. 1,8 Tonnen pro Stunde rekristallisierend geglüht, anschließend im Haubenglühofen auf 120 Grad Celsius abgekühlt. Nach dem Dressieren mit einem Umformgrad von 1,1 % wurde das Band zu Blechtafeln konfektioniert. Blechrollen von 90 mm Durchmesser wurden mit Ziehstempeln von 50 mm Durchmesser zu Näpfchen tiefgezogen (Figuren 13 - 16).

**[0037]** Für den Vergleichsstahl K, der in der Legierung kein Titan enthält, ansonsten zu der gattungsgemäßen Stahlsorte gehört, zeigt Fig. 16 deutlich, daß bei keinem der erprobten Kaltwalzgrade zipfelfreies Tiefziehen möglich war.

**[0038]** Bei Verwendung der erfindungsgemäß gewalzten und geglühten Stähle G bis I zeigten die Näpfchen in Abhängigkeit vom Titangehalt bei verschiedenen Kaltwalzgraden ein geringfügig unterschiedliches Tiefziehergebnis:

Stahl G mit 0,01 % Titan (Fig. 13):

Die Näpfchen waren bei Kaltwalzgraden von Epsilon = 45 bis 85 % in der Kategorie zipfelarm und bei etwa 60 bis 80 % Kaltwalzgraden sogar zipfelfrei.

Stahl H mit 0,02 % Titan (Fig. 14):

Zipfelarm im Bereich Epsilon = 55 bis 85 % fast zipfelfrei im Bereich von 60 bis 75 %.

Stahl I mit 0,03 % Titan (Fig. 15):

Zipfelarm im Bereich von 60 bis 70 % Kaltwalzgraden.

**[0039]** Bei den erfindungsgemäß hergestellten Stählen konnten beispielsweise bei einem Titangehalt von 0,01 % am tiefziehfertigen Blech Streckgrenz- und Zugfestigkeitswerte festgestellt werden, die um mehr als 50 N/mm<sup>2</sup> über den Kennwerten des nur titanlegierten Materials lagen.

**[0040]** Die in Tabelle 1 aufgeführten erfindungsgemäßen Schmelzen L bzw. M mit Phosphorgehalten an der oberen Analysengrenze wurden behandelt wie die Stähle A - F. Die Haspeltemperatur betrug 510 bzw. 500 Grad Celsius. Bei einem Kaltwalzgrad von 66 % wurde die Konstanz der Ergebnisse über die gesamte Bandlänge geprüft, um die Effektivität des Bundglühens zu bestätigen. Die Näpfchen aus dem Tiefziehversuchen sind in Fig. 17 bzw. 18 dargestellt. Sie zeigen, daß zipfelfreies Material sowohl am Bandanfang (Position O) als auch nach jedem weiteren Viertel des Bandlänge bis zum Bandende (Position 1) erzeugt wurde.

**T a b e l l e 1**  
 -----  
 S c h m e l z a n a l y s e  
 (Werte in Gewichtsprozenten)

Stahl	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ti	Nb	Bemerkungen	Figur
A	0,046	0,02	0,17	0,009	0,011	0,022	0,0025	0,01	-		3
B	0,044	0,025	0,25	0,013	0,005	0,054	0,0032	0,02	-		4
C	0,048	0,03	0,24	0,014	0,006	0,051	0,0034	0,03	-		2,5,6
D	0,03	0,03	0,20	0,012	0,005	0,078	0,0050	0,04	-		7
E	0,04	0,02	0,25	0,020	0,015	0,061	0,0033	-	-	Vergleich	8
F	0,04	0,03	0,25	0,008	0,007	0,065	0,0047	-	-	Vergleich	9
G	0,08	0,06	0,58	0,015	0,008	0,043	0,0038	0,01	0,05		13
H	0,08	0,10	0,54	0,010	0,002	0,046	0,0039	0,02	0,05		14
I	0,08	0,09	0,56	0,015	0,005	0,049	0,0046	0,03	0,06		15
K	0,06	0,40	1,11	0,018	0,006	0,043	0,0039	-	0,05	Vergleich	16
L	0,04	0,04	0,22	0,077	0,011	0,073	0,005	0,03	-		17
M	0,06	0,04	0,78	0,068	0,011	0,047	0,007	0,025	-		18

Tabelle 2

Stahl	Tw °C	Th °C	K min / max	Figur
A	860	490	10 / 7	3
B	870	500	11 / 9	4
C1	870	500	11 / 9	5
C2	880	450	11 / 9	6
D	890	430	11 / 9	7
E	900	710	9 / 4	8
F	890	500	9 / 6	9

Tabelle 3

Stahl	Tw °C	Th °C	Pg t/h	K	$\Delta r$ min /max	Figur
C3	880	520	1,1	9 - 10	-0,07/+0,06	2a
C4	915	540	1,9	9 - 10	-0,04/+0,08	2b
C5	870	710	1,9	8 - 9	+0,09/+0,17	2c

In Tabelle 2 und 3 bedeuten

Tw Walzendtemperatur  
 Th Haspeltemperatur  
 K Korngröße nach ASTM  
 Pg Glühdurchsatz  
 $\Delta r$  ebene Anisotropie

## Patentansprüche

- Verfahren zur Herstellung eines kaltgewalzten Bleches oder Bandes mit guter quasi-isotroper Umformbarkeit aus Stahl mit folgender Zusammensetzung in Gewichtsprozenten:

0,03 - 0,08 % Kohlenstoff

max. 0,40 % Silizium

0,10 bis 1,0 % Mangan

max. 0,08 % Phosphor

max. 0,02 % Schwefel

max. 0,009 % Stickstoff

0,015 bis 0,08 % Aluminium

0,01 bis 0,04 % Titan

max. 0,15 % von einem oder mehreren der Elemente aus der Gruppe Kupfer, Vanadium, Nickel Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen, wobei der Titangehalt mindestens dem 3,5-fachen des Stickstoffgehaltes entspricht,

bei dem die Bramme auf oberhalb 1120 Grad Celsius erwärmt und zu Warmband bei einer Walzendtemperatur oberhalb des  $Ar_3$ -Punktes ausgewalzt und bei  $520 \pm 100$  Grad Celsius gehaspelt und nach dem Kaltwalzen rekristallisierend im Bund geglüht wird.

- Verfahren zur Herstellung eines kaltgewalzten Bleches oder Bandes gemäß Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, daß** es in Abhängigkeit vom Titangehalt mit nachstehenden Umformgraden (Epsilon) kaltgewalzt wird:

ca. 0,01 % Titan	Epsilon 20 - 60 %, vorzugsweise 30 - 50 %
ca. 0,02 % Titan	Epsilon 5 - 20 %, vorzugsweise 10 - 15 % oder Epsilon 40 - 85 %, vorzugsweise 50 - 80 %
ca. 0,03 % Titan	Epsilon 5 - 25 %, vorzugsweise 10 - 20 % oder

(fortgesetzt)

ca. 0,04 % Titan	Epsilon 50 - 85 %, vorzugsweise 60 - 80 % Epsilon 15 - 25 %, vorzugsweise 20 % oder Epsilon 55 - 80 %, vorzugsweise 60 - 70 %
------------------	--

und anschließend bei Temperaturen unterhalb  $A_1$  rekristallisierend gegläht und danach mit einem Umformgrad von ca. 1 % dressiert wird.

3. Verfahren zur Herstellung eines kaltgewalzten Bleches oder Bandes mit guter quasi-isotroper Umformbarkeit aus Stahl mit folgender Zusammensetzung in Gewichtsprozenten:

0,03 - 0,08 % Kohlenstoff

max. 0,40 % Silizium

0,10 bis 1,0 % Mangan

max. 0,08 % Phosphor

max. 0,02 % Schwefel

max. 0,009 % Stickstoff

0,015 bis 0,08 % Aluminium

0,01 bis 0,04 % Titan

max. 0,15 % von einem oder mehreren der Elemente aus der Gruppe Kupfer, Vanadium, Nickel 0,01 bis 0,06 % Niob

Rest Eisen und unvermeidbare Verunreinigungen, wobei der Titangehalt mindestens dem 3,5-fachen des Stickstoffgehaltes entspricht,

bei dem die Bramme auf oberhalb 1120 Grad Celsius erwärmt und zu Warmband bei einer Walzendtemperatur oberhalb des  $Ar_3$ -Punktes ausgewalzt und bei  $520 \pm 100$  Grad Celsius gehaspelt, dann in Abhängigkeit vom Titangehalt mit nachstehenden Umformgraden (Epsilon) kaltgewalzt wird:

ca. 0,01 % Titan	Epsilon 45 bis 85 %
ca. 0,02 % Titan	Epsilon 55 bis 85 %
ca. 0,03 % Titan	Epsilon 60 bis 70 %

und anschließend bei Temperaturen unterhalb  $A_1$  rekristallisierend im Bund gegläht und danach mit einem Umformgrad von ca. 1 % dressiert wird.

4. Verfahren nach einem der Ansprüche 1 bis 3, **dadurch gekennzeichnet, daß** der Stahl nach dem Kaltwalzen im Festbund gegläht wird.
5. Zum Tiefziehen geeignetes Blech oder Band aus Stahl in der angegebenen Zusammensetzung und hergestellt nach einem der in den Ansprüchen 1 bis 4 angegebenen Verfahren, **gekennzeichnet durch** ein rekristallisiertes Gefüge mit einer Ferritkorngroße feiner als ASTM 7 für einen Titangehalt von 0,01 % und feiner als ASTM 9 für Titangehalte von 0,015 bis 0,04 % und **durch** einen Titangehalt, der mindestens dem 3,5-fachen des Stickstoffgehaltes entspricht.
6. Verwendung eines gemäß einem der Verfahren nach Anspruch 1 bis 4 hergestellten Bleches oder Bandes für das zipfelarme Tiefziehen vorzugsweise von rotationssymmetrischen Teilen.
7. Verwendung eines Stahles gemäß Anspruch 1 oder 3 für die Herstellung tiefgezogener, vorzugsweise rotations-symmetrischer Teile.

## Claims

1. Method of producing a cold-rolled sheet or strip from steel, having good quasi-isotropic deformability and having the following composition in percentages by weight:

0.03 - 0.08 % carbon



max. 0.40 % silicon  
 0.10 to 1.0 % manganese  
 max. 0.08 % phosphorus  
 max. 0.02 % sulphur  
 max. 0.009 % nitrogen  
 0.015 to 0.08 % aluminium  
 0.01 to 0.04 % titanium  
 max. 0.15 % of one or more of the elements from the group copper, vanadium, nickel, remainder: iron and inevitable impurities,

wherein the titanium content corresponds to at least 3.5 times the nitrogen content and wherein the slab is heated to above 1120 degrees Celsius, rolled out to form a hot strip at a final rolling temperature above the  $Ar_3$  point, wound on a reel at  $520 \pm 100$  degrees Celsius and annealed in a recrystallising manner in the coil after the cold-rolling process.

2. Method of producing a cold-rolled sheet or strip according to claim 1, **characterised in that** it is cold-rolled in dependence on the titanium content with the following degrees of deformation (epsilon):

approx. 0.01 % titanium	epsilon 20 - 60 %, preferably 30 - 50 %
approx. 0.02 % titanium	epsilon 5 - 20 %, preferably 10 - 15 % or epsilon 40 - 85 %, preferably 50 - 80 %
approx. 0.03 % titanium	epsilon 5 - 25 %, preferably 10 - 20 % or epsilon 50 - 85 %, preferably 60 - 80 %
approx. 0.04 % titanium	epsilon 15 - 25 %, preferably 20 % or epsilon 55 - 80 %, preferably 60 - 70 %

and subsequently annealed in a recrystallising manner at temperatures below  $A_1$  and thereafter finished with a degree of deformation of approx. 1 %.

3. Method of producing a cold-rolled sheet or strip from steel, having good quasi-isotropic deformability and having the following composition in percentages by weight:

0.03 - 0.08 % carbon  
 max. 0.40 % silicon  
 0.10 to 1.0 % manganese  
 max. 0.08 % phosphorus  
 max 0.02 % sulphur  
 max. 0.009 % nitrogen  
 0.015 to 0.08 % aluminium  
 0.01 to 0.04 % titanium  
 max. 0.15 % of one or more of the elements from the group copper, vanadium, nickel  
 0.01 to 0.06 % niobium  
 remainder: iron and inevitable impurities,

wherein the titanium content corresponds to at least 3.5 times the nitrogen content and wherein the slab is heated to above 1120 degrees Celsius, rolled out to form a hot strip at a final rolling temperature above the  $Ar_3$  point and wound on a reel at  $520 \pm 100$  degrees Celsius, then it is cold-rolled in dependence on the titanium content with the following degrees of deformation (epsilon):

approx. 0.01 % titanium	epsilon 45 to 85 %,
approx. 0.02 % titanium	epsilon 55 to 85 %,
approx. 0.03 % titanium	epsilon 60 to 70 %,

and subsequently annealed in a recrystallising manner at temperatures below  $A_1$  in the coil and thereafter finished with a degree of deformation of approx. 1 %.

4. Method according to one of claims 1 to 3, **characterised in that** the steel is annealed in the fixed coil after the cold-rolling process.

5. Sheet or strip, formed from steel in the above-mentioned composition, which is suitable for deep-drawing and is produced according to a method mentioned in claims 1 to 4, **characterised by** a recrystallised structure having a ferrite particle size finer than ASTM 7 for a titanium content of 0.01 % and finer than ASTM 9 for titanium contents of 0.015 to 0.04 % and by a titanium content which corresponds to at least 3.5 times the nitrogen content.

6. Use of a sheet or strip, which has been produced according to one of the methods according to claims 1 to 4, for the low-peak deep-drawing of, preferably, rotationally symmetrical parts.

7. Use of a steel according to claim 1 or 3 for the production of deep-drawn, preferably rotationally symmetrical parts.

## Revendications

1. Procédé de fabrication d'une tôle ou d'une bande, laminée à froid, présentant une bonne aptitude à la déformation quasi-isotrope, en un acier présentant la composition suivante, en pourcentages en poids:

0,03 - 0,08 % de carbone

au maximum 0,40 % de silicium

0,10 à 1,0 % de manganèse

au maximum 0,08 % de phosphore

au maximum 0,02 % de soufre

au maximum 0,009 % d'azote

0,015 à 0,08 % d'aluminium

0,01 à 0,04 % de titane

au maximum 0,15 % d'un ou plusieurs des éléments choisis dans le groupe constitué par le cuivre, le vanadium et le nickel

le reste étant constitué par du fer et par les impuretés inévitables, la teneur en titane correspondant au moins à 3,5 fois la teneur en azote, procédé suivant lequel la brique est chauffée à une valeur dépassant 1120 degrés Celsius, et est laminée à chaud en un feuillard à une température finale de laminage dépassant le point  $A_{r3}$ , et est bobinée à  $520 \pm 100$  degrés Celsius, et, après le laminage à froid, est soumise à un recuit de recristallisation dans la bobine.

2. Procédé de fabrication d'une tôle ou d'une bande, laminée à froid, selon la revendication 1, **caractérisé par le fait qu'elle** est laminée à froid en fonction de la teneur en titane avec les taux de déformation ci-après (epsilon).

environ 0,01 % de titane	epsilon 20 - 60 %, de préférence 30 - 50 %;
environ 0,02 % de titane	epsilon 5 - 20 %, de préférence 10 - 15 %, ou epsilon 40 - 85 %, de préférence, 50 - 80 %;
environ 0,03 % de titane	epsilon 5 - 25 %, de préférence 10 - 20 %, ou epsilon 50 - 85 % de préférence 60 - 80 %;
environ 0,04 % de titane	epsilon 15 - 25 %, de préférence 20 %, ou epsilon 55 - 80 %, de préférence 60 - 70 %;

puis soumise à un recuit de recristallisation à des températures inférieures à  $A_1$ , et, ensuite, soumise à un dressage avec un taux de déformation d'environ 1 %.

3. Procédé de fabrication d'une tôle ou d'une bande, laminée à froid, présentant une bonne aptitude à la déformation quasi-isotrope, à partir d'un acier présentant la composition suivante en pourcentages en poids:

0,03 - 0,08 % de carbone

au maximum 0,40 % de silicium

0,10 à 1,0 % de manganèse

au maximum 0,08 % de phosphore

au maximum 0,02 % de soufre

au maximum 0,009 % d'azote

0,015 à 0,08 % d'aluminium

0,01 à 0,04 % de titane

au maximum 0,15 % d'un ou plusieurs des éléments choisis dans le groupe constitué par le cuivre, le vanadium, le nickel

## EP 0 400 031 B2

0,01 à 0,06 % de niobium

le reste étant constitué par du fer et par les impuretés inévitables, la teneur en titane correspondant au moins à 3,5 fois la teneur en azote, procédé suivant lequel la brame est chauffée à une température dépassant 1120 degrés Celsius et laminée à chaud en un feuillard à une température finale de laminage dépassant le point  $Ar_3$  et bobinée à une température de  $520 \pm 100$  degrés Celsius, puis est laminée à froid en fonction de la teneur en titane avec les taux de déformation suivants (epsilon):

environ 0,01 % de titane	epsilon 45 à 85 %
environ 0,02 % de titane	epsilon 55 à 85 %
environ 0,03 % de titane	epsilon 60 à 70 %

puis soumise à un recuit de recristallisation dans la bobine à des températures inférieures à  $A_1$ , et ensuite, soumise à un dressage avec un taux de déformation d'environ 1 %.

4. Procédé selon l'une des revendications 1 à 3, **caractérisé par le fait que** l'acier est soumis à un recuit dans la bobine serrée après le laminage à froid.
5. Tôle ou bande appropriée pour l'emboutissage profond, en un acier ayant la composition indiquée et fabriquée conformément à l'un des procédés indiqués dans l'une des revendications 1 à 4, **caractérisée par** une structure recristallisée présentant une grosseur de grain de ferrite inférieure à ASTM 7 pour une teneur en titane de 0,01 %, et inférieure à ASTM 9 pour des teneurs en titane de 0,015 à 0,04 % et par une teneur en titane correspondant au moins à 3,5 fois la teneur en azote.
6. Utilisation d'une tôle ou d'une bande fabriquée conformément à l'un des procédés tel que définis à l'une des revendications 1 à 4, pour l'emboutissage profond sans formation d'oreilles, de préférence, de pièces à symétrie de rotation.
7. Utilisation d'un acier tel que défini à l'une des revendications 1 ou 3, pour la fabrication de pièces ayant été soumises à un emboutissage profond, de préférence à symétrie de rotation.

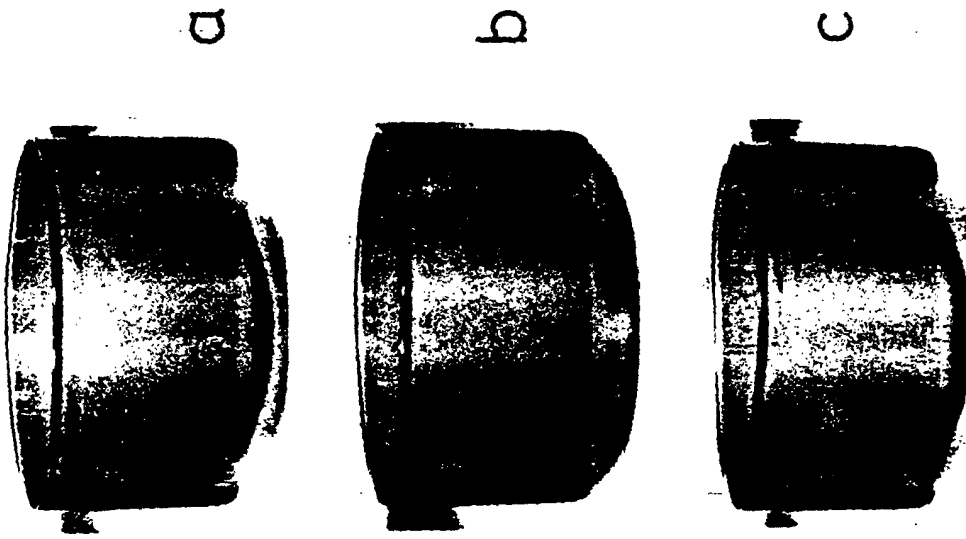


FIG.2

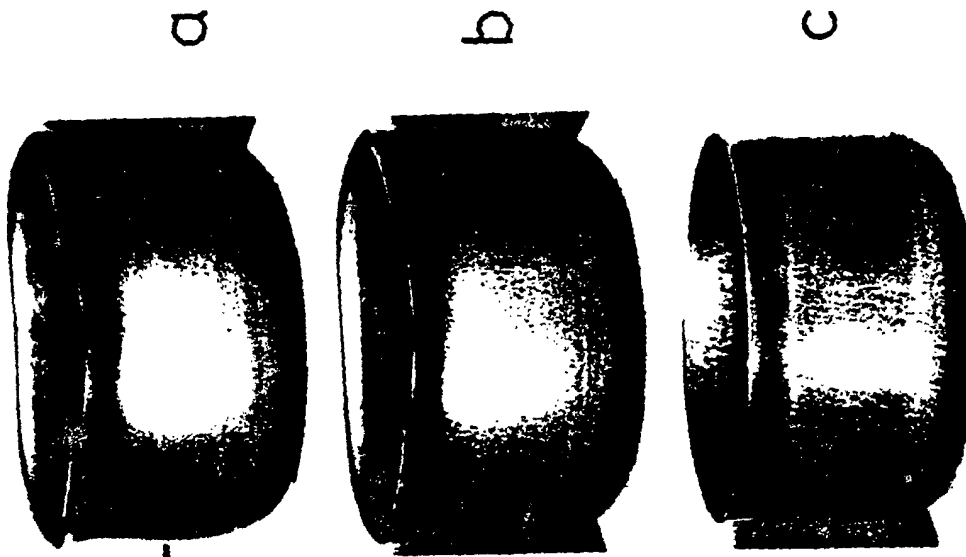


FIG.1

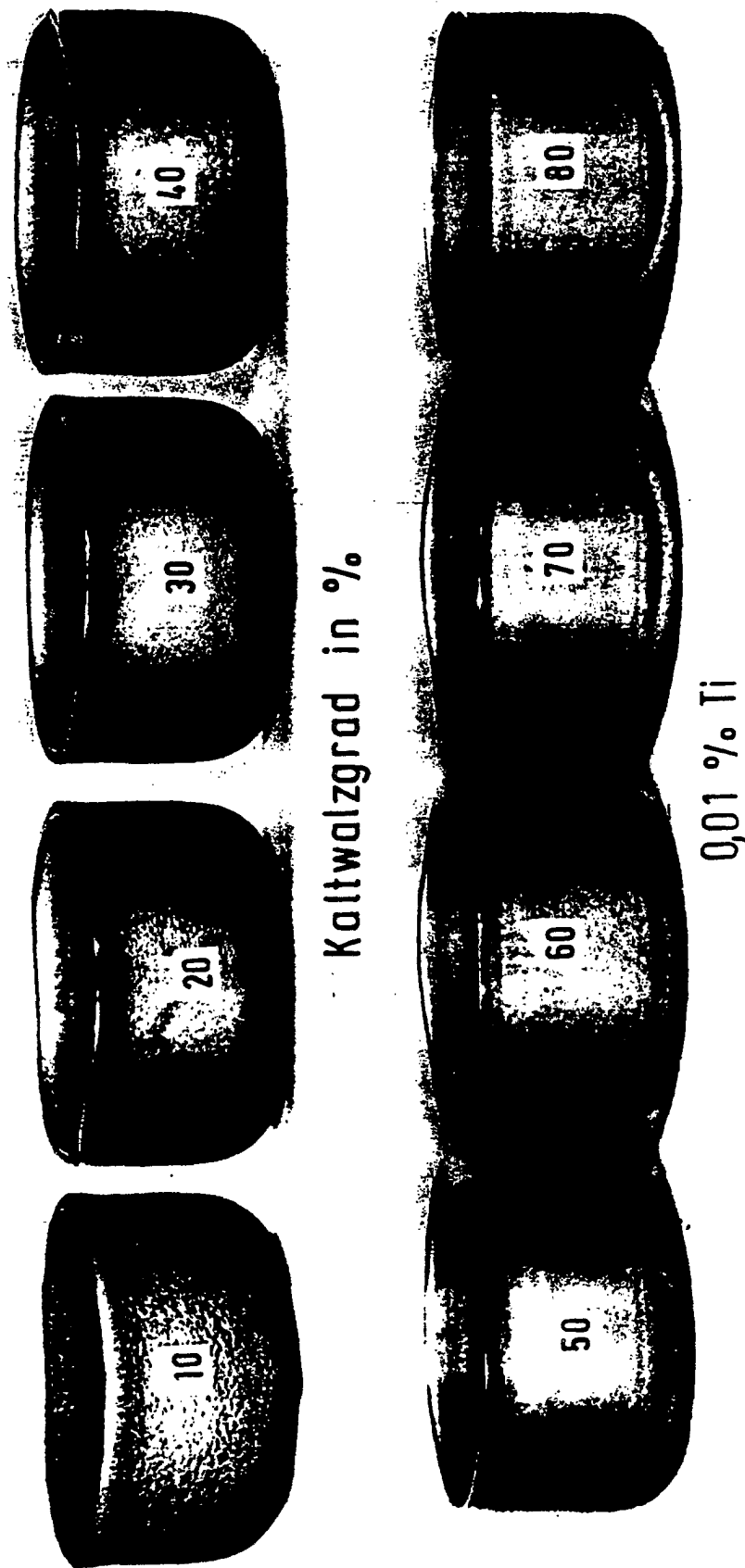


FIG. 3

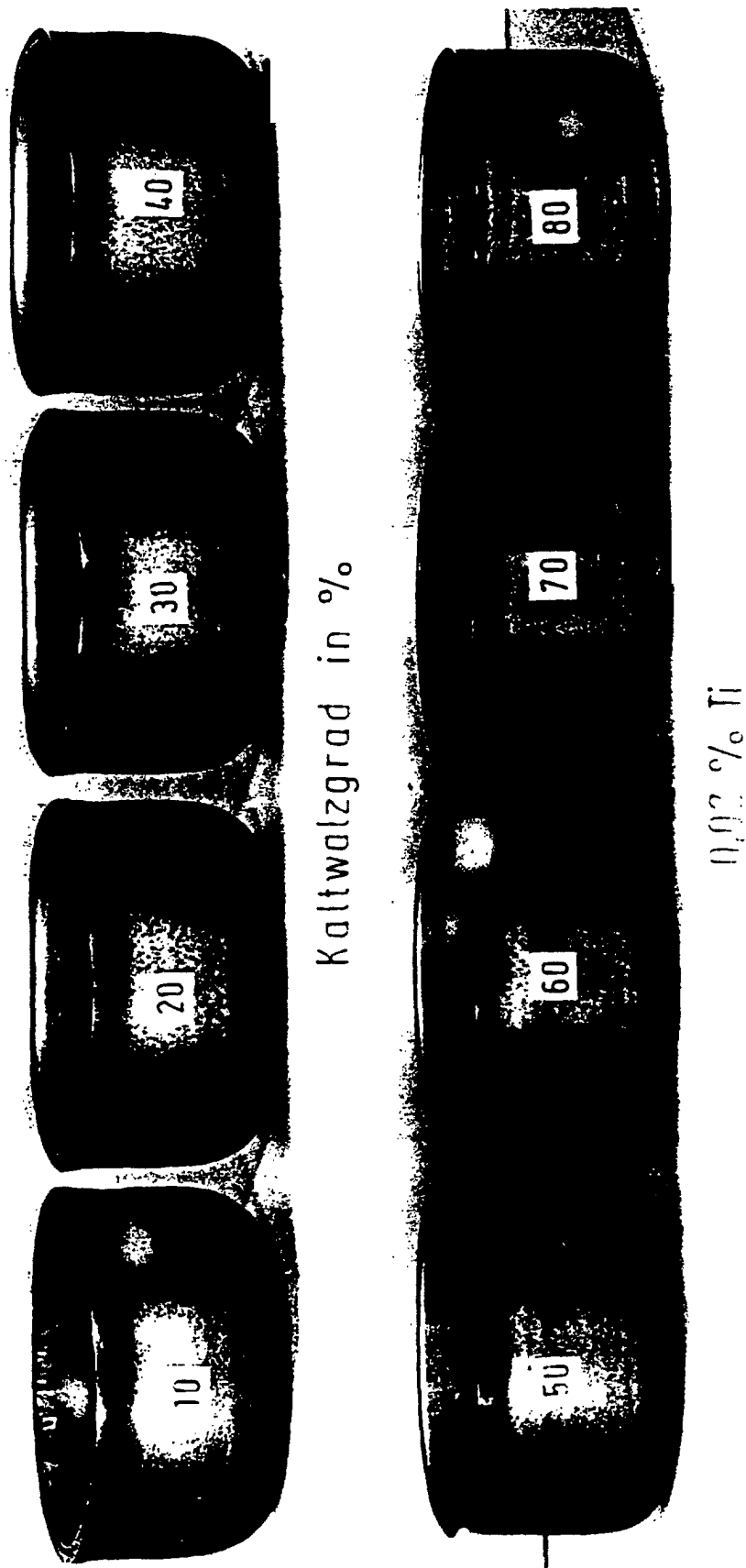


FIG. 4

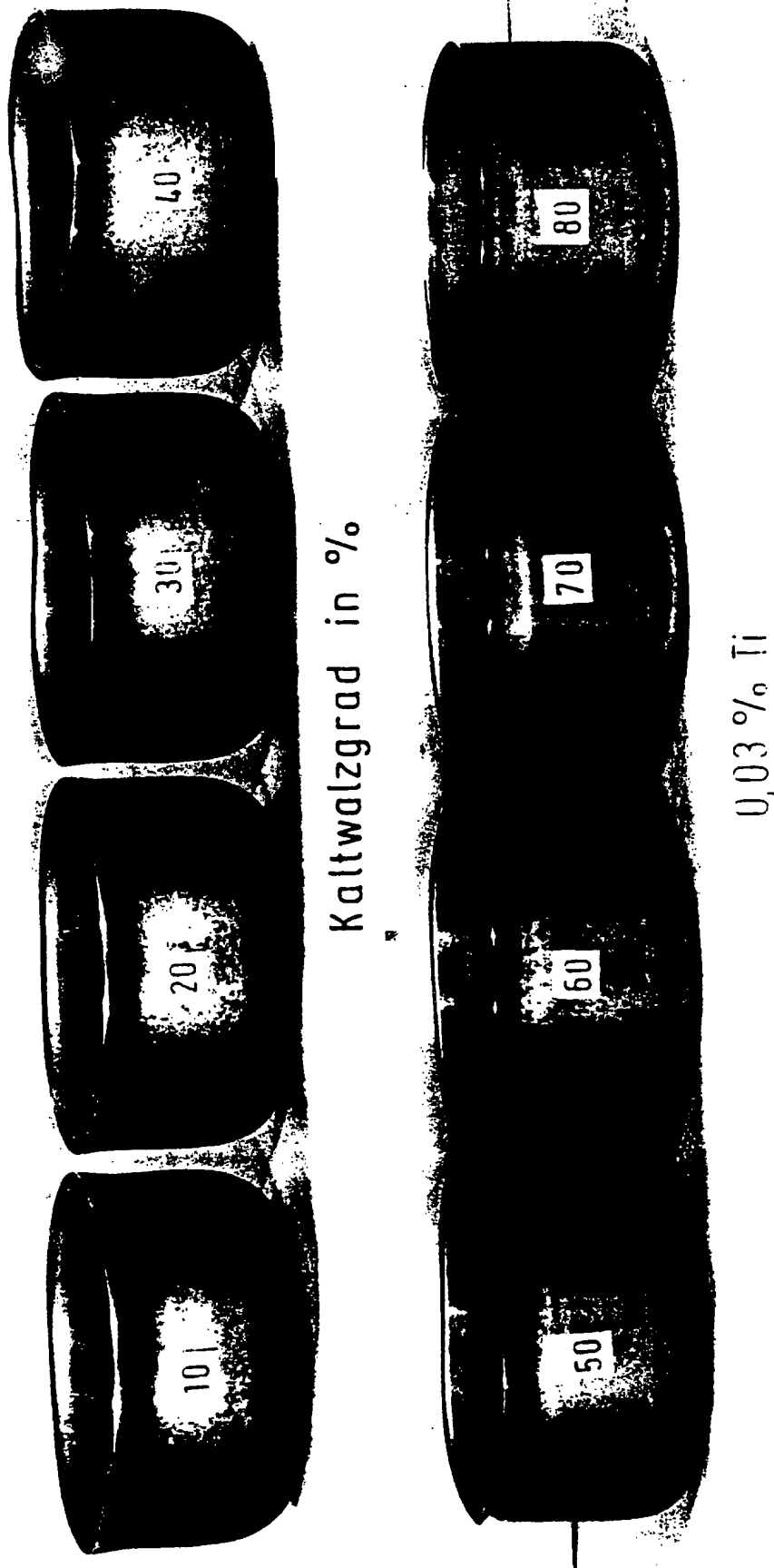


FIG.5

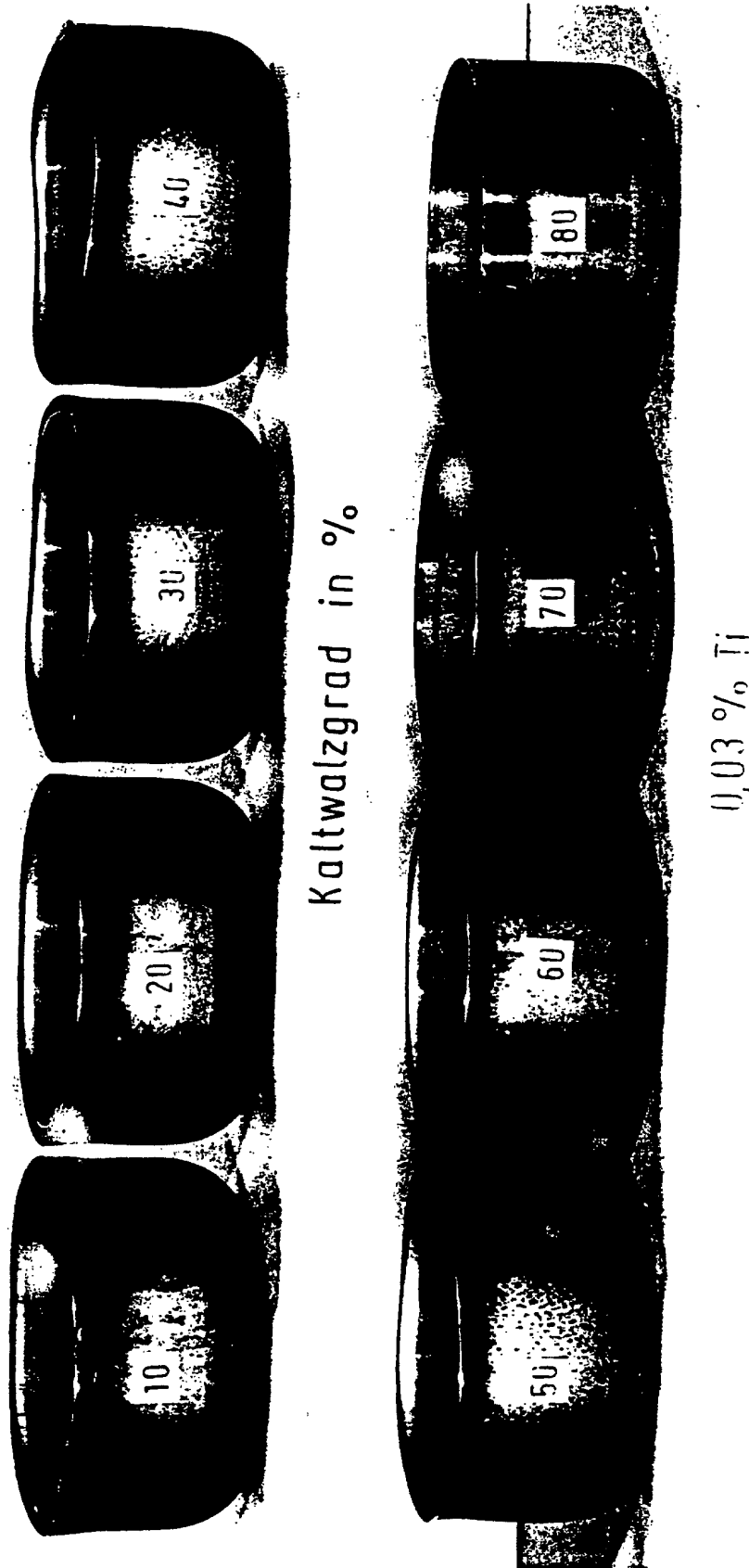


FIG. 6



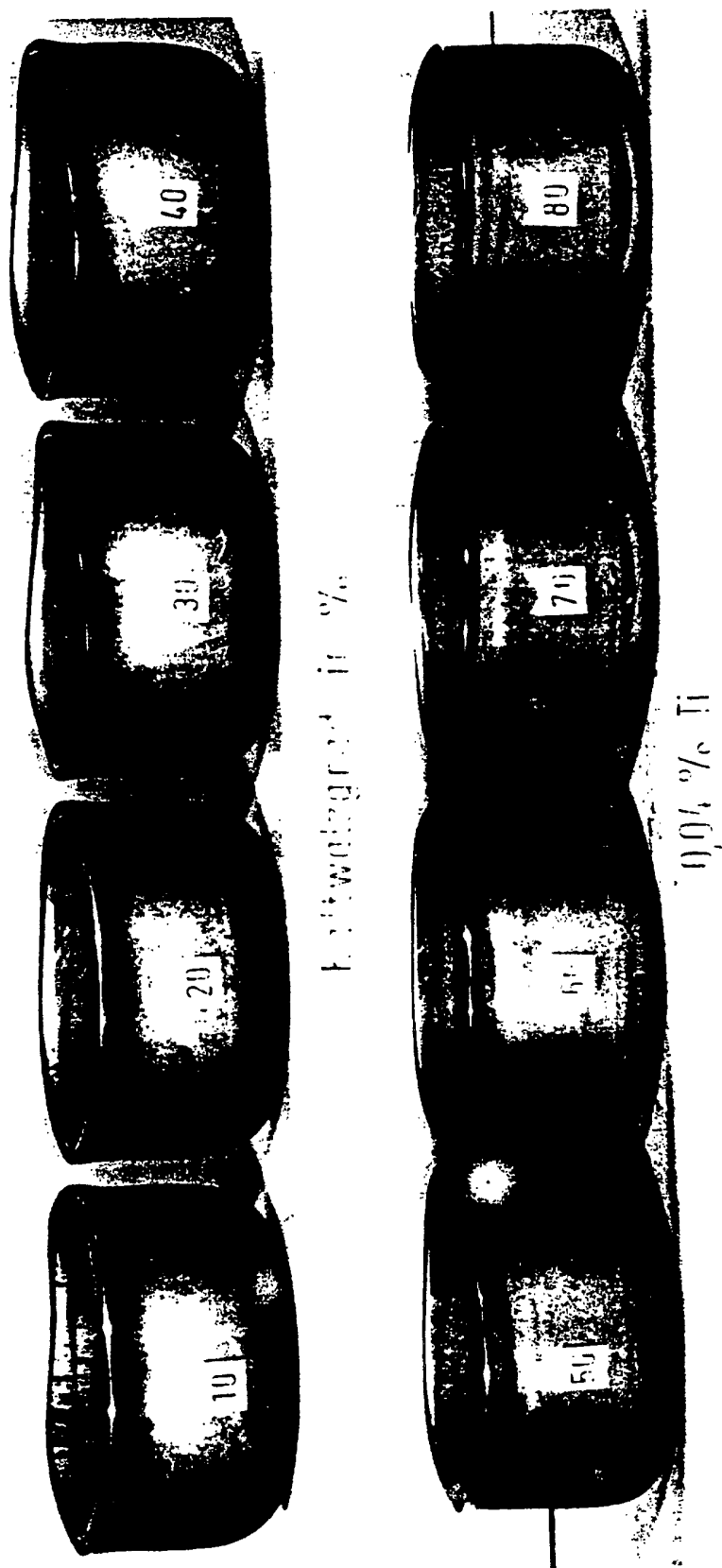


FIG. 7

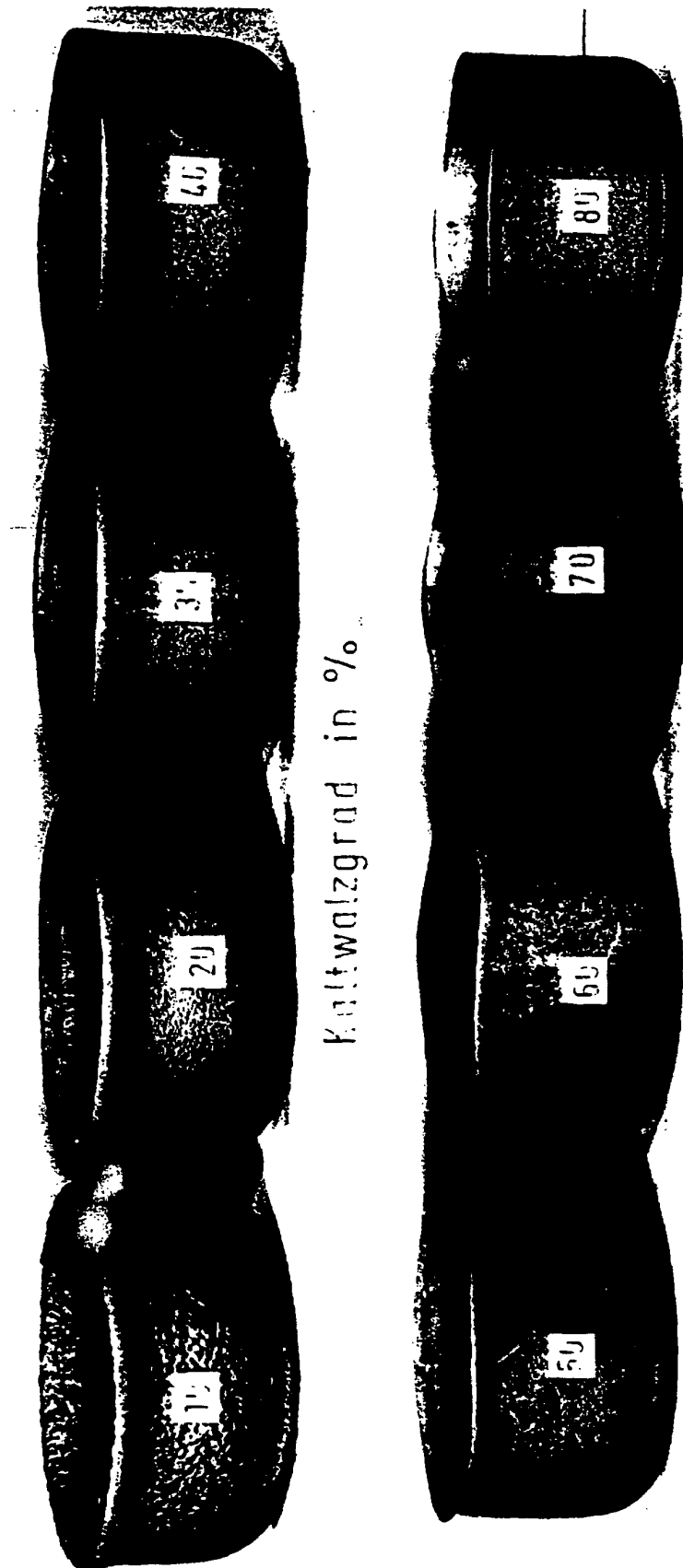


FIG. 8

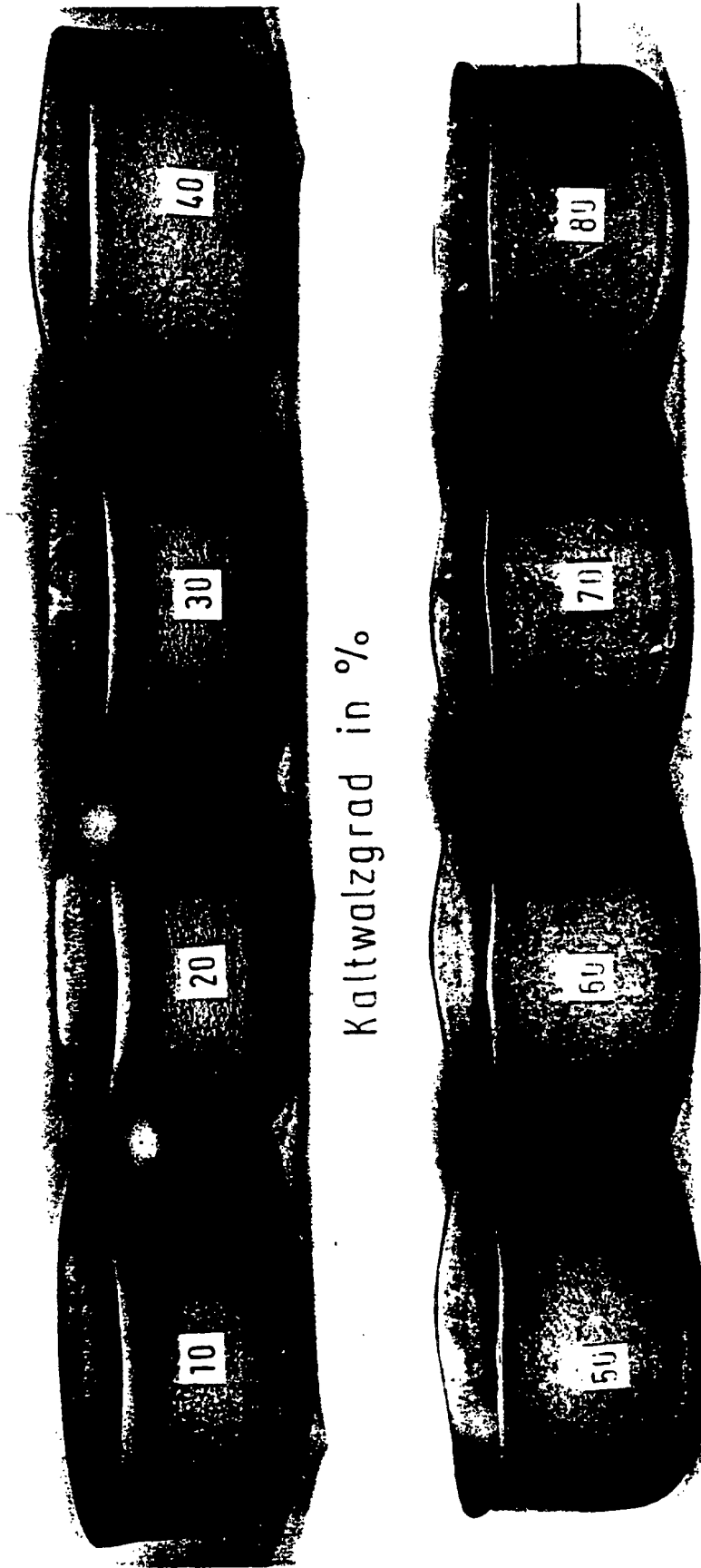
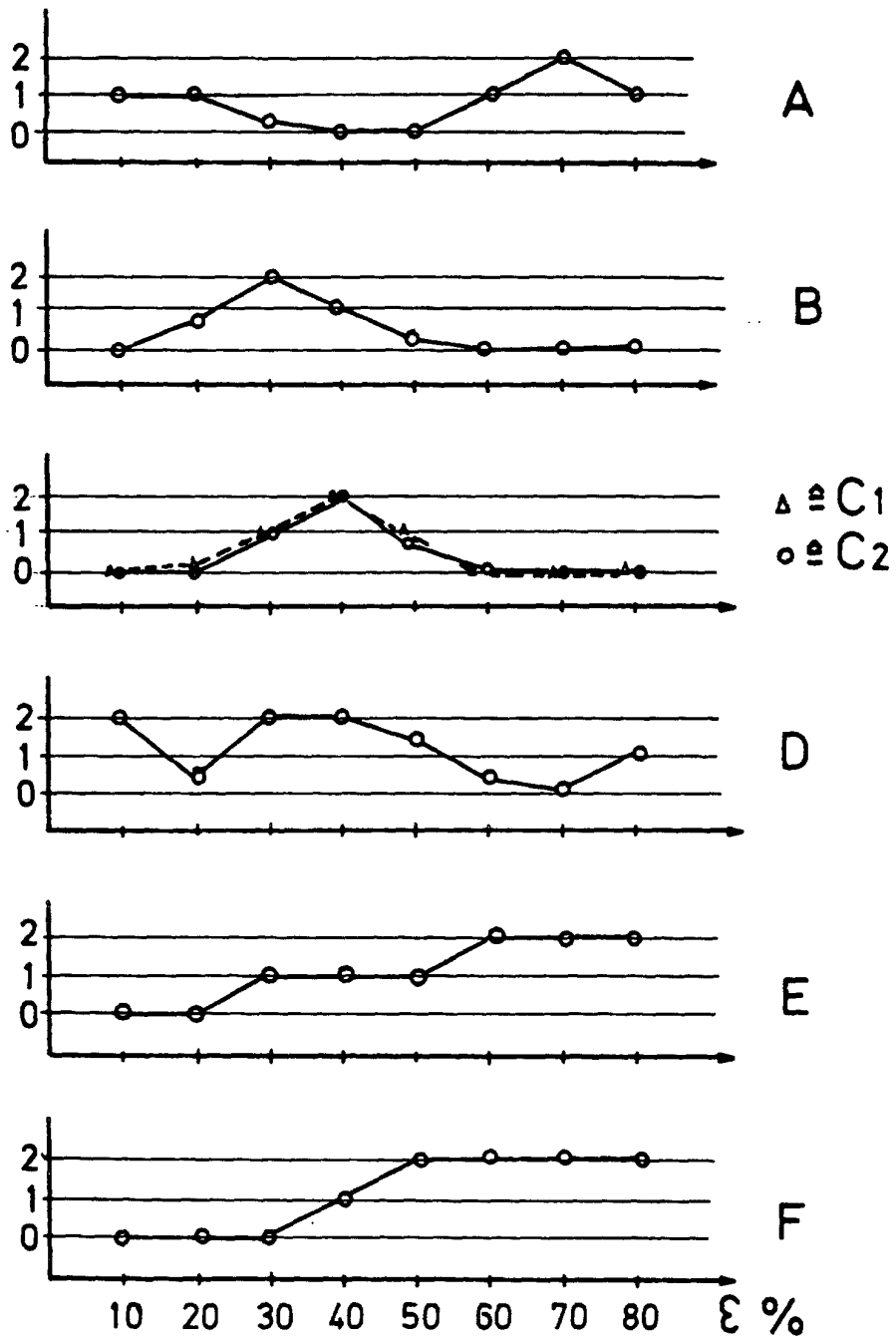


FIG. 9

Fig. 10

Legierung

0 ≙ zipfel frei , 1 ≙ zipfel arm , 2 ≙ zipfelig

Fig. 11

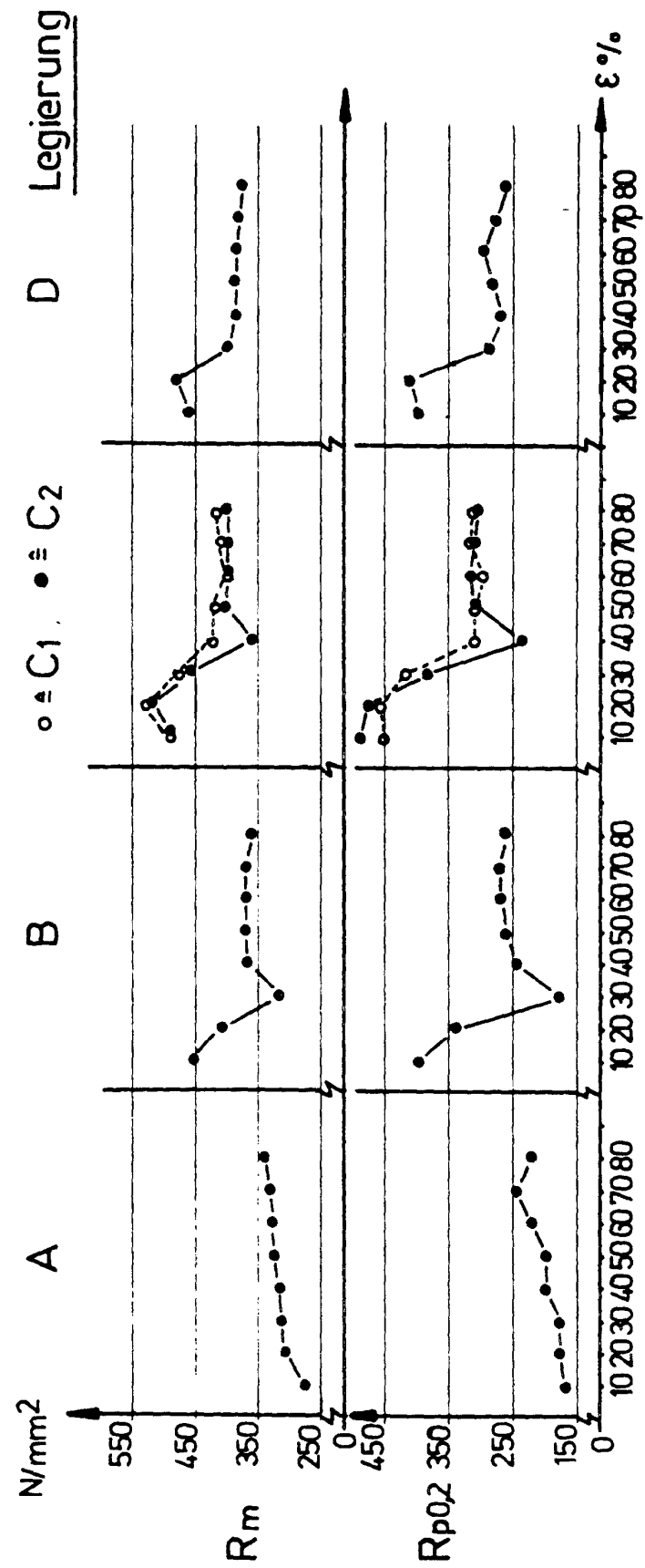
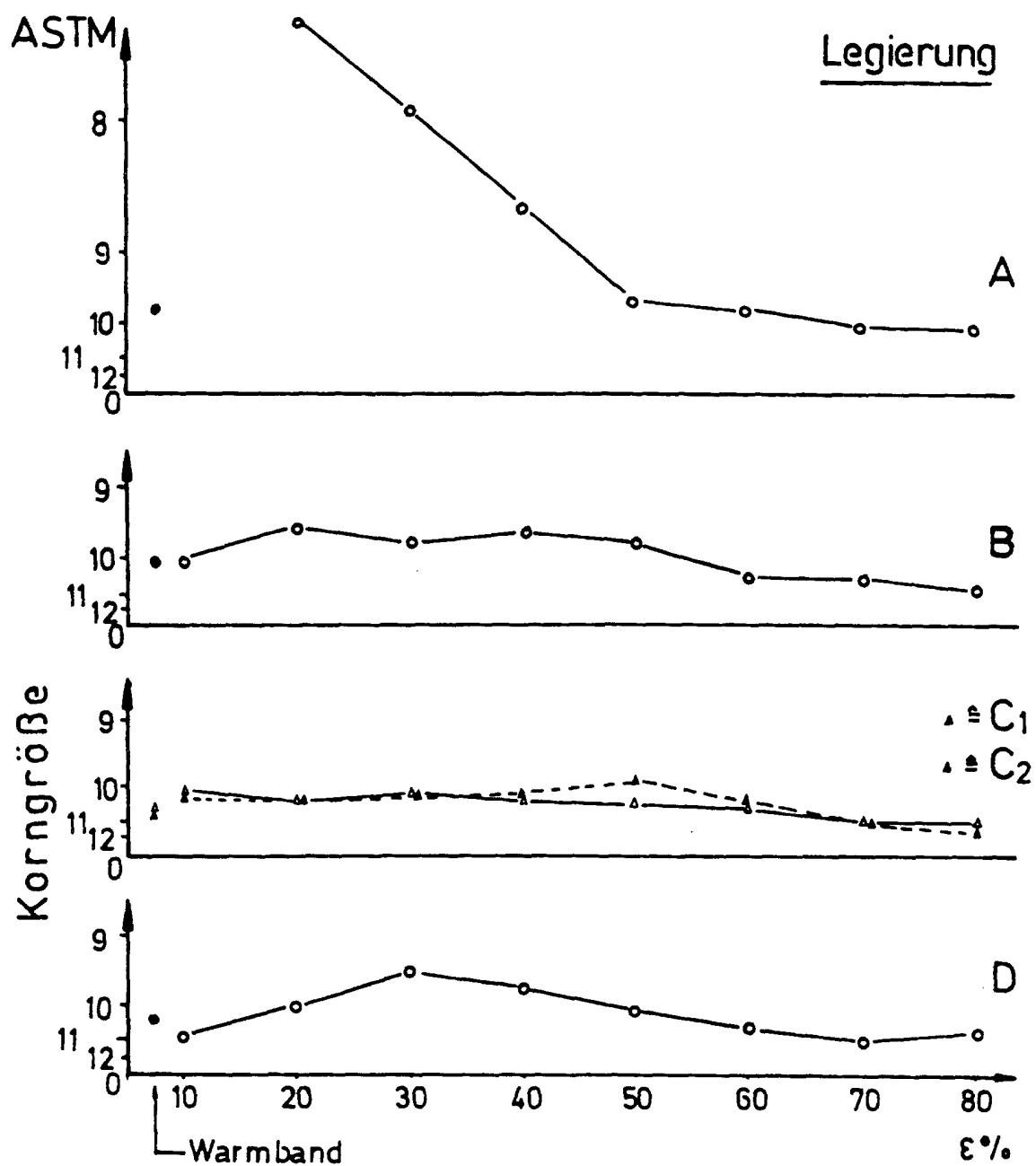


Fig. 12



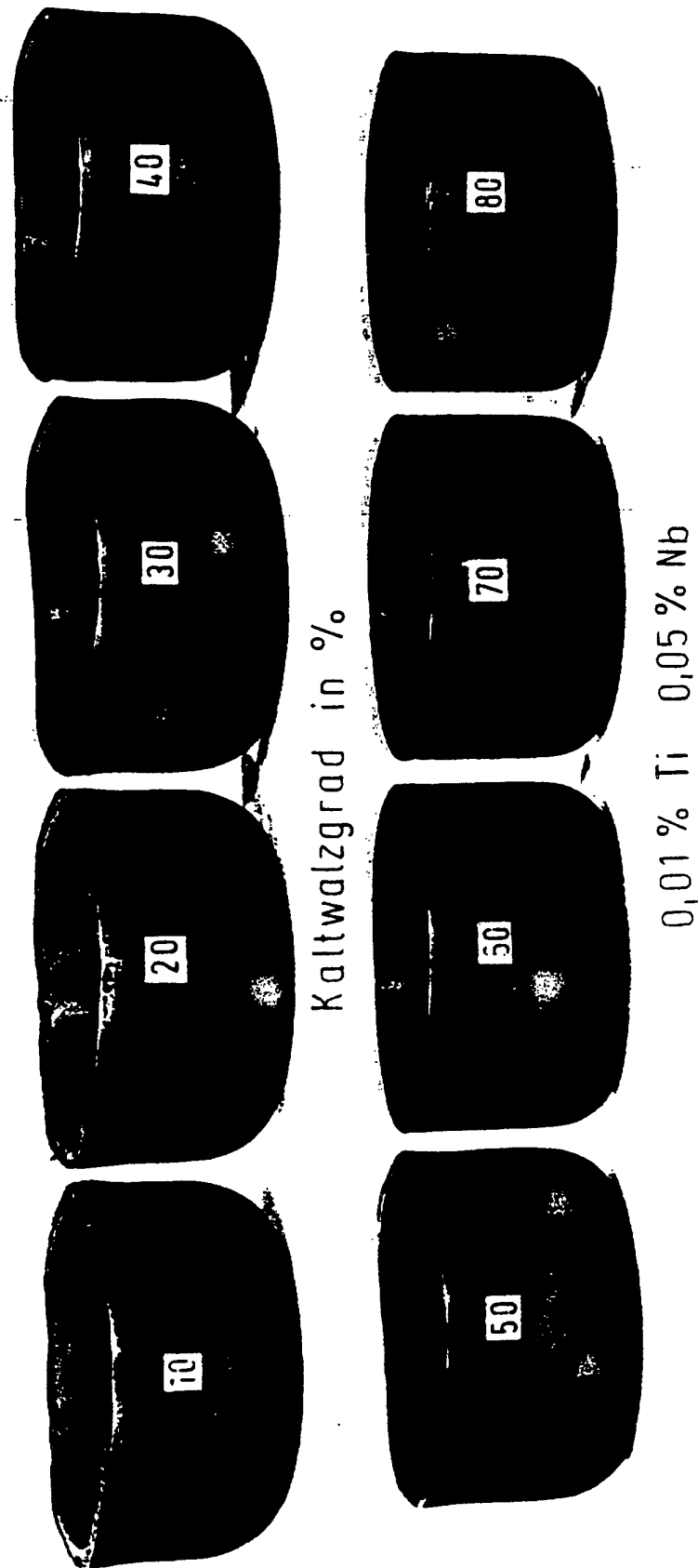


FIG. 13

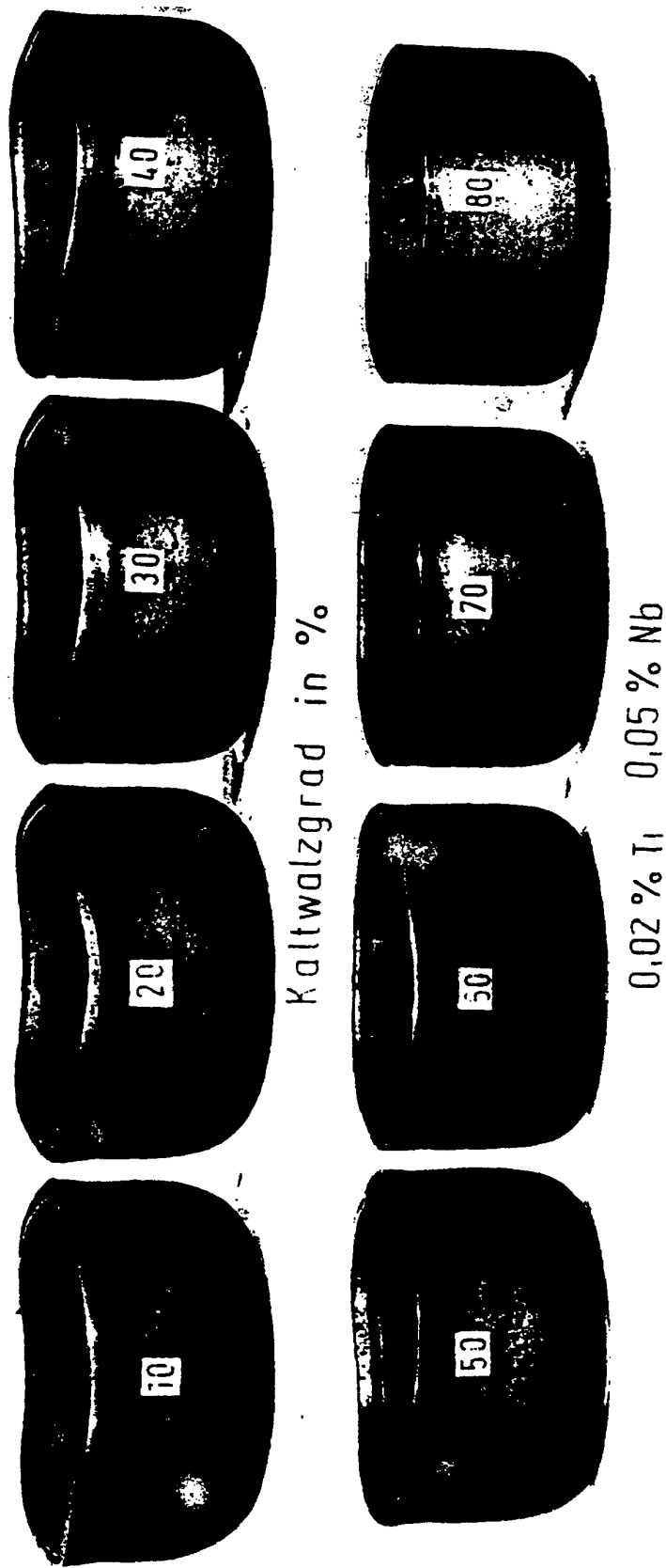


FIG. 14



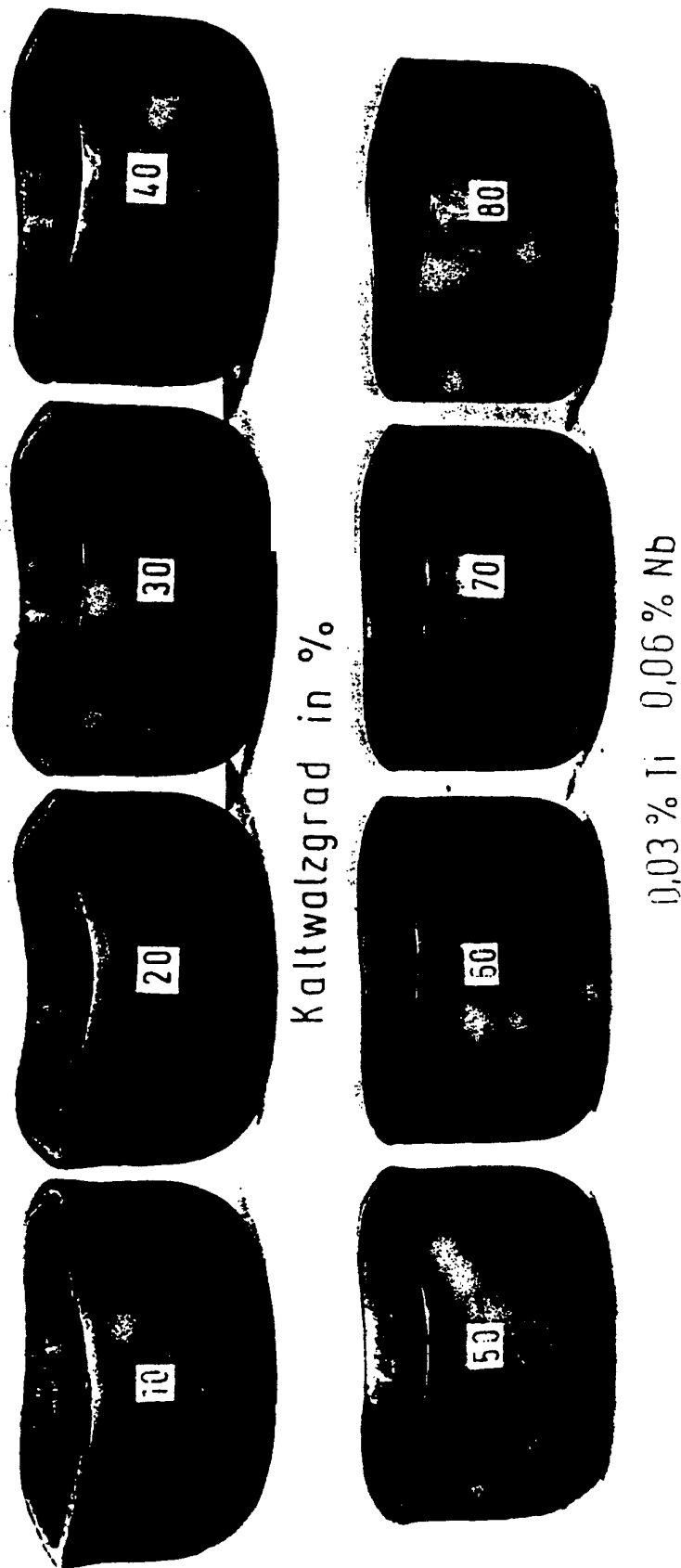


FIG. 15

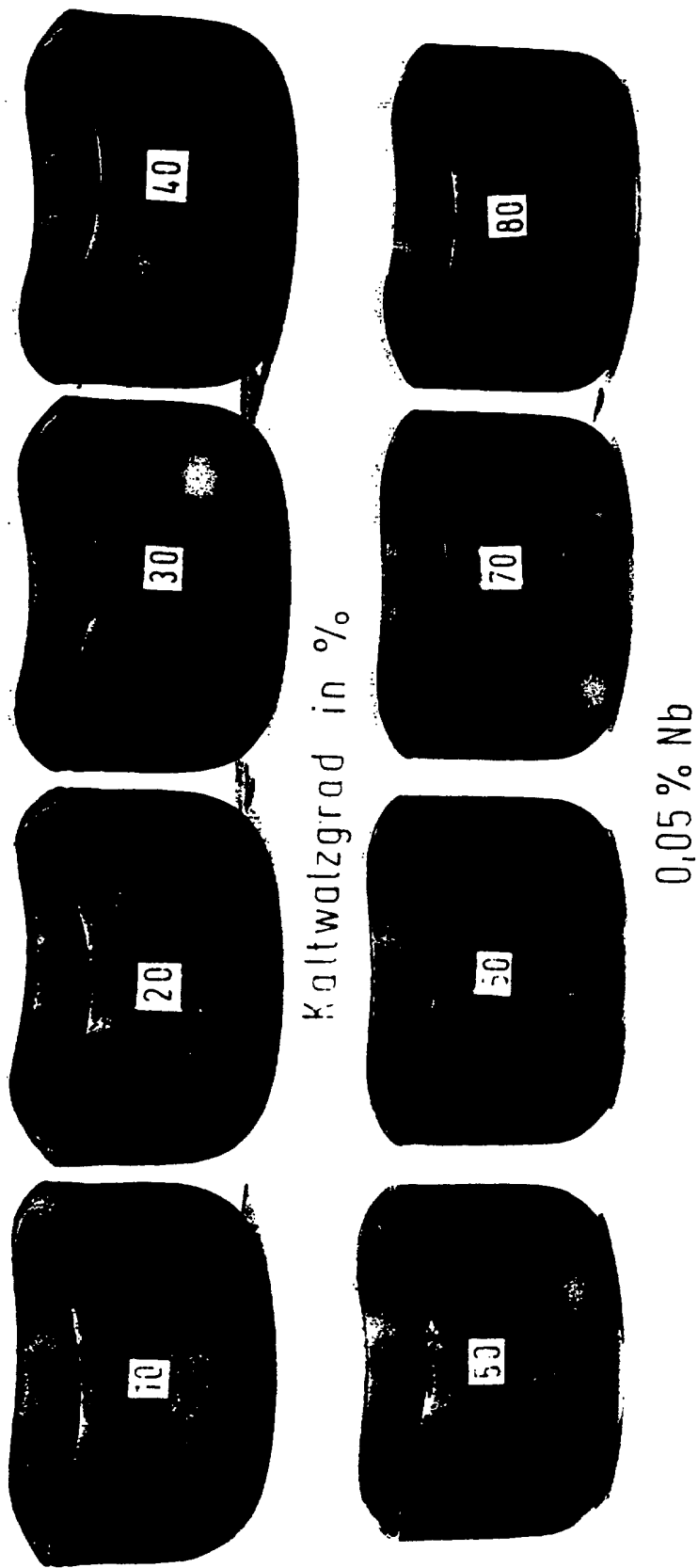


FIG. 16

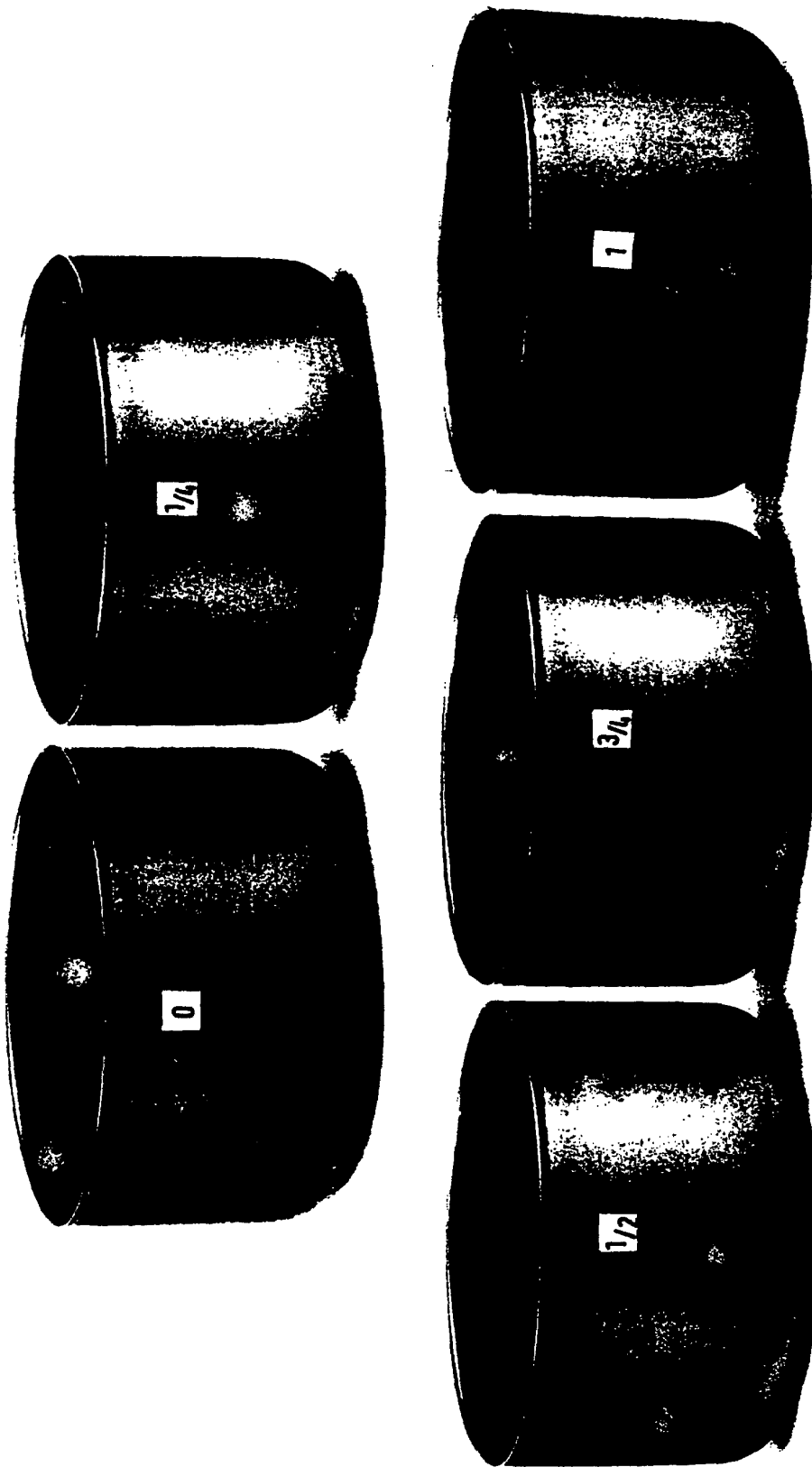


FIG. 17

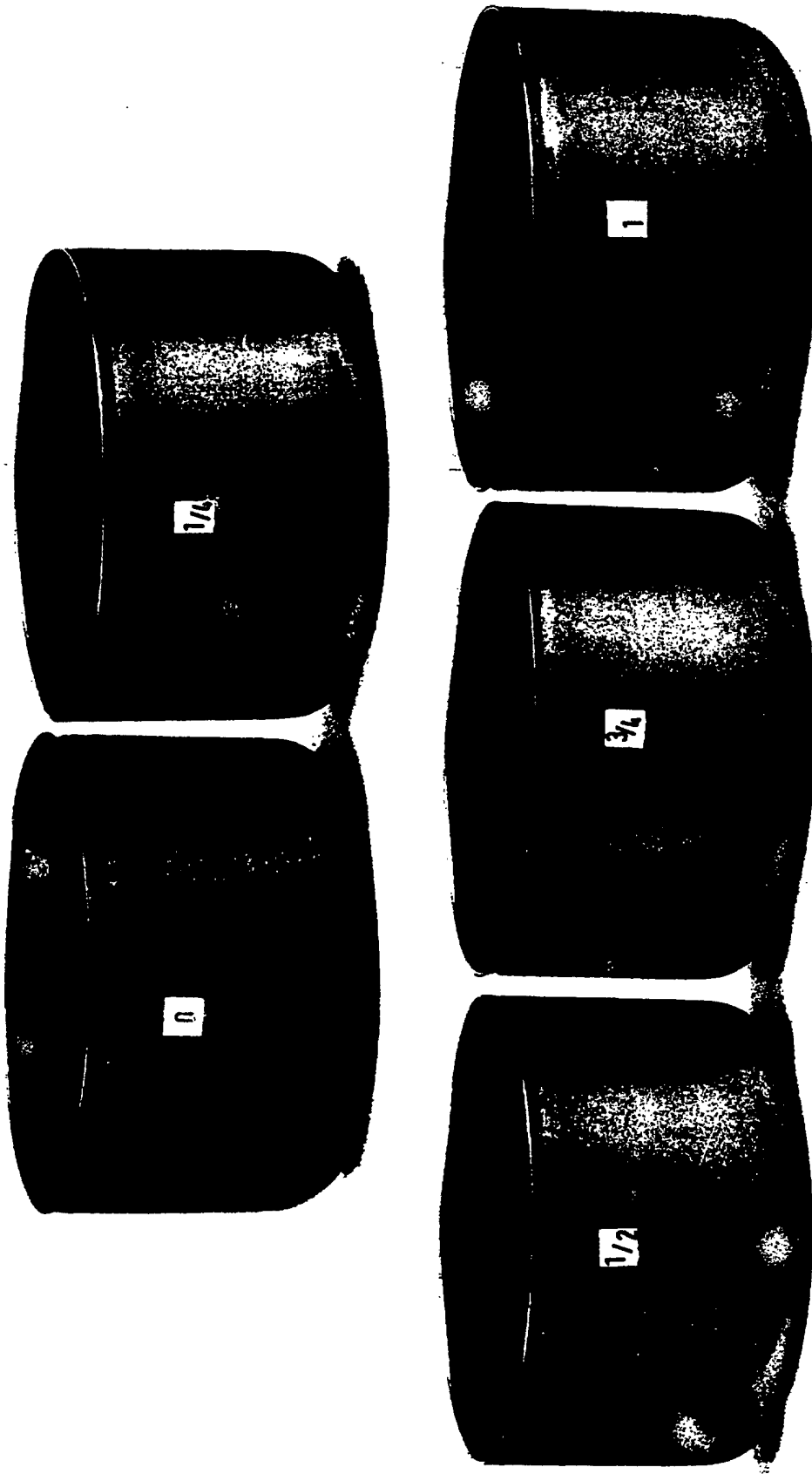


FIG. 18