



(12) **EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG**

(43) Veröffentlichungstag:
28.12.2016 Patentblatt 2016/52

(51) Int Cl.:
H01J 35/10 (2006.01)

(21) Anmeldenummer: **16001702.6**

(22) Anmeldetag: **17.01.2012**

(84) Benannte Vertragsstaaten:
**AL AT BE BG CH CY CZ DE DK EE ES FI FR GB
GR HR HU IE IS IT LI LT LU LV MC MK MT NL NO
PL PT RO RS SE SI SK SM TR**

(30) Priorität: **19.01.2011 AT 342011**

(62) Dokumentnummer(n) der früheren Anmeldung(en)
nach Art. 76 EPÜ:
12709493.6 / 2 666 180

(71) Anmelder: **Plansee SE**
6600 Reutte (AT)

(72) Erfinder:
• **Eiter, Johann**
A-6600 Breitenwang (AT)
• **Schatte, Jürgen**
A-6600 Reutte (AT)

- **Glatz, Wolfgang**
A-6600 Reutte (AT)
- **Leichtfried, Gerhard**
A-6600 Reutte (AT)
- **Knabl, Wolfram**
A-6600 Reutte (AT)
- **Schönauer, Stefan**
A-6600 Pflach (AT)

(74) Vertreter: **Ciesla, Bettina**
Plansee Group Service GmbH
Intellectual Property Department
6600 Reutte (AT)

Bemerkungen:

Diese Anmeldung ist am 02-08-2016 als
Teilanmeldung zu der unter INID-Code 62 erwähnten
Anmeldung eingereicht worden.

(54) **RÖNTGENDREHANODE**

(57) Die vorliegende Erfindung betrifft eine Röntgen-
drehanode (10), die einen Trägerkörper (14) und eine,
auf dem Trägerkörper (14) ausgebildete Brennbahn (16)
aufweist. Der Trägerkörper (14) und die Brennbahn (16)
sind pulvermetallurgisch im Verbund hergestellt, der Trä-
gerkörper (14) ist aus Molybdän oder einer Molybdän-ba-

sierten Legierung gebildet, und die Brennbahn (16) ist
aus Wolfram oder einer Wolfram-basierten Legierung
gebildet. Dabei liegt bei der abschließend wärmebehandel-
ten Röntgendrehanode (10) zumindest ein Abschnitt
der Brennbahn (16) in einer nicht rekristallisierten
und/oder in einer teil-rekristallisierten Struktur vor.

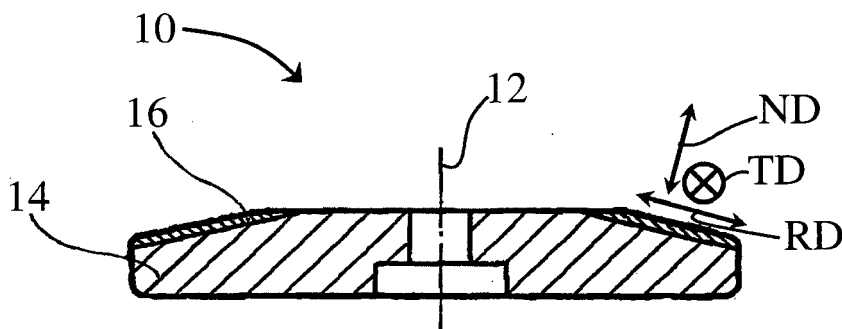


Fig. 3

Beschreibung

[0001] Die vorliegende Erfindung betrifft eine Röntgendrehanode, die einen Trägerkörper und eine, auf dem Trägerkörper ausgebildete Brennbahn aufweist, wobei der Trägerkörper und die Brennbahn pulvermetallurgisch im Verbund hergestellt sind, der Trägerkörper aus Molybdän oder einer Molybdän-basierten Legierung gebildet ist, und die Brennbahn aus Wolfram oder einer Wolfram-basierten Legierung gebildet ist.

[0002] Röntgendrehanoden werden in Röntgenröhren zur Erzeugung von Röntgenstrahlen eingesetzt. Im Einsatz werden Elektronen aus einer Kathode der Röntgenröhre emittiert und in Form eines fokussierten Elektronenstrahls auf die, in Rotation versetzte Röntgendrehanode beschleunigt. Ein Großteil der Energie des Elektronenstrahls wird in der Röntgendrehanode in Wärme umgewandelt, während ein kleiner Anteil als Röntgenstrahlung abgestrahlt wird. Die lokal freigesetzten Wärmemengen führen zu einer starken Aufheizung der Röntgendrehanode und zu hohen Temperaturgradienten. Dies führt zu einer starken Belastung der Röntgendrehanode. Durch die Rotation der Röntgendrehanode wird einer Überhitzung des Anodenmaterials entgegengewirkt.

[0003] Typischerweise weisen Röntgendrehanoden einen Trägerkörper und einen, auf dem Trägerkörper ausgebildeten Belag, der speziell für die Erzeugung von Röntgenstrahlen ausgelegt ist und in dem Fachgebiet als Brennbahn bezeichnet wird, auf. Der Trägerkörper und die Brennbahn sind aus hochschmelzenden Materialien ausgebildet. Die Brennbahn überdeckt in der Regel zumindest den Bereich des Trägerkörpers, der im Einsatz dem Elektronenstrahl ausgesetzt ist. Insbesondere werden für die Brennbahn Materialien mit hoher Ordnungszahl, wie beispielsweise Wolfram, Wolfram-basierte Legierungen, insbesondere Wolfram-Rhenium-Legierungen, etc. eingesetzt. Der Trägerkörper muss unter anderem eine effektive Wärmeableitung der im Auftreffpunkt des Elektronenstrahls freiwerdenden Wärme sicherstellen. Als geeignete Materialien (mit hoher Wärmeleitfähigkeit) haben sich hier insbesondere Molybdän, Molybdän-basierte Legierungen, etc., bewährt. Ein bewährtes und vergleichsweise kostengünstiges Herstellungsverfahren ist die pulvermetallurgische Herstellung, bei welcher der Trägerkörper und die Brennbahn im Verbund hergestellt werden.

[0004] Für eine hohe Strahlungsausbeute bzw. Dosisausbeute (an Röntgenstrahlung) ist wesentlich, dass die Oberfläche der Brennbahn möglichst glatt ist. Im Hinblick auf das Langzeit-Einsatzverhalten und die erreichbare Lebensdauer sollte die Brennbahn möglichst stabil gegenüber einer Aufrauhung der Brennbahn-Oberfläche sowie der Ausbildung von breiten und/oder tiefen Rissen in derselben sein. An dem Trägerkörper treten aufgrund der hohen Temperaturen und Temperaturgradienten sowie aufgrund der hohen Rotationsgeschwindigkeiten relativ hohe thermische und mechanische Spannungen auf. Trotz dieser Belastungen sollte der Trägerkörper möglichst stabil gegenüber makroskopischen Verformungen sein. Bisher war die vorherrschende Meinung, dass diese Stabilität sowohl in der Brennbahn als auch in dem Trägerkörper dadurch erhalten werden kann, dass sowohl die Brennbahn als auch der Trägerkörper in einer vollständig rekristallisierten Struktur vorliegen. Dabei wurde angenommen, dass auf diese Weise die Struktur der Brennbahn als auch die Struktur des Trägerkörpers selbst bei den hohen, auftretenden Einsatz-Temperaturen weitgehend stabil gegenüber nachträglichen Gefügeveränderungen (z.B. gegenüber einer Rekristallisation, etc.) sind.

[0005] Die im Rahmen der bisherigen pulvermetallurgischen Herstellung stattfindende Rekristallisation in der Brennbahn führt jedoch zu relativ großen Korngrößen. Solche Strukturen bergen das Risiko der Ausbildung relativ tiefer und breiter Risse, die sich bevorzugt entlang der Korngrenzen ausbreiten. Ferner besteht bei großen Korngrößen stärker die Neigung, dass über die Einsatz-Zeitdauer hinweg auch eine relativ grobe Aufrauhung der Brennbahn-Oberfläche auftritt. Eine rekristallisierte Struktur in dem Trägerkörper führt dazu, dass die Festigkeit und die Härte desselben reduziert ist. Insbesondere bei hohen Temperaturen und bei hohen, mechanischen Belastungen kann dann eine plastische Verformung des Trägerkörpers (insbesondere bei Überschreiten der Fließspannung) auftreten. Insbesondere im Hochleistungsbereich, in dem eine hohe Dosisleistung (bzw. Strahlungsleistung) bereitstellbar und die Rotationsgeschwindigkeit der Röntgendrehanode vergleichsweise hoch ist, werden diese kritischen Werte zum Teil überschritten. Aufgrund der reduzierten Warmfestigkeit des (vollständig rekristallisierten) Trägerkörpermaterials sind dementsprechend die Einsatzmöglichkeiten von Röntgendrehanoden mit vollständig rekristallisierter Struktur des Trägerkörpers beschränkt. Bisher werden für Anwendungen, in denen auch bei hohen Temperaturen eine hohe Festigkeit und Härte des Trägerkörpers erforderlich ist, Speziallegierungen und/oder Materialien, denen atomare oder als Partikel vorliegende Verunreinigungen zur Erhöhung der Festigkeit zugesetzt sind, eingesetzt (vgl. z.B. US 2005/0135959 A1).

[0006] In der Druckschrift US 6,487,275 B1 ist eine Röntgendrehanode mit einer Brennbahn aus einer Wolfram-Rhenium-Legierung beschrieben, die eine Korngröße von 0,9 μm bis 10 μm aufweist und die im Rahmen eines CVD-Beschichtungsverfahrens (CVD: chemical vapour deposition; deutsch: Chemische Gasphasenabscheidung) herstellbar ist.

[0007] Dementsprechend besteht die Aufgabe der vorliegenden Erfindung darin, eine pulvermetallurgisch im Verbund herstellbare Röntgendrehanode bereitzustellen, die über lange Einsatz-Zeitdauern hinweg eine hohe Dosisausbeute ermöglicht und eine hohe Lebensdauer aufweist.

[0008] Die Aufgabe wird durch eine Röntgendrehanode gemäß Anspruch 1 gelöst. Vorteilhafte Weiterbildungen der Erfindung sind in den Unteransprüchen angegeben.

[0009] Gemäß der vorliegenden Erfindung wird eine Röntgendrehanode, die einen Trägerkörper und eine, auf dem

Trägerkörper ausgebildete Brennbahn aufweist, bereitgestellt. Dabei sind der Trägerkörper und die Brennbahn pulvermetallurgisch im Verbund hergestellt, der Trägerkörper ist aus Molybdän oder einer Molybdän-basierten Legierung gebildet, und die Brennbahn ist aus Wolfram oder einer Wolfram-basierten Legierung gebildet. Bei der abschließend wärmebehandelten Röntgendrehanode liegt zumindest ein Abschnitt der Brennbahn in einer nicht rekristallisierten und/oder in einer teil-rekristallisierten Struktur vor.

[0010] Indem zumindest ein Abschnitt der Brennbahn in einer nicht rekristallisierten und/oder in einer teil-rekristallisierten Struktur vorliegt, weist dieser Abschnitt keine, durch Kornneubildung entstandenen Kristallkörner (im Falle einer nicht rekristallisierten Struktur) oder nur zu einem Anteil von deutlich unter 100% durch Kornneubildung entstandene Kristallkörner (teil-rekristallisierte Struktur) auf. Der verbleibende Anteil dieses Abschnitts liegt in einer Umform-Struktur vor, die bei der pulvermetallurgischen Herstellung durch den Umformungs-Schritt, insbesondere durch den Schmiedevorgang, erhalten wird. Insgesamt wird in dem Abschnitt mit der nicht rekristallisierten und/oder teil-rekristallisierten Struktur eine sehr feinkörnige Struktur (sowohl hinsichtlich der Großwinkel-Korngrenzen und Großwinkel-Korngrenzenabschnitte als auch hinsichtlich der Kleinwinkel-Korngrenzen) erhalten, die eine hohe Festigkeit und Härte aufweist. Diese Struktur weist eine sehr glatte Oberfläche auf, was vorteilhaft im Hinblick auf die Dosisausbeute ist. Es wurde festgestellt, dass diese Struktur zwar unter Einwirkung eines Elektronenstrahls lokal rekristallisiert (beispielsweise beim "Konditionieren" bzw. "Einfahren" mit dem Elektronenstrahl, und/oder beim Einsatz). Der Bereich, in dem eine Rekristallisation stattfindet, beschränkt sich dabei auf die unmittelbare Umgebung der Bahn des Elektronenstrahls auf der Brennbahn und kann sich, je nach Dicke der Brennbahn, bis in den Trägerkörper hinunter (und gegebenenfalls in diesen hinein) erstrecken. Die Brennbahn weist dann in dem rekristallisierten Bereich eine erhöhte Duktilität, was im Hinblick auf die Vermeidung einer Rißbildung vorteilhaft ist, und eine erhöhte Wärmeleitfähigkeit, was im Hinblick auf eine effektive Wärmeabführung an den Trägerkörper vorteilhaft ist, auf. Die umliegenden Bereiche der Brennbahn bleiben weitgehend unverändert. Insbesondere liegen sie weiterhin in einer nicht rekristallisierten und/oder einer teil-rekristallisierten Struktur vor und weisen dementsprechend eine hohe Festigkeit und Härte auf. Dies ist im Hinblick auf eine Stabilisierung des rekristallisierten Bereiches der Brennbahn vorteilhaft. Ferner hat sich überraschenderweise gezeigt, dass die (im Einsatz) lokal rekristallisierte Struktur der Brennbahn erheblich feinkörniger bleibt als dies bei den Rekristallisationsvorgängen im Rahmen der herkömmlichen Herstellungsverfahren, insbesondere der herkömmlichen, pulvermetallurgischen Herstellungsverfahren, der Fall ist. Die Brennbahn-Oberfläche ist auch in den Bereichen mit der rekristallisierten Struktur über lange Einsatz-Zeitdauern glatt und weist ein gleichmäßiges, fein verteiltes Rissmuster auf. Dementsprechend kann mit der erfindungsgemäßen Röntgendrehanode über lange Einsatz-Zeitdauern eine hohe Dosisausbeute erzielt werden. Ferner weist sie eine hohe Lebensdauer auf. Eine mögliche Erklärung für die feinkörnige Ausbildung der rekristallisierten Struktur der Brennbahn bei Einwirkung des Elektronenstrahls ist, dass durch die Einwirkung des Elektronenstrahls eine schockartige Umwandlung stattfindet. Demgegenüber wurde festgestellt, dass bei der, im Rahmen der herkömmlichen, pulvermetallurgischen Herstellung durchgeführten Wärmebehandlung bereits bei der Erwärmung im Ofen bis zum Erreichen der Haltetemperatur Erholungsvorgänge stattfinden, die das Rekristallisationsverhalten beeinflussen.

[0011] Bei einer bestimmten Zusammensetzung der Brennbahn kann mit zunehmendem Umformgrad (der bei dem Schritt des Umformens, insbesondere des Schmiedens eingestellt wird), eine höhere Start-Härte (und eine höhere Start-Festigkeit) erhalten werden. Ausgehend von dieser Start-Härte (und Start-Festigkeit) nimmt die Härte (und die Festigkeit) mit dem Grad der Rekristallisation der Struktur ab. Mit zunehmendem Grad der Rekristallisation nimmt auch die Duktilität zu. Die nachfolgend in Bezug auf eine Weiterbildung angegebene Vorzugs-Texturierung der $\langle 111 \rangle$ -Richtung und der $\langle 001 \rangle$ -Richtung senkrecht zu der Brennbahn-Ebene wird insbesondere durch den Schmiedevorgang (bei einer Kräfteinwirkung, die im Wesentlichen senkrecht zu der Brennbahn-Ebene erfolgt) eingestellt. Es wurde festgestellt, dass auch diese Vorzugs-Texturierung mit dem Grad der Rekristallisation der Struktur abnimmt. Entsprechende Zusammenhänge gelten auch für den Trägerkörper. Aus diesen Abhängigkeiten erkennt der Fachmann, wie er bei der jeweiligen Zusammensetzung der Brennbahn die Parameter der pulvermetallurgischen Herstellung (insbesondere die Temperatur während des Schmiedens, Umformgrad bei Schmiedevorgang, Temperatur während der Wärmebehandlung, Dauer der Wärmebehandlung) wählen muss, um die erfindungsgemäß angegebenen Merkmale in zumindest einem Abschnitt der Brennbahn zu erhalten. In dem vorliegenden Zusammenhang wird unter einer teil-rekristallisierten Struktur (in Bezug auf die Brennbahn sowie in Bezug auf den Trägerkörper) eine Struktur verstanden, in der durch Kornneubildung entstandene Kristallkörner von einer Umform-Struktur umgeben sind und bei der bezüglich einer Querschnittfläche durch die teil-rekristallisierte Struktur diese Kristallkörner einen Flächenanteil im Bereich von 5-90% bilden. Liegt der Flächenanteil der durch Kornneubildung entstandenen Kristallkörner im Bereich unter 5% oder sind überhaupt keine, durch Kornneubildung entstandenen Kristallkörner in der Struktur vorhanden, so wird in dem vorliegenden Zusammenhang von einer nicht rekristallisierten Struktur ausgegangen. Liegt der Flächenanteil über 90%, so wird in dem vorliegenden Zusammenhang von einer vollständig rekristallisierten Struktur ausgegangen. Ein mögliches, zur Bestimmung des Flächenanteils geeignetes Messverfahren ist unterhalb im Zusammenhang mit der Beschreibung der Fig. 4A-4D angegeben.

[0012] Bei der erfindungsgemäßen Röntgendrehanode handelt es sich insbesondere um eine Hochleistungs-Röntgendrehanode, die für eine hohe Strahlungsleistung (bzw. Dosisleistung) und eine hohe Rotationsgeschwindigkeit ausgelegt ist. Solche Hochleistungs-Röntgendrehanoden werden insbesondere im medizinischen Bereich, wie beispiels-

weise bei der Computertomographie (CT) und bei cardiovaskulären Anwendungen (CV), eingesetzt. Allgemein können an dem Trägerkörper, insbesondere auf der, von der Brennbahn abgewandten Seite, auch noch weitere Schichten, Anbauteile, etc., wie beispielsweise ein Graphitblock, etc. vorgesehen sein. Bei Hochleistungs-Röntgendrehanoden ist in der Regel eine zusätzliche Wärmeabführung von dem Trägerkörper erforderlich. Insbesondere ist die erfindungsge-

mäße Röntgendrehanode für eine aktive Kühlung ausgelegt. In diesem Fall wird unmittelbar angrenzend an oder in der Nähe des Trägerkörpers, insbesondere zentral durch die Röntgendrehanode hindurch (z.B. durch einen, entlang der Rotations-Symmetrieachse verlaufenden Kanal), ein strömendes Fluid geführt, das zur Wärmeableitung von dem Trägerkörper dient. Alternativ kann zur Erhöhung des Wärmespeichervermögens der Röntgendrehanode und zur Steigerung der Wärmeabstrahlung rückseitig des Trägerkörpers ein Graphitkörper (z.B. durch Löten, Diffusionsbonden, etc.) angebracht sein. Alternativ kann die Röntgendrehanode aber auch für niedrigere Strahlungsleistungen ausgelegt sein. In diesem Fall kann gegebenenfalls auf eine aktive Kühlung und auf die Anbringung eines Graphitblockes verzichtet werden.

[0013] Mit einer Molybdän-basierten Legierung wird insbesondere auf eine Legierung Bezug genommen, die Molybdän als Hauptbestandteil, d.h. zu einem höheren Anteil (gemessen in Gewichtsprozent) als jedes, der jeweils anderen, enthaltenen Elemente aufweist. Als Trägerkörpermaterial können insbesondere auch Speziallegierungen mit hoher Festigkeit und Härte eingesetzt werden und/oder es können dem jeweiligen Trägerkörpermaterial atomare Verunreinigungen oder Partikel zur Erhöhung der Festigkeit zugesetzt sein. Gemäß einer Weiterbildung weist die Molybdän-basierte Legierung einen Anteil von mindestens 80 (Gew. %: Gewichtsprozent) Molybdän, insbesondere von mindestens 98 Gew. % Molybdän auf. Mit einer Wolfram-basierten Legierung wird insbesondere auf eine Legierung Bezug genommen, die Wolfram als Hauptbestandteil aufweist. Insbesondere wird die Brennbahn aus einer Wolfram-Rhenium-Legierung gebildet, die einen Rhenium-Anteil von bis zu 26 Gew. % aufweist. Insbesondere liegt der Rhenium-Anteil in einem Bereich von 5-10 Gew. %. Bei diesen angegebenen Zusammensetzungen der Brennbahn und des Trägerkörpers und besonders bei den jeweils angegebenen, engeren Bereichen können hinsichtlich Härte, Temperaturbeständigkeit und Wärmeleitung gute Eigenschaften erzielt werden.

[0014] Unter einer "abschließend wärmebehandelten Röntgendrehanode" wird verstanden, dass diese sämtliche, im Rahmen der pulvermetallurgischen Herstellung durchgeführten Wärmebehandlung(en) durchlaufen hat. Die beanspruchten Merkmale (und auch die nachfolgend, in Bezug auf die Unteransprüche und Varianten erläuterten Merkmale) beziehen sich insbesondere auf das (noch nicht in Gebrauch genommene) Endprodukt, wie es nach Abschluss der, im Rahmen der pulvermetallurgischen Herstellung durchgeführten Wärmebehandlung(en) vorliegt. Die pulvermetallurgische Herstellung des Trägerkörpers und der Brennbahn im Verbund ist an dem Endprodukt unter anderem an der ausgeprägten Diffusionszone zwischen dem Trägerkörper und der Brennbahn erkennbar. Bei alternativen Herstellungsverfahren, wie beispielsweise bei einer Aufbringung der Brennbahn mittels CVD (CVD: chemical vapour deposition; deutsch: Chemische Gasphasenabscheidung) oder mittels Vakuum-Plasmaspritzen, ist die Diffusionszone typischerweise kleiner ausgebildet oder nahezu nicht vorhanden. Mit dem "Abschnitt" der Brennbahn wird insbesondere auf einen makroskopischen, zusammenhängenden Abschnitt (d.h. eine Vielzahl von Korngrenzen und/oder Korngrenzenabschnitten umfassend) der Brennbahn Bezug genommen. Dabei können auch mehrere, solche Abschnitte mit den beanspruchten Eigenschaften vorliegen. Insbesondere weist der Abschnitt der Brennbahn, über den (im Einsatz) die Bahn des Elektronenstrahls verläuft, die beanspruchten Eigenschaften auf. Insbesondere weist die Brennbahn über ihren gesamten Bereich die beanspruchten Eigenschaften auf. Mit einer "nicht rekristallisierten und/oder teil-rekristallisierten Struktur" wird auf eine Struktur Bezug genommen, die ausschließlich nicht rekristallisiert sein kann, die ausschließlich teil-rekristallisiert sein kann, oder die abschnittsweise nicht rekristallisiert und abschnittsweise teil-rekristallisiert sein kann.

[0015] Gemäß einer Weiterbildung weist der Abschnitt der Brennbahn senkrecht zu einer Brennbahn-Ebene eine Vorzugs-Texturierung der <111>-Richtung mit einem, über Röntgenbeugung (XRD: X-ray Diffraction) bestimmaren Texturkoeffizienten $TC_{(222)}$ von ≥ 4 und eine Vorzugs-Texturierung der <001>-Richtung mit einem, über Röntgenbeugung bestimmaren Texturkoeffizienten $TC_{(200)}$ von ≥ 5 auf (mit

$$TC_{(hkl)} = \frac{\frac{I_{(hkl)}}{\sum_{j=1}^n I_{j(hkl)}}}{\frac{I_{(hkl)}^0}{\sum_{j=1}^n I_{j(hkl)}^0}}$$

wobei $I_{(hkl)}$ die gemessene Intensität des Peaks (hkl) ist, $I_{(hkl)}^0$ die texturfreie Intensität des Peaks (hkl) gemäß der JCPDS-Datenbank ist, und n die Anzahl der ausgewerteten Peaks ist, wobei die nachfolgenden Peaks ausgewertet wurden: (110), (200), (211), (220), (310), (222), und (321)). Dementsprechend sind in der Brennbahn die <111>-Richtung und die <001>-Richtung stärker entlang der Normalen der Brennbahn-Ebene ausgerichtet als entlang der Richtungen

parallel zu der Brennbahn-Ebene. Die "Brennbahn-Ebene" wird dabei durch die Haupterstreckungsfläche der Brennbahn bestimmt. Ist die Brennbahn-Ebene gekrümmt (was beispielsweise bei einer kegelstumpfförmig verlaufenden Brennbahn der Fall ist), so wird auf die, in dem jeweiligen Mess- oder Bezugspunkt der Brennbahn vorliegende Haupterstreckungsfläche derselben Bezug genommen.

[0016] Wie oberhalb erläutert wird, wird die Vorzugs-Texturierung der $\langle 111 \rangle$ -Richtung und der $\langle 001 \rangle$ -Richtung senkrecht zu der Brennbahn-Ebene durch den Schmiedevorgang eingestellt und nimmt mit zunehmenden Rekristallisationsgrad der Brennbahn ab. Der Rekristallisationsgrad nimmt wiederum mit zunehmender Temperatur und mit zunehmender Dauer der Wärmebehandlung (bei und/oder nach dem Schmieden) zu. Dementsprechend sind die angegebenen Texturkoeffizienten auch ein Maß für den Rekristallisationsgrad der Brennbahn. Insbesondere ist der Grad der Rekristallisation der Brennbahn umso niedriger, je höher die Texturkoeffizienten dieser Richtungen sind. Innerhalb der, gemäß dieser Weiterbildung angegebenen Bereiche der Texturkoeffizienten liegt der Abschnitt der Brennbahn in einer nicht-rekristallisierten Struktur oder in einer teil-rekristallisierten Struktur mit relativ niedrigem Rekristallisationsgrad vor. Dabei wurde festgestellt, dass innerhalb dieser Bereiche die oberhalb erläuterten, vorteilhaften Eigenschaften (hohe Härte, Feinkörnigkeit) der Brennbahn erzielbar sind, wobei diese vorteilhaften Eigenschaften bei noch höheren Texturkoeffizienten noch stärker auftreten. Gemäß einer Weiterbildung weist der Abschnitt der Brennbahn senkrecht zu der Brennbahn-Ebene einen Texturkoeffizienten $TC_{(222)}$ von ≥ 5 auf und/oder einen Texturkoeffizienten $TC_{(200)}$ von ≥ 6 auf. Ist der Umformgrad niedriger (beispielsweise nur im Bereich von 20% - 30% (Gesamt-)Umformgrad der Röntgendrehanode), so sind auch die oberhalb angegebenen Vorzugs-Texturierungen weniger stark ausgeprägt. Gemäß einer Weiterbildung weist der Abschnitt der Brennbahn senkrecht zu der Brennbahn-Ebene einen Texturkoeffizienten $TC_{(222)}$ von $\geq 3,3$ und/oder einen Texturkoeffizienten $TC_{(200)}$ von ≥ 4 auf, wobei der Bereich dieser niedrigeren Grenzwerte insbesondere bei vergleichsweise niedrigen Umformgraden angenähert wird.

[0017] Wolfram und Wolfram-basierte Legierungen weisen eine kubisch innenzentrierte Kristallstruktur auf. Mit den Richtungsangaben in den eckigen Klammersymbolen $\langle \dots \rangle$ wird jeweils auch auf die äquivalenten Richtungen Bezug genommen. Beispielsweise umfasst die $\langle 001 \rangle$ -Richtung neben der $[001]$ -Richtung auch die Richtungen $[00\bar{1}]$, $[010]$, $[0\bar{1}0]$, $[01\bar{1}]$ und $[100]$ (jeweils bezogen auf eine kubisch innenzentrierte Elementarzelle). Mit den runden Klammersymbolen $(\dots)$ werden jeweils Netzebenen bezeichnet. Die bei der XRD-Messung ausgewerteten Peaks werden jeweils mit den zugehörigen Netzebenen (beispielsweise (222)) bezeichnet. Dabei ist wiederum zu berücksichtigen, dass, wie in dem Fachgebiet bekannt ist, der im Rahmen der XRD-Messung auswertbare Peak zu der Netzebene (222) auch durch die dazu äquivalenten Netzebenen (z.B. (111) , etc.) gewichtet wird. Dementsprechend ist die, mittels XRD-Messung bestimmte Intensität des Peaks (222) und insbesondere der daraus ermittelte Texturkoeffizient $TC_{(222)}$ ein Maß für die Vorzugs-Texturierung der $\langle 111 \rangle$ -Richtung (senkrecht zu der Brennbahn-Ebene). In entsprechender Weise ist die, mittels XRD-Messung bestimmte Intensität des Peaks (200) und insbesondere der daraus ermittelte Texturkoeffizient $TC_{(200)}$ ein Maß für die Vorzugs-Texturierung der $\langle 001 \rangle$ -Richtung.

[0018] Der Texturkoeffizient wurde jeweils gemäß nachstehender Formel berechnet:

$$TC_{(hkl)} = \frac{\frac{I_{(hkl)}}{\sum_{j=1}^n I_{j(hkl)}}}{\frac{I_{(hkl)}^0}{\sum_{j=1}^n I_{j(hkl)}^0}} \quad \text{z.B. für } TC_{(222)}: \quad \frac{\frac{I_{(222)}}{\sum_{j=1}^n I_{j(hkl)}}}{\frac{I_{(222)}^0}{\sum_{j=1}^n I_{j(hkl)}^0}}$$

[0019] Dabei wird mit $I_{(hkl)}$ die über XRD-Messung bestimmte Intensität des betreffenden Peaks (hkl) , zu dem der Texturkoeffizient $TC_{(hkl)}$ zu bestimmen ist, bezeichnet. Als "bestimmte Intensität" eines Peaks (hkl) ist jeweils das Maximum des betreffenden Peaks (hkl) , wie er im Rahmen der XRD-Messung erfasst wurde, einzusetzen. Bei der Bestimmung des jeweiligen Texturkoeffizienten $TC_{(hkl)}$ werden in der Summe über $I_{j(hkl)}$ von $j=1$ bis n die nachfolgenden, über XRD-Messung bestimmten Intensitäten der Peaks (110) , (200) , (211) , (220) , (310) , (222) , und (321) aufsummiert (d.h. vorliegend: $n=7$). Mit $I_{(hkl)}^0$ wird die (in der Regel normierte) texturfreie Intensität des betreffenden Peaks (hkl) , zu dem der Texturkoeffizient $TC_{(hkl)}$ zu bestimmen ist, bezeichnet. Diese texturfreie Intensität würde dann vorliegen, wenn das betreffende Material keine Texturierung aufweist. In entsprechender Weise werden in der Summe über $I_{j(hkl)}^0$ von $j=1$ bis n die texturfreien Intensitäten dieser sieben Peaks aufsummiert. Die texturfreien Intensitäten zu den jeweiligen Peaks sind aus Datenbanken entnehmbar, wobei jeweils die Daten zu dem Hauptbestandteil des betreffenden Materials herangezogen werden. Dementsprechend wurde vorliegend für die Brennbahn das Powder Diffraction File (deutsch: Pulverdiffraktometrie-Daten) für Wolfram (JCPDS-Nr. 00-004-0806) verwendet. Insbesondere wurden für den Peak (110) die texturfreie Intensität 100, für den Peak (200) die texturfreie Intensität 15, für den Peak (211) die texturfreie Intensität

23, für den Peak (220) die texturfreie Intensität 8, für den Peak (310) die texturfreie Intensität 11, für den Peak (222) die texturfreie Intensität 4 und für den Peak (321) die texturfreie Intensität 18 eingesetzt.

[0020] Nachfolgend werden eine Probenpräparation und ein Messverfahren, die vorliegend angewendet wurden, zur Bestimmung der Intensitäten der verschiedenen Peaks über Röntgenbeugung beschrieben. Zunächst wird die Brennbahn derart abgeschliffen, dass der Bereich der Schmiedezone (oberer Bereich der Brennbahn, der bei dem Schmiedevorgang in direktem Kontakt mit dem Schmiedewerkzeug oder in unmittelbarer Nähe zu dem Schmiedewerkzeug war) entfernt wird, sofern dieser bei der fertig gestellten Röntgendrehanode nicht bereits vollständig entfernt wurde. Insbesondere wird die Brennbahn mit einer Schlieffebene parallel zu der Brennbahn-Ebene auf eine Restdicke von 0,1 - 0,5 mm abgeschliffen (je nach Ausgangs-Dicke der Brennbahn). Anschließend wird die erhaltene Schliefffläche mehrmals, mindestens zweimal, elektropoliert (zur Entfernung der, durch den Schleifvorgang bedingten Verformungsstruktur). Während der Durchführung der XRD-Messung wurde die Probe rotiert und wurde über eine Fläche mit einem Durchmesser von ca. 10 mm zur Beugung angeregt. Zur Durchführung der XRD-Messung wird eine Theta-2 Theta-Beugungsgeometrie eingesetzt. Vorliegend wurden die gebeugten Intensitäten in einer Übersichtsaufnahme mit 0,020° Schrittweite und mit jeweils 2 Sekunden Messzeit pro gemessenem Winkel gemessen. Als Röntgenstrahlung wurde Cu-K α 1-Strahlung mit einer Wellenlänge von 1,5406 Å verwendet. Die zusätzlichen Effekte, die durch die zusätzlich vorhandene Cu-K α 2-Strahlung in der erhaltenen Aufnahme auftreten, wurden durch eine entsprechende Software herausgerechnet. Anschließend werden die Maxima der Peaks zu den oberhalb angegebenen, sieben Peaks bestimmt. Vorliegend wurden die XRD-Messungen mit einem Bragg-Brentano-Diffraktometer "D4 Endeavor" von Bruker axs mit einer Theta-2 Theta-Beugungsgeometrie, einem Göbelspiegel und einem Sol-X-Detektor durchgeführt. Wie in dem Fachgebiet bekannt ist, kann aber auch ein anderes Gerät mit entsprechenden Einstellungen derart, dass vergleichbare Ergebnisse erzielt werden, eingesetzt werden.

[0021] Molybdän und Molybdän-basierte Legierungen weisen ebenfalls eine kubisch innenzentrierte Kristallstruktur auf. Dementsprechend sind die oberhalb in Bezug auf die Brennbahn erläuterten Notationen, die Formel zur Bestimmung des Texturkoeffizienten, die Probenpräparation sowie das Messverfahren entsprechend anwendbar. Im Rahmen der Probenpräparation wird die Röntgendrehanode im Unterschied zu dem oberhalb erläuterten Verfahren bis zu dem Trägerkörpermaterial abgeschliffen, wobei die Schliefffläche parallel zu der Brennbahn-Ebene verläuft. Für die texturfreien Intensitäten bei dem Trägerkörper wurde das Powder Diffraction File (deutsch: Pulverdiffraktometrie-Daten) für Molybdän (JCPDS-Nr. 00-042-1120) verwendet. Insbesondere wurden für den Peak (110) die texturfreie Intensität 100, für den Peak (200) die texturfreie Intensität 16, für den Peak (211) die texturfreie Intensität 31, für den Peak (220) die texturfreie Intensität 9, für den Peak (310) die texturfreie Intensität 14, für den Peak (222) die texturfreie Intensität 3 und für den Peak (321) die texturfreie Intensität 24 eingesetzt. -

[0022] Gemäß einer Weiterbildung ist bei dem Abschnitt der Brennbahn senkrecht zu der Brennbahn-Ebene nachfolgende Beziehung der über Röntgenbeugung bestimmbaren Texturkoeffizienten $TC_{(222)}$ und $TC_{(310)}$ erfüllt:

$$\frac{TC_{(222)}}{TC_{(310)}} \geq 5$$

[0023] Durch dieses Verhältnis wird beschrieben, wie stark der Peak (222) verbreitert bzw. ausgeschmiert ist. Ist der Peak (222) stark ausgeschmiert, so wird dadurch auch die Intensität des (benachbarten) Peaks (310) erhöht und damit der Wert des Verhältnisses reduziert. Dementsprechend gilt, dass je größer das Verhältnis ist, desto weniger stark ist der Peak (222) ausgeschmiert. Dabei wurde festgestellt, dass bei erfindungsgemäßen Röntgendrehanoden, bei denen der Abschnitt der Brennbahn in einer nicht rekristallisierten und/oder in einer teil-rekristallisierten Struktur vorliegt, dieses Verhältnis deutlich höher als bei herkömmlich pulvermetallurgisch im Verbund hergestellten Röntgendrehanoden ist. Insbesondere nimmt dieses Verhältnis mit zunehmenden Rekristallisationsgrad ab. Dementsprechend ist dieses Verhältnis eine, die Brennbahn charakterisierende Größe, wobei bei höheren Werten dieses Verhältnisses die oberhalb beschriebenen, bevorzugten Eigenschaften (Feinkörnigkeit, geringe Aufrauung) der Brennbahn in besonderem Maße vorliegen. Insbesondere ist dieses Verhältnis ≥ 7 . Bei niedrigem Umformgrad kann dieses Verhältnis aber auch einen niedrigeren Wert als 5 aufweisen. Insbesondere ist dieses Verhältnis ≥ 4 oder $\geq 3,5$, wobei der Bereich dieser niedrigeren Grenzwerte insbesondere bei Röntgendrehanoden mit niedrigem Umformgrad (beispielsweise mit einem (Gesamt-)Umformgrad im Bereich von 20 - 30 %) erreicht wird. Dennoch sind auch diese niedrigeren Grenzwerte höher als bei herkömmlich pulvermetallurgisch im Verbund hergestellten Röntgendrehanoden.

[0024] Gemäß einer Weiterbildung weist der Abschnitt der Brennbahn eine Härte von ≥ 350 HV 30 auf. Wie oberhalb erläutert wird, ist eine solch hohe Härte insbesondere in Bezug auf die Vermeidung einer Aufrauung und/oder Verformung der Brennbahn über deren Einsatzzeitdauer hinweg vorteilhaft. Bei den, im Rahmen dieser Beschreibung ge-

machten Härteangaben wird jeweils auf eine Härtebestimmung gemäß DIN EN ISO 6507-1 Bezug genommen, wobei insbesondere eine Lastaufbringzeit von 2 Sekunden (gemäß DIN EN ISO 6507-1: 2 bis 8 Sekunden) und eine Einwirkdauer bzw. Lasthaltezeit von 10 Sekunden (gemäß DIN EN ISO 6507-1: 10 bis 15 Sekunden) zu verwenden sind. Eine Abweichung von dieser Lastaufbringzeit und Einwirkdauer kann sich insbesondere bei Molybdän und Molybdän-basierten Legierungen auf den erhaltenen Messwert auswirken. Die Härtemessung (sowohl bei der Brennbahn als auch bei dem Trägerkörper) wird insbesondere an einer radialen, senkrecht zu der Brennbahn-Ebene verlaufenden Querschnittfläche der Röntgendrehanode durchgeführt.

[0025] Gemäß einer Weiterbildung liegt der Abschnitt der Brennbahn vollständig in einer teil-rekristallisierten Struktur vor. Insbesondere liegt die gesamte Brennbahn vollständig in einer teil-rekristallisierten Struktur vor. Gemäß einer Weiterbildung sind in der teil-rekristallisierten Struktur durch Kornneubildung entstandene Kristallkörner von einer Umform-Struktur umgeben und diese Kristallkörner weisen bezogen auf eine Querschnittfläche durch die teil-rekristallisierte Struktur einen Flächenanteil im Bereich von 10% bis 80%, insbesondere in einem Bereich von 20% bis 60% auf. Innerhalb dieser Bereiche und insbesondere innerhalb des engeren Bereichs konnten gute Eigenschaften der Brennbahn hinsichtlich deren Oberflächenbeschaffenheit und Dosisausbeute, auch über lange Einsatzzeitdauern hinweg, erzielt werden. Das für den angegebenen Wertebereich anwendbare Verfahren zur Bestimmung des Flächenanteils wird unter Bezugnahme auf die Figuren erläutert (vgl. insbesondere Figurenbeschreibung zu den Figuren 4A - 4D). Alternativ zu den oberhalb erläuterten Weiterbildungen kann auch vorgesehen sein, dass der Abschnitt oder gegebenenfalls auch die gesamte Brennbahn in einer nicht-rekristallisierten Struktur vorliegt. Gemäß einer weiteren Weiterbildung ist allgemein (unabhängig, ob der Abschnitt in einer teil-rekristallisierten und/oder in einer nicht rekristallisierten Struktur vorliegt) vorgesehen, dass der Flächenanteil (der durch Kornneubildung entstandenen Kristallkörner) $\leq 80\%$, insbesondere $\leq 60\%$ ist.

[0026] Gemäß einer Weiterbildung weist der Abschnitt der Brennbahn einen mittleren Kleinwinkel-Korngrenzenabstand von $\leq 10 \mu\text{m}$ auf. Dabei ist der mittlere Kleinwinkel-Korngrenzenabstand durch ein Messverfahren bestimmbar, bei dem an einer radialen, senkrecht zu der Brennbahn-Ebene verlaufenden Querschnittfläche in einem Bereich des Abschnittes der Brennbahn Korngrenzen, Korngrenzenabschnitte und Kleinwinkel-Korngrenzen mit einem Korngrenzenwinkel von $\geq 5^\circ$ bestimmt werden, zur Bestimmung des mittleren Kleinwinkel-Korngrenzenabstandes parallel zu der Brennbahn-Ebene in das dadurch erhaltene Korngrenzenmuster eine, parallel zu der Querschnittfläche verlaufende Linienschar aus jeweils parallel zu der Brennbahn-Ebene verlaufenden Linien, die zueinander jeweils einen Abstand von jeweils $17,2 \mu\text{m}$ aufweisen, gelegt wird, an den einzelnen Linien jeweils die Abstände zwischen jeweils zwei, zueinander benachbarten Schnittpunkten der jeweiligen Linie mit Linien des Korngrenzenmusters bestimmt werden und der Mittelwert dieser Abstände als mittlerer Kleinwinkel-Korngrenzenabstand parallel zu der Brennbahn-Ebene bestimmt wird, zur Bestimmung des mittleren Kleinwinkel-Korngrenzenabstandes senkrecht zu der Brennbahn-Ebene in das erhaltene Korngrenzenmuster eine, parallel zu der Querschnittfläche verlaufende Linienschar aus jeweils senkrecht zu der Brennbahn-Ebene verlaufenden Linien, die zueinander jeweils einen Abstand von jeweils $17,2 \mu\text{m}$ aufweisen, gelegt wird, an den einzelnen Linien jeweils die Abstände zwischen jeweils zwei, zueinander benachbarten Schnittpunkten der jeweiligen Linie mit Linien des Korngrenzenmusters bestimmt werden und der Mittelwert dieser Abstände als mittlerer Kleinwinkel-Korngrenzenabstand senkrecht zu der Brennbahn-Ebene bestimmt wird, und der mittlere Kleinwinkel-Korngrenzenabstand als geometrischer Mittelwert des mittleren Kleinwinkel-Korngrenzenabstandes parallel zu der Brennbahn-Ebene und des mittleren Kleinwinkel-Korngrenzenabstandes senkrecht zu der Brennbahn-Ebene bestimmt wird. Weitere Details zu der Durchführung des Messverfahrens sind bei der Beschreibung der Fig. 4A - 4D angegeben. Eine solche, feinkörnige Struktur, die einen mittleren Kleinwinkel-Korngrenzenabstand von $\leq 10 \mu\text{m}$ aufweist, ist insbesondere im Hinblick auf die Vermeidung einer Aufrauhung der Brennbahn-Oberfläche vorteilhaft. Auch diese Feinkörnigkeit der Struktur hängt wiederum von dem Umformgrad ab. Dementsprechend kann insbesondere bei einem hohen Umformgrad der Röntgendrehanode ein niedriger, mittlerer Kleinwinkel-Korngrenzenabstand erreicht werden. Insbesondere ist der mittlere Kleinwinkel-Korngrenzenabstand gemäß einer Weiterbildung $\leq 5 \mu\text{m}$. Bei einem niedrigen Umformgrad der Röntgendrehanode ist der Kleinwinkel-Korngrenzenabstand etwas höher. Insbesondere ist er gemäß einer Weiterbildung $\leq 15 \mu\text{m}$, wobei selbst dieser höhere Grenzwert noch niedriger als der entsprechende Wert bei herkömmlich pulvermetallurgisch im Verbund hergestellten Röntgendrehanoden ist.

[0027] Eine charakteristische Größe dafür, ob und in welchem Ausmaß eine Substruktur vorhanden ist, ist das Verhältnis des mittleren (Großwinkel-)Korngrenzenabstandes (d.h. Korngrenzenwinkel von $\geq 15^\circ$) zu dem mittleren (Kleinwinkel-)Korngrenzenabstand (d.h. Korngrenzenwinkel von $\geq 5^\circ$). Je höher dieses Verhältnis ist, desto niedriger ist der Rekristallisationsgrad. Gemäß einer Weiterbildung ist dieses Verhältnis ≥ 1.2 . Insbesondere ist das Verhältnis von ≥ 1.5 , noch bevorzugter ≥ 2 .

[0028] Gemäß einer Weiterbildung weist der Abschnitt der Brennbahn in Richtungen parallel zu der Brennbahn-Ebene eine Vorzugs-Texturierung der $\langle 101 \rangle$ -Richtung auf. Dabei ist der Grad der Rekristallisation der Brennbahn umso niedriger, je höher die Vorzugs-Texturierung der $\langle 101 \rangle$ -Richtung in diesen Richtungen parallel zu der Brennbahn-Ebene ist. Das Verhältnis der Vorzugs-Texturierung der $\langle 101 \rangle$ -Richtung in den Richtungen parallel zu der Brennbahn-Ebene relativ zu den Vorzugs-Texturierungen der $\langle 111 \rangle$ -Richtung und der $\langle 001 \rangle$ -Richtung kann mittels einer EBSD-Analyse

(EBSD: Electron Backscatter Diffraction; deutsch: Elektronenbeugung) abgeschätzt werden. Über die EBSD-Analyse können Vorzugs-Texturierungen und entsprechende EBSD-Texturkoeffizienten sowohl in Richtungen parallel zu der Brennbahn-Ebene als auch senkrecht zu der Brennbahn-Ebene bestimmt werden, wobei hierzu nur eine Probenfläche (z.B. eine Querschnittfläche, wie sie in Fig. 3 dargestellt ist) untersucht werden muss. Die Probenpräparation und das Messverfahren werden allgemein unter Bezugnahme auf Fig. 4A - 4D erläutert, wobei auf die Details zur Bestimmung des EBSD-Texturkoeffizienten (insbesondere die genaue Verarbeitung der Messwerte) nicht eingegangen wird. Auch ohne Angabe des genauen Bestimmungsverfahrens der EBSD-Texturkoeffizienten können aus dem Vergleich der verschiedenen EBSD-Texturkoeffizienten Informationen über die Ausprägung der Vorzugs-Texturierungen in den verschiedenen Richtungen (senkrecht sowie parallel zu der Brennbahn-Ebene) gewonnen werden. Dabei wurde bei einer erfindungsgemäßen Probe senkrecht zu der Brennbahn-Ebene für die $\langle 111 \rangle$ -Richtung ein EBSD-Texturkoeffizient von 5,5 und für die $\langle 001 \rangle$ -Richtung ein EBSD-Texturkoeffizient von 5,5 bestimmt. Parallel zu der Brennbahn-Ebene wurde bei dieser erfindungsgemäßen Probe in radialer Richtung (RD) für die $\langle 110 \rangle$ -Richtung ein EBSD-Texturkoeffizient von 2,5 und in tangentialer Richtung (TD) für die $\langle 110 \rangle$ -Richtung ein EBSD-Texturkoeffizient von 2,2 bestimmt. Dementsprechend kann festgestellt werden, dass die Vorzugs-Texturierung der $\langle 110 \rangle$ -Richtung (bzw. $\langle 101 \rangle$ -Richtung) in Richtungen parallel zu der Brennbahn-Ebene weniger stark ausgeprägt ist, insbesondere weniger als halb so stark ausgeprägt ist, wie die Vorzugs-Texturierungen der $\langle 111 \rangle$ -Richtung und der $\langle 001 \rangle$ -Richtung senkrecht zu der Brennbahn-Ebene (dies wurde anhand von weiteren Proben bestätigt).

[0029] Gemäß einer Weiterbildung weist die Brennbahn eine Dicke (gemessen senkrecht zu der Brennbahn-Ebene) im Bereich von 0,5 mm bis 1,5 mm auf. Im Einsatz hat sich insbesondere eine Dicke im Bereich von ca. 1 mm bewährt. Gemäß einer Weiterbildung weist die Brennbahn und/oder der Trägerkörper eine relative Dichte von $\geq 96\%$, insbesondere von $\geq 98\%$, (relativ zu der theoretischen Dichte) auf, was insbesondere vorteilhaft bezüglich der Materialeigenschaften und der Wärmeleitung ist. Die Dichtemessung erfolgt insbesondere gemäß DIN ISO 3369.

[0030] Gemäß einer Weiterbildung liegt (in der abschließend wärmebehandelten Röntgendrehanode) zumindest ein Abschnitt des Trägerkörpers in einer nicht rekristallisierten und/oder in einer teil-rekristallisierten Struktur vor. Es hat sich gezeigt, dass ein Trägerkörper mit diesen Merkmalen im Vergleich zu Trägerkörpern mit rekristallisierter Struktur insbesondere bei hohen, mechanischen Belastungen eine hohe Stabilität gegenüber makroskopischen Verformungen aufweist. Besonders gut geeignet sind solche Trägerkörper bei aktiv gekühlten Röntgendrehanoden, bei denen aufgrund der aktiven Kühlung die Temperatur des Trägerkörpers (oder zumindest großer Abschnitte desselben) in einem Bereich unterhalb der Rekristallisationsschwelle gehalten werden kann. Ferner sind solche Trägerkörper auch sehr gut für niedrigere Bereiche an Strahlungsleistung (sogenannter Mid- und Lowend-Bereich) geeignet. Falls rückseitig an dem Trägerkörper ein Graphitkörper angebracht werden soll, so wird dieser vorzugsweise so angebracht (beispielsweise mittels Diffusionsbonden), dass eine Erwärmung des Trägerkörpers (oder Teile desselben) über dessen Rekristallisationsschwelle vermieden wird. Dadurch, dass gemäß der vorliegenden Erfindung die Brennbahn zumindest abschnittsweise in einer nicht rekristallisierten und/oder teil-rekristallisierten Struktur vorliegt, kann auch der Trägerkörper im Rahmen der pulvermetallurgischen Herstellung im Verbund kostengünstig und einfach in einer nicht-rekristallisierten und/oder in einer teil-rekristallisierten Struktur hergestellt werden. Gemäß einer Weiterbildung weist der Abschnitt des Trägerkörpers eine Härte von ≥ 230 HV 10, insbesondere von ≥ 260 HV 10 auf. Diese Bereiche sind im Hinblick auf eine hohe Stabilität des Trägerkörpers gegenüber makroskopischen Verformungen vorteilhaft, wobei bei dem Bereich höherer Härte eine besonders hohe Stabilität gegeben ist.

[0031] Entsprechend wie dies oberhalb in Bezug auf die Brennbahn beschrieben wurde, bestehen auch bei dem Trägerkörper (bei einer bestimmten Zusammensetzung desselben) gegenseitige Abhängigkeiten der Härte, des Umformgrades, des Grades der Rekristallisation und der Duktilität. Aus diesen Abhängigkeiten ergibt sich für einen Fachmann, wie er bei der jeweiligen Zusammensetzung des Trägerkörpers die Parameter der pulvermetallurgischen Herstellung (insbesondere die Temperatur während des Schmiedens, Umformgrad bei Schmiedevorgang, Temperatur während der Wärmebehandlung, Dauer der Wärmebehandlung) wählen muss, um die, in Bezug auf den Trägerkörper angegebenen Merkmale in zumindest einem Abschnitt desselben zu erhalten. Mit "Abschnitt" des Trägerkörpers wird insbesondere auf einen makroskopischen, zusammenhängenden Abschnitt (d.h. eine Vielzahl von Korngrenzen und/oder Korngrenzenabschnitten umfassend) des Trägerkörpers Bezug genommen. Dabei können auch mehrere, solche Abschnitte mit den beanspruchten Eigenschaften vorliegen. Insbesondere weist der Trägerkörper über dessen gesamten Bereich die jeweils beanspruchten Eigenschaften auf.

[0032] Ein weiterer Vorteil dieser Weiterbildung ist, dass klassische Materialien und Materialkombinationen für den Trägerkörper eingesetzt werden können, was insbesondere hinsichtlich des Herstellungsaufwands und der Kosten vorteilhaft ist. Der Einsatz von Speziallegierungen und/oder die Zugabe von atomaren Verunreinigungen oder Partikeln zum Trägerkörpermaterial, um dessen Härte und Festigkeit zu erhöhen, ist/sind nicht erforderlich. Gemäß einer Weiterbildung wird der Trägerkörper aus einer Molybdän-basierten Legierung gebildet, deren weitere Legierungsbestandteile (abgesehen von Verunreinigungen durch beispielsweise Sauerstoff) durch mindestens ein Element der Gruppe Ti (Ti: Titan), Zr (Zr: Zirkonium), Hf (Hf: Hafnium) und durch mindestens ein Element der Gruppe C (C: Kohlenstoff), N (N: Stickstoff) gebildet werden. Der Sauerstoffanteil sollte dabei grundsätzlich möglichst niedrig sein. Gemäß einer Weiter-

bildung wird das Trägerkörpermaterial durch eine, als TZM bezeichnete Molybdän-Legierung, die in dem Standard ASTM B387 - 90 für die pulvermetallurgische Herstellung angegeben ist, gebildet. Die TZM-Legierung weist insbesondere einen Ti-Anteil (Ti: Titan) von 0,40-0,55 Gew.%, einen Zr-Anteil von 0,06-0,12 Gew.% (Zr: Zirkon), einen C-Anteil von 0,010-0,040 Gew.% (C: Kohlenstoff), einen O-Anteil von weniger als 0,03 Gew.% (O: Sauerstoff), und den verbleibenden Anteil (abgesehen von Verunreinigungen) Mo (Mo: Molybdän) auf. Gemäß einer Weiterbildung wird das Trägerkörpermaterial durch eine Molybdän-Legierung gebildet, die einen Hf-Anteil von 1,0 bis 1,3 Gew.% (Hf: Hafnium), einen C-Anteil von 0,05-0,12 Gew.%, einen O-Anteil von weniger als 0,06 Gew.% und den verbleibenden Anteil (abgesehen von Verunreinigungen) Molybdän aufweist (diese Legierung wird zum Teil auch als MHC bezeichnet). Bei beiden Zusammensetzungen bildet Sauerstoff eine Verunreinigung, dessen Anteil möglichst niedrig zu halten ist. Die genannten Zusammensetzungen haben sich hinsichtlich einer guten Wärmeleitung und in der Handhabung während der Herstellung sehr gut bewährt.

[0033] Gemäß einer Weiterbildung weist der Abschnitt des Trägerkörpers senkrecht zu der Brennbahn-Ebene eine Vorzugs-Texturierung der $\langle 111 \rangle$ -Richtung und der $\langle 001 \rangle$ -Richtung auf. Gemäß einer Weiterbildung weist der Abschnitt des Trägerkörpers in Richtungen parallel zu der Brennbahn-Ebene eine Vorzugs-Texturierung der $\langle 101 \rangle$ -Richtung auf. Die angegebenen Vorzugs-Texturierungen werden entsprechend, wie es oberhalb in Bezug auf die Brennbahn erläutert wird, bei dem Schmiedevorgang eingestellt. Sie werden mit zunehmenden Rekristallisationsgrad wieder reduziert. Aus diesen Abhängigkeiten ergibt sich wiederum für einen Fachmann (entsprechend, wie dies oberhalb bezüglich der Brennbahn erläutert wurde), wie er bei der jeweiligen Zusammensetzung des Trägerkörpers die Parameter der pulvermetallurgischen Herstellung wählen muss, um die angegebene Vorzugs-Texturierung in zumindest einem Abschnitt des Trägerkörpers zu erhalten. Gemäß einer Weiterbildung weist der Abschnitt des Trägerkörpers senkrecht zu der Brennbahn-Ebene eine Vorzugs-Texturierung der $\langle 111 \rangle$ -Richtung mit einem, über Röntgenbeugung bestimmbar Texturkoeffizienten $TC_{(222)}$ von ≥ 5 und der $\langle 001 \rangle$ -Richtung mit einem, über Röntgenbeugung bestimmbar Texturkoeffizienten $TC_{(200)}$ von ≥ 5 auf. Gemäß einer Weiterbildung sind diese Texturkoeffizienten $TC_{(222)}$ und $TC_{(200)}$ jeweils zumindest ≥ 4 (wobei der Bereich direkt über diesem niedrigen Grenzwert insbesondere bei niedrigem Umformgrad erreicht werden kann). Hinsichtlich einer hohen Härte und Stabilität des Trägerkörpers ist ein niedriger Rekristallisationsgrad und dementsprechend eine hohe Ausprägung der Vorzugs-Texturierungen vorteilhaft. Dementsprechend sind gemäß einer Weiterbildung die Texturkoeffizienten $TC_{(222)}$ und $TC_{(200)}$ jeweils zumindest $\geq 5,5$.

[0034] Bei dem Schmiedevorgang erfolgt die Krafteinwirkung im Wesentlichen senkrecht zu der Brennbahn-Ebene. Während des Herstellungsprozesses ist diese Richtung der Krafteinwirkung in der Regel im Wesentlichen parallel zu der (zukünftigen) Rotations-Symmetrieachse der Röntgendrehanode. Ist die Brennbahn-Ebene im Wesentlichen eben ausgebildet, so bleibt diese Symmetrie erhalten. Ist die Brennbahn-Ebene dagegen nicht eben, sondern beispielsweise kegelstumpfförmig ausgebildet (vgl. z.B. Fig. 3), so wird in der Regel nach oder im Rahmen des Schmiedevorgangs der äußere, umlaufende Abschnitt um einen gewünschten Winkel (z.B. im Bereich von 8° - 12°) abgeknickt. Die während des Schmiedens eingestellte Textur der Brennbahn und des Trägerkörpers bleibt dabei erhalten. Dementsprechend wird in Bezug auf die Textur des Trägerkörpers weiterhin auf die Brennbahn-Ebene (bzw. auf die Grenzfläche zwischen Brennbahn und Trägerkörper) Bezug genommen. Aufgrund der beschriebenen Formänderung im Falle einer abgewinkelten Brennbahn kann die Textur des Trägerkörpers in einem zentralen Bereich geringfügig abweichen (in einem zentralen Bereich ist dann genau genommen an Stelle der Brennbahn-Ebene eine senkrecht zu der Rotations-Symmetrieachse verlaufende Ebene maßgeblich).

[0035] Gemäß einer Weiterbildung weist der Abschnitt des Trägerkörpers bei Raumtemperatur eine Bruchdehnung von $\geq 2,5$ % auf. Insbesondere weist der Abschnitt des Trägerkörpers bei Raumtemperatur eine Bruchdehnung von ≥ 5 % auf. Bei der Bruchdehnung ist wiederum zu berücksichtigen, dass mit zunehmenden Grad der Rekristallisation des Trägerkörpers dessen Duktilität und damit dessen Bruchdehnung bei Raumtemperatur zunimmt. Aufgrund dieser Abhängigkeit kann der Fachmann die Parameter der pulvermetallurgischen Herstellung (insbesondere die Dauer und Temperatur der Wärmebehandlung(en)) entsprechend wählen, so dass die jeweiligen Wertebereiche der Bruchdehnung erreicht werden. Das, zu den Angaben der Bruchdehnung zugehörige Messverfahren ist gemäß DIN EN ISO 6892-1 auszuführen, wobei jeweils eine radial in dem Trägerkörper verlaufende Probe als Messprobe verwendet wird. Dabei ist insbesondere das, in der DIN EN ISO 6892-1 beschriebene und auf der Spannungsgeschwindigkeit basierende Verfahren B anzuwenden.

[0036] Die vorliegende Erfindung betrifft ferner eine Verwendung einer erfindungsgemäßen Röntgendrehanode, die gegebenenfalls gemäß einer oder mehrerer, der oberhalb erläuterten Weiterbildungen und/oder Varianten ausgebildet sein kann, in einer Röntgenröhre zur Erzeugung von Röntgenstrahlung.

[0037] Die vorliegende Erfindung betrifft ferner ein Verfahren zum Herstellen einer erfindungsgemäßen Röntgendrehanode, die gegebenenfalls gemäß einer oder mehrerer der oberhalb beschriebenen Weiterbildungen und/oder Varianten ausgebildet ist, wobei das Verfahren nachfolgende Schritte aufweist:

A) Bereitstellen eines durch Pressen und Sintern von entsprechenden Ausgangspulvern im Verbund hergestellten Ausgangs-Körpers mit einem Trägerkörper-Abschnitt aus Molybdän oder einer Molybdän-basierten Mischung und

einem, auf dem Trägerkörper-Abschnitt ausgebildeten Brennbahn-Abschnitt aus Wolfram oder einer Wolfram-basierten Mischung;

B) Schmieden des Körpers; und

C) Durchführen einer Wärmebehandlung des Körpers bei und/oder nach dem Schritt des Schmiedens;

wobei die Wärmebehandlung bei derart niedrigen Temperaturen und über eine derartige Zeitdauer durchgeführt wird, dass bei der abschließend wärmebehandelten Röntgendrehanode zumindest ein Abschnitt der aus dem Brennbahn-Abschnitt erhaltenen Brennbahn in einer nicht rekristallisierten und/oder in einer teil-rekristallisierten Struktur vorliegt. Das Pressen und Sintern erfolgt dabei derart, dass ein dichter und homogener Sinterling (nachfolgend: Körper) erhalten wird (wie es in dem Fachgebiet bekannt ist). Der Sinterling weist insbesondere eine relative Dichte von $\geq 94\%$ (bezogen auf die theoretische Dichte) auf. Die oberhalb erläuterte, erfindungsgemäße Röntgendrehanode ist insbesondere durch das angegebene Herstellungsverfahren erhältlich. Das Verfahren kann dabei auch noch weitere Schritte aufweisen. Insbesondere kann vorgesehen sein, dass die Schritte des Schmiedens und der Wärmebehandlung mehrmals in Folge durchlaufen werden. Die letzte Wärmebehandlung kann insbesondere im Vakuum durchgeführt werden. Gemäß einer Weiterbildung ist vorgesehen, dass das Schmieden bei erhöhten Temperaturen durchgeführt wird, um den Umformwiderstand des Materials ausreichend abzusenken, und dass im Anschluss an den Schmiedevorgang zusätzlich eine Wärmebehandlung (Spannungsarmglühen) durchgeführt wird.

[0038] Gemäß einer Weiterbildung erfolgt die Wärmebehandlung (während des Schmiedens und/oder bei einer, dem Schmiedevorgang nachfolgenden Wärmebehandlung) bei Temperaturen unterhalb der Rekristallisationstemperatur der Brennbahn, insbesondere bei Temperaturen im Bereich der Rekristallisationsschwelle der Brennbahn. Gemäß einer Weiterbildung erfolgt die Wärmebehandlung (während des Schmiedens und/oder bei einer, dem Schmiedevorgang nachfolgenden Wärmebehandlung) bei Temperaturen unterhalb der Rekristallisationstemperatur des Trägerkörpers, insbesondere bei Temperaturen im Bereich der Rekristallisationsschwelle des Trägerkörpers. Die Rekristallisationstemperatur hängt unter anderem von der jeweiligen (Material-)Zusammensetzung sowie von dem Umformgrad des jeweiligen Materials ab. Je höher der Umformgrad, desto niedriger ist die Rekristallisationstemperatur. Je nach Form der Röntgendrehanode können auch Bereiche unterschiedlichen Umformgrades existieren. Gemäß einer Weiterbildung wird die Wärmebehandlung bei Temperaturen $\leq 1.500\text{ }^{\circ}\text{C}$, insbesondere bei Temperaturen in einem Bereich von $1.300 - 1.500\text{ }^{\circ}\text{C}$ durchgeführt. Diese Temperaturen sind insbesondere bei einem Trägerkörper aus TZM oder aus der oberhalb angegebenen, konkreten Zusammensetzung aus Mo, Hf, C und O geeignet, um sowohl bei der Brennbahn als auch bei dem Trägerkörper die gewünschten Eigenschaften zu erzielen. Die Dauer einer, nach dem Schmiedevorgang durchgeführten Wärmebehandlung beträgt insbesondere wenige Stunden, z.B. im Bereich von 1-5 Stunden.

[0039] Gemäß einer Weiterbildung weist der geschmiedete Körper nach Abschluss des Schmiedens einen Umformgrad von mindestens 20%, insbesondere im Bereich von 20% bis 60% auf. Es sind jedoch auch Umformgrade von bis zu 80% möglich. Die Krafteinwirkung beim Schmieden erfolgt insbesondere parallel zu der Rotations-Symmetrieachse der Röntgendrehanode, die genau oder im Wesentlichen senkrecht zu der/den Brennbahn-Ebene(n) ausgerichtet ist. Als Umformgrad wird dabei das Verhältnis aus der, parallel zu der Krafteinwirkungsrichtung erzielten Höhenänderung des jeweiligen Körpers relativ zu dessen Ausgangshöhe (entlang der Krafteinwirkungsrichtung) bezeichnet.

[0040] Weitere Vorteile und Zweckmäßigkeiten der Erfindung ergeben sich anhand der nachfolgenden Beschreibung von Ausführungsbeispielen unter Bezugnahme auf die beigefügten Figuren. Von den Figuren zeigen:

- Fig. 1A-1C: schematische Darstellungen zur Veranschaulichung unterschiedlicher Rekristallisationsgrade;
- Fig. 2: ein schematisches Diagramm zur Veranschaulichung des Härteverlaufs in Abhängigkeit von der Temperatur einer Wärmebehandlung;
- Fig. 3: eine schematische Querschnittansicht einer Röntgendrehanode;
- Fig. 4A-4D: eine schematische Darstellung zur Veranschaulichung einer EBSD-Analyse;
- Fig. 5A-5C: inverse Polfiguren der Brennbahn einer erfindungsgemäßen Röntgendrehanode entlang unterschiedlicher Richtungen;
- Fig. 6: inverse Polfigur einer Brennbahn, die mittels CVD aufgebracht wurde; und
- Fig. 7: inverse Polfigur einer, durch Vakuum-Plasmaspritzen aufgetragenen Brennbahn.

[0041] Die nachfolgende Erläuterung der Figuren 1A-1C und 2 zeigt Kriterien auf, anhand derer eine nicht-rekristallisierte Struktur, eine teil-rekristallisierte Struktur und eine (vollständig) rekristallisierte Struktur voneinander unterschieden werden können. Ferner werden anhand dieser Figuren Parameter erläutert, anhand derer der Grad der Rekristallisation angebbar ist. Diese Erläuterungen gelten sowohl in Bezug auf die Brennbahn als auch in Bezug auf den Trägerkörper. In den Figuren 1A-1C sind dabei schematisch (stark vergrößerte) Strukturen dargestellt, wie sie beispielsweise in einer elektronenmikroskopischen Aufnahme einer entsprechend präparierten Schlieffläche, insbesondere im Rahmen einer EBSD-Analyse (EBSD: Electron Backscatter Diffraction; deutsch: Elektronenbeugung), darstellbar sind. Ein geeignetes Verfahren zur Probenpräparation, eine geeignete Messanordnung und ein geeignetes Messverfahren werden unter

Bezugnahme auf die Figuren 4A bis 4D erläutert. Wie in dem Fachgebiet bekannt ist, können die Korngrenzen bzw. Korngrenzenabschnitte (sowie gegebenenfalls auch die Kleinwinkel-Korngrenzen) und die Versetzungen in solch einer elektronenmikroskopischen Aufnahme sichtbar gemacht werden. Hierzu ist ein Mindest-Rotationswinkel anzugeben, ab dessen Erreichen eine Korngrenze eingezeichnet wird. Bei den Figuren 1A bis 1C wird (abgesehen von dem, in Fig. 1B separat dargestellten Ausschnitt) davon ausgegangen, dass ein Mindest-Rotationswinkel von 15° angegeben wurde, so dass der Verlauf der Großwinkel-Korngrenzen (bzw. Korngrenzenabschnitte) ersichtlich ist. In Fig. 2 ist, ausgehend von einer Ausgangshärte -AH-, die im Rahmen der pulvermetallurgischen Herstellung nach dem Schmiedevorgang erhalten wird (Ausgangshärte -AH- der Umform-Struktur), schematisch die Abhängigkeit der Härte von der Temperatur -T- einer nachfolgenden Wärmebehandlung (Spannungsarmglühen), die über eine vorbestimmte Zeitdauer -t-, wie beispielsweise über eine Zeitdauer von einer Stunde, durchgeführt wird, dargestellt. Wird die Wärmebehandlung über eine längere, vorbestimmte Zeitdauer durchgeführt, so verschiebt sich die in Fig. 2 dargestellte Stufe eher nach links (d.h. zu niedrigeren Temperaturen hin), während sie sich bei einer kürzeren Zeitdauer eher nach rechts (d.h. zu höheren Temperaturen hin) verschiebt.

[0042] In Fig. 1A ist eine reine Umform-Struktur, wie sie beispielsweise nach einem Schmiedevorgang (der im Rahmen der pulvermetallurgischen Herstellung durchgeführt wird) erhalten wird, dargestellt. Wie in dem Fachgebiet bekannt ist, weist solch eine Umform-Struktur keine klaren, um entsprechende Kristallkörner umlaufenden Korngrenzen auf. Vielmehr sind nur Korngrenzenabschnitte -2- erkennbar, die jeweils einen offenen Anfang und/oder ein offenes Ende aufweisen. Zum Teil sind dabei (je nach Umformgrad während des Schmiedevorgangs) auch noch Abschnitte der Korngrenzen der ursprünglichen Körner des Sinterlings erkennbar. Weiterhin bilden sich durch die Umformung (Schmiedevorgang) Versetzungen -4-, die in den Fig. 1A und 1B durch das Symbol "⊥" dargestellt sind, und neue Korngrenzenabschnitte -2- aus. Die ursprünglichen Körner des Sinterlings sind, sofern sie noch erkennbar sind, aufgrund der Umformung stark gequetscht und verzerrt. Weiterhin weist die Umform-Struktur eine Substruktur auf, die im Rahmen einer EBSD-Analyse der jeweiligen Schlißfläche bei Einstellung eines kleineren Mindest-Rotationswinkels sichtbar gemacht werden kann. Diese Substruktur der Umform-Struktur wird unterhalb unter Bezugnahme auf Fig. 1B erläutert. Mit zunehmenden Umformgrad verschwinden die ursprünglichen Korngrenzen (der Körner des Sinterlings) abschnittsweise oder sogar vollständig. Die Intensität und Häufigkeit dieser typischen Merkmale der Umform-Struktur hängt dabei unter anderem von der (Material-) Zusammensetzung und dem Umformgrad ab. Insbesondere ist zu berücksichtigen, dass mit zunehmendem Umformgrad zunehmend Kleinwinkel-Korngrenzenabschnitte auftreten und auch die Häufigkeit von Großwinkel-Korngrenzenabschnitten zunimmt. Eine Bestimmung der mittleren Korngröße, die bei gleichförmigen Gefügen regelmäßig nach dem Standard ASTM E 112-96 erfolgt, ist, da (zumindest bei einem Mindest-Rotationswinkel von 15°) nur Korngrenzenabschnitte erkennbar sind, nicht möglich.

[0043] In der Umform-Struktur laufen in der Regel Erholungsvorgänge ab, die mit zunehmender Temperatur zunehmen. Für solche Erholungsvorgänge, die beispielsweise an einem Verschwinden und/oder Ordnen von Versetzungen erkennbar sind, ist keine Aktivierungsenergie erforderlich. Diese Erholungsvorgänge führen zu einer Abnahme der Härte. In diesem Bereich -EH- der Erholungsvorgänge (Bereich bis zu T_1 in Fig. 2) nimmt die Härte kontinuierlich mit zunehmender Temperatur ab, wobei die Steigung in diesem Bereich -EH- relativ flach ist (vgl. Fig. 2). Ab einer bestimmten Temperatur - T_1 - kann die, für eine Kornneubildung im Rahmen der Rekristallisation erforderliche Aktivierungsenergie aufgebracht werden. Diese Temperatur - T_1 - ist unter anderem von der Zusammensetzung und dem Umformgrad der Umform-Struktur sowie von der Dauer der jeweils durchgeführten Wärmebehandlung abhängig. Tritt eine Rekristallisation auf, so liegt (zunächst) eine teil-rekristallisierte Struktur vor. In Fig. 1B ist eine teil-rekristallisierte Struktur dargestellt, die einige, durch Kornneubildung entstandene Kristallkörner -6- aufweist. Die Kristallkörner (bzw. Kristallite) -6- weisen jeweils umlaufende Korngrenzen -8- auf, die beispielsweise in einer elektronenmikroskopischen Aufnahme einer entsprechend präparierten Schlißfläche, insbesondere im Rahmen einer EBSD-Analyse (EBSD: Electron Backscatter Diffraction; deutsch: Elektronenbeugung), darstellbar sind. Der verbleibende (bzw. die Kristallkörner -6-umgebende) Anteil der teil-rekristallisierten Struktur liegt weiterhin in der Umform-Struktur vor. Aufgrund der Kornneubildung sowie teilweise aufgrund von Erholungsvorgängen verschwinden die, in der Umform-Struktur auftretenden Versetzungen -4- zunehmend.

[0044] Wie bereits erwähnt wurde, ist ein weiteres Merkmal der Umform-Struktur, dass diese eine Substruktur aufweist. Solch eine Substruktur kann im Rahmen einer EBSD-Analyse durch Angabe eines kleineren Mindest-Rotationswinkels, wie beispielsweise durch einen Mindest-Rotationswinkel von 5° (oder gegebenenfalls auch eines noch kleineren Winkels), sichtbar gemacht werden. Auf diese Weise sind neben den Großwinkel-Korngrenzen (Korngrenzenabschnitte -2- und umlaufende Korngrenzen -8-) auch noch die Kleinwinkel-Korngrenzen -9-, welche die Substruktur bilden, erkennbar. Dies ist in Fig. 1B in der unteren Box dargestellt, in der ein Ausschnitt der in der Box oberhalb gezeigten Struktur vergrößert dargestellt ist. Die Kleinwinkel-Korngrenzen -9- der Substruktur sind in dieser Darstellung in dünneren Linien dargestellt. Wie anhand dieser Darstellung ersichtlich ist, werden die Großwinkel-Korngrenzen der Korngrenzenabschnitte -2- zum Teil noch durch Kleinwinkel-Korngrenzen -9- fortgesetzt. Die, durch Kornneubildung entstandenen Kristallkörner -6- sind dabei frei von der Substruktur. Bei der erfindungsgemäßen Röntgendrehanode ist die Substruktur -9- der Umform-Struktur insbesondere feinkörnig ausgebildet.

[0045] Mit zunehmend stattfindender Rekristallisation, die mit der Temperatur (und auch der Zeit) der Wärmebehand-

lung zunimmt, nimmt die Härte stark ab (vgl. Fig. 2). In Fig. 2 geht ab der Temperatur $-T_1$ - der zuvor flach abfallende Graph in einen Bereich mit steil abfallender Steigung über. Der Übergangsbereich zwischen dem flach abfallenden Abschnitt und dem steil abfallenden Abschnitt des Graphs, insbesondere der Punkt mit der höchsten Krümmung, wird als Rekristallisationsschwelle -RKS- bezeichnet (vgl. Fig. 2). Mit zunehmendem Rekristallisationsgrad vergrößern sich die, durch Kornneubildung bereits entstandenen Kristallkörner, es bilden sich durch Kornneubildung weitere Kristallkörner und die Umform-Struktur verschwindet zunehmend. Insbesondere wird die Umform-Struktur zunehmend durch die, durch Kornneubildung entstandenen Kristallkörner "aufgezehrt". Mit weiter zunehmendem Rekristallisationsgrad stoßen die Korngrenzen der, durch Kornneubildung entstandenen Kristallkörner aneinander und füllen schließlich (zumindest weitgehend) auch noch die verbleibenden Zwischenräume aus. In diesem Stadium verlangsamt sich das Kristallwachstum wieder und in Fig. 2 flacht die Steigung des Graphs ab. Es wird ein Zustand erreicht, bei dem die Rekristallisation zu 99° abgeschlossen ist, insbesondere bei dem die, durch Kornneubildung entstandenen Kristallkörner bezüglich einer Querschnittfläche durch die Struktur einen Flächenanteil von 99% aufweisen. Die Rekristallisationstemperatur, die in Fig. 2 $-T_2$ - entspricht (in Fig. 2 beträgt die Dauer der Wärmebehandlung eine Stunde), wird dabei so definiert, dass nach einer Wärmebehandlung von einer Stunde bei dieser Rekristallisationstemperatur die Rekristallisation zu 99% abgeschlossen ist. Der Bereich -RK-, der sich von der Temperatur $-T_1$ - beginnend bis zu der Rekristallisationstemperatur $-T_2$ - erstreckt, wird als Rekristallisationsbereich bezeichnet, da innerhalb desselben in erheblichem Ausmaß Rekristallisationsvorgänge ablaufen. Schließlich geht der Graph in einen Bereich -EB- über, in dem er nicht mehr oder nur noch sehr flach abfällt. In diesem Bereich tritt noch Kornwachstum auf, es findet jedoch keine Rekristallisation oder nur noch eine Rekristallisation in sehr geringem Ausmaß (insbesondere des verbleibenden, einen Prozents der Struktur) statt.

[0046] In Fig. 1C ist eine idealisierte, vollständig rekristallisierte Struktur dargestellt. Die Korngrenzen der, durch Kornneubildung entstandenen Kristallkörner grenzen direkt aneinander an. Die ursprüngliche Umform-Struktur ist vollständig verschwunden. Dabei ist in Fig. 1C der "Idealfall" einer vollständig rekristallisierten Struktur dargestellt, da die Korngrenzen jeweils entlang ihrer gesamten Erstreckungsrichtung aneinander angrenzen.

[0047] In Fig. 3 ist schematisch der Aufbau einer Röntgendrehanode -10- dargestellt, die rotationssymmetrisch zu einer Rotations-Symmetrieachse -12- ausgebildet ist. Die Röntgendrehanode -10- weist einen tellerförmigen Trägerkörper -14- auf, der auf einer entsprechenden Welle montierbar ist. Deckseitig ist auf dem Trägerkörper -14- eine ringförmige Brennbahn -16- aufgebracht, die bei der dargestellten Ausführungsform eine Kegelstumpfform (eines flachen Kegels) aufweist. Die Brennbahn -16- überdeckt zumindest einen Bereich des Trägerkörpers -14-, der im Einsatz von einem Elektronenstrahl abgefahren wird. In der Regel überdeckt die Brennbahn -16- einen größeren Bereich des Trägerkörpers als denjenigen der Bahn des Elektronenstrahls. Die äußere Form und der Aufbau der Röntgendrehanode -10- kann, wie in dem Fachgebiet bekannt ist, von der dargestellten Röntgendrehanode abweichen. Wie anhand der Fig. 3 ersichtlich ist, kann der (makroskopische) Anteil der nicht rekristallisierten und/oder teil-rekristallisierten Struktur (sowohl bei der Brennbahn als auch bei dem Trägerkörper) allgemein dadurch festgestellt werden, dass eine, radiale (d.h. durch die Rotations-Symmetrieachse -12- verlaufende) und senkrecht zu der Brennbahn-Ebene verlaufende Querschnittfläche daraufhin untersucht wird, welche Bereiche in einer nicht rekristallisierten und/oder in einer teil-rekristallisierten Struktur vorliegen.

[0048] Nachfolgend wird unter Bezugnahme auf die Figuren 4A bis 4D eine, mit einem Rasterelektronenmikroskop durchführbare EBSD-Analyse (EBSD: Electron Backscatter Diffraction; deutsch: Elektronenbeugung) erläutert. Im Rahmen solch einer EBSD-Analyse kann auf mikroskopischer Ebene eine Charakterisierung der jeweiligen Struktur durchgeführt werden. Insbesondere können im Rahmen solch einer EBSD-Analyse die Feinkörnigkeit der jeweiligen Struktur bestimmt, das Auftreten und das Ausmaß von Substrukturen festgestellt, der Anteil der, durch Kornneubildung entstandenen Kristallkörner in einer teil-rekristallisierten Struktur sowie in der Struktur auftretende Vorzugs-Texturierungen bestimmt werden. Hierzu wird im Rahmen der Probenpräparation eine Querschnittfläche, die radial und senkrecht zu der Brennbahn-Ebene verläuft (entspricht der, in Fig. 3 dargestellten Querschnittfläche) durch die Röntgendrehanode hergestellt. Die Präparation einer entsprechenden Schliifffläche erfolgt insbesondere durch Einbetten, Schleifen, Polieren und Ätzen zumindest eines Abschnitts der erhaltenen Querschnittfläche der Röntgendrehanode, wobei die Oberfläche im Anschluss noch ionenpoliert wird (zur Entfernung der, durch den Schleifvorgang entstandenen Verformungsstruktur auf der Oberfläche). Dabei kann die zu untersuchende Schliifffläche insbesondere so gewählt werden, dass sie einen Abschnitt der Brennbahn und einen Abschnitt des Trägerkörpers der Röntgendrehanode aufweist, so dass beide Abschnitte untersucht werden können. Die Messanordnung ist derart, dass der Elektronenstrahl unter einem Winkel von 20° auf die präparierte Schliifffläche auftrifft. Bei dem Rasterelektronenmikroskop (vorliegend: Carl Zeiss "Ultra 55 plus") beträgt der Abstand zwischen der Elektronenquelle (vorliegend: Feldemissionskathode) und der Probe 16, 2 mm und der Abstand zwischen der Probe und der EBSD-Kamera (vorliegend: "DigiView IV") beträgt 16 mm. Die in Klammern gemachten Angaben betreffen jeweils die von der Anmelderin verwendeten Gerätetypen, wobei grundsätzlich auch anderweitige Gerätetypen, welche die beschriebenen Funktionen ermöglichen, in entsprechender Weise verwendbar sind. Die Beschleunigungsspannung beträgt 20 kV, es wird eine 50-fache Vergrößerung eingestellt und der Abstand der einzelnen Pixel auf der Probe, die nacheinander abgetastet werden, beträgt 4 μm .

[0049] Die einzelnen Pixel -17- sind dabei zueinander in gleichseitigen Dreiecken angeordnet, wobei die Seitenlänge

eines Dreiecks jeweils dem Rasterabstand -18- von $4\text{ }\mu\text{m}$ entspricht (vgl. Fig. 4A). Die Informationen für ein einzelnes Pixel -17- stammen dabei aus einem Volumen aus der jeweiligen Probe, welches eine Oberfläche mit einem Durchmesser von 50 nm (Nanometer) und eine Tiefe von 50 nm aufweist. Die Darstellung der Information eines Pixels erfolgt dann in der Form eines Sechsecks -19- (in Fig. 4A gestrichelt dargestellt), dessen Seiten jeweils die Mittelsenkrechten zwischen dem betreffenden Pixel -17- und den jeweils am nächsten gelegenen (sechs) Pixeln -17- bilden. Die untersuchte Probenfläche -21- beträgt insbesondere $1.700\text{ }\mu\text{m}$ mal $1.700\text{ }\mu\text{m}$. Wie in Fig. 4B dargestellt ist, umfasst sie vorliegend in einer oberen Hälfte einen Brennbahnabschnitt -22- (im Querschnitt) von ca. $850\text{ mal }1.700\text{ }\mu\text{m}^2$ und in der unteren Hälfte einen Trägerkörperabschnitt -24- (im Querschnitt) von ca. $850\text{ mal }1.700\text{ }\mu\text{m}^2$. Die Grenzfläche -26- (zwischen der Brennbahn und dem Trägerkörper) verläuft dabei parallel zu der Brennbahn-Ebene und zentral durch die untersuchte Probenfläche -21- (jeweils parallel zu deren Seiten). Ferner verläuft sie parallel zu der radialen Richtung -RD- (vgl. z.B. Richtung -RD- in Fig. 3, 4B). Wie oberhalb unter Bezugnahme auf Fig. 4A erläutert wird, wird die untersuchte Probenfläche -21- mit einem Raster von $4\text{ }\mu\text{m}$ abgetastet.

[0050] Zur Bestimmung des mittleren Korngrenzenabstandes (bzw. KleinwinkelKorngrenzenabstandes) werden im Rahmen der EBSD-Analyse Korngrenzen und Korngrenzenabschnitte mit einem Korngrenzenwinkel, der größer oder gleich einem Mindest-Rotationswinkel ist, innerhalb der untersuchten Probenfläche -21- sichtbar gemacht. Vorliegend wird zur Bestimmung des mittleren Korngrenzenabstandes ein Mindest-Rotationswinkel von 15° in dem Rasterelektronenmikroskop eingestellt. Der untersuchte Abschnitt der Röntgendrehanode weist dabei einen (Gesamt-) Umformgrad von 60% auf. Dabei ist zu berücksichtigen, dass aufgrund der hohen Härte der Brennbahn der (lokale) Umformgrad der Brennbahn an sich geringer ist, während der (lokale) Umformgrad des Trägerkörpers zumindest abschnittsweise höher ist. Insbesondere nimmt der Umformgrad des Trägerkörpers von der Brennbahn weg in einer Richtung senkrecht zu der Brennbahn-Ebene nach unten hin zu. Dementsprechend ist das Ergebnis der Untersuchung jeweils von dem (Gesamt-) Umformgrad des untersuchten Abschnittes sowie von der Position der untersuchten Probenfläche -21- abhängig. Aufgrund der erläuterten Position der untersuchten Probenfläche -21- im Bereich der Grenzfläche -26- sind sowohl der untersuchte Brennbahnabschnitt -22- als auch der untersuchte Trägerkörperabschnitt -24- weniger als 1-mm von der Grenzfläche -26- beabstandet (dies ist insbesondere bezüglich des Trägerkörpers relevant, bei dem in Abhängigkeit von der Höhe, d.h. in einer Richtung parallel zu der Rotations-Symmetrieachse, unterschiedliche Umformgrade auftreten). Durch das Rasterelektronenmikroskop werden innerhalb der untersuchten Probenfläche -21- Korngrenzen bzw. Korngrenzenabschnitte immer dann zwischen zwei Rasterpunkten -17- bestimmt und dargestellt, wenn zwischen den beiden Rasterpunkten -17- ein Orientierungsunterschied der jeweiligen Gitter von $\geq 15^\circ$ festgestellt wird (wird ein anderer Mindest-Rotationswinkel eingestellt, so ist letzterer maßgeblich). Als Orientierungsunterschied wird jeweils der kleinste Winkel herangezogen, der benötigt wird, um die jeweiligen Kristallgitter, die an den jeweiligen, zu vergleichenden Rasterpunkten -17- vorliegen, ineinander überzuführen. Dieser Vorgang wird bei jedem Rasterpunkt -17- in Bezug auf alle, ihn umgebenden Rasterpunkte (d.h. jeweils in Bezug auf sechs umgebende Rasterpunkte) durchgeführt. In Fig. 4A ist beispielhaft ein Korngrenzenabschnitt -20- dargestellt. Auf diese Weise wird innerhalb der untersuchten Probenfläche -21- ein Korngrenzenmuster -32-, das im Falle einer teil-rekristallisierten Struktur (bei einem Mindest-Rotationswinkel von 15°) durch Korngrenzenabschnitte und umlaufende Korngrenzen gebildet wird, erhalten. Dies ist in den Fig. 4C und 4D schematisch für einen Ausschnitt -28- der Brennbahn dargestellt. Wird ein Mindest-Rotationswinkel von 5° eingestellt, so können zusätzlich noch die Kleinwinkel-Korngrenzen der Substruktur sichtbar gemacht werden (diese sind in den Fig. 4C und 4D nicht dargestellt).

[0051] Nachfolgend wird die Bestimmung des mittleren Korngrenzenabstandes des Brennbahn-Materials parallel zu der Brennbahn-Ebene erläutert. Zur Bestimmung des Korngrenzenabstandes des Brennbahn-Materials wird jeweils nur der Brennbahnabschnitt -22- von ca. $850\text{ mal }1.700\text{ }\mu\text{m}^2$ der untersuchten Probenfläche -21- ausgewertet. Dabei wird bei dem vorliegend erläuterten Verfahren der mittlere Korngrenzenabstand entlang der Richtung -RD-, d.h. entlang einer parallel zu der Brennbahn-Ebene (bzw. zu der Grenzfläche -26- in Fig. 4B) und im Wesentlichen radial verlaufenden Richtung, bestimmt. Hierzu wird innerhalb der untersuchten Probenfläche -21- (die eine Fläche von $1.700 \times 1.700\text{ }\mu\text{m}^2$ aufweist) in das Korngrenzenmuster -32- eine Schar -34- von 98 Linien mit jeweils einer Länge von $1.700\text{ }\mu\text{m}$ und einem relativen Abstand von $17,2\text{ }\mu\text{m}$ ($1.700\text{ }\mu\text{m} / 99$) gelegt. In Fig. 4C ist dies schematisch für einen, innerhalb des untersuchten Brennbahnabschnittes -22- gelegenen Ausschnitt -28- der Brennbahn dargestellt. Die Linienschar -34- verläuft dabei parallel zu der untersuchten Oberfläche (bzw. Querschnittfläche) und die einzelnen Linien verlaufen jeweils parallel zu der Richtung -RD-. An den einzelnen Linien werden jeweils die Abstände zwischen jeweils zwei, zueinander benachbarten Schnittpunkten der jeweiligen Linie mit Linien des Korngrenzenmusters -32- bestimmt. In den Bereichen, in denen das Ende einer Linie keinen Schnittpunkt mit einer Linie des Korngrenzenmusters -32- bildet (d.h. ein offenes Ende bildet, weil sie die Grenze des untersuchten Brennbahn-Abschnittes -22- erreicht), wird die Länge des Abschnittes von dem Linienende bis zu dem ersten Schnittpunkt mit einer Linie des Korngrenzenmusters -32- als halbes Kristallkorn ausgewertet. Die Häufigkeit der verschiedenen Abstände, die innerhalb des Brennbahnabschnittes -22- (ca. $850 \times 1.700\text{ }\mu\text{m}^2$) bestimmt wurden, wird ausgewertet und dann ein Mittelwert der Abstände gebildet (entspricht der Summe der erfassten Abstände, dividiert durch die Anzahl der gemessenen Abstände). Das beschriebene Verfahren zur Bestimmung des mittleren Korngrenzenabstandes wird auch als "Intercept Length" bezeichnet. Die Bestimmung des mittleren Korngren-

zenabstandes senkrecht zu der Brennbahn-Ebene, d.h. entlang der Richtung -ND-, erfolgt innerhalb des Brennbahnabschnittes -22- entsprechend. Wiederum wird in das Korngrenzenmuster -32- eine Schar -36- von (wiederum 98) Linien gelegt. Die Linienschar -36- verläuft dabei parallel zu der untersuchten Oberfläche (bzw. Querschnittfläche) und die einzelnen Linien verlaufen jeweils parallel zu der Richtung -ND-. In Fig. 4D ist dies wiederum schematisch für den Ausschnitt -28- dargestellt. Die Auswertung der Abstände erfolgt entsprechend, wie es oberhalb erläutert wurde. Auf diese Weise kann ein Maß für die Feinkörnigkeit der Struktur, die aus (Großwinkel-)Korngrenzen und (Großwinkel-)Korngrenzenabschnitten gebildet wird, angegeben werden. Der mittlere Korngrenzenabstand parallel zu der Brennbahn-Ebene ist dabei in der Regel größer als der mittlere Korngrenzenabstand senkrecht zu der Brennbahn-Ebene. Dieser Effekt ist durch die Krafteinwirkung senkrecht zu der Brennbahn-Ebene während des Schmiedevorgangs bedingt. Der mittlere Korngrenzenabstand d kann dann aus dem mittleren Korngrenzenabstand parallel zu der Brennbahn-Ebene d_p und dem mittleren Korngrenzenabstand senkrecht zu der Brennbahn-Ebene d_s bestimmt werden, wie anhand der nachfolgenden Gleichung ersichtlich ist:

$$d = \sqrt{d_p \times d_s}$$

[0052] In entsprechender Weise kann die Bestimmung des mittleren (Kleinwinkel-)Korngrenzenabstandes des Abschnittes der Brennbahn parallel sowie senkrecht zu der Brennbahn-Ebene unter Angabe eines Mindest-Rotationswinkels von 5° durchgeführt werden. Daraus kann dann wiederum der mittlere Kleinwinkel-Korngrenzenabstand gemäß der oberhalb angegebenen Formel bestimmt werden. Durch die Angabe eines Mindest-Rotationswinkels von 5° werden zusätzlich die Kleinwinkel-Korngrenzen der Substruktur (die in der Umformstruktur vorhanden ist) mitberücksichtigt. Auf diese Weise kann ein Maß für die Feinkörnigkeit der Struktur, die aus (Großwinkel-) Korngrenzen, (Großwinkel-) Korngrenzenabschnitten und Kleinwinkel-Korngrenzen gebildet wird, angegeben werden.

[0053] Der Rekristallisationsgrad kann auf mikroskopischer Ebene dadurch bestimmt werden, dass in einem Schliffbild, wie es beispielsweise in den Fig. 1A-1C schematisch dargestellt ist, der Flächenanteil der, durch Kornneubildung entstandenen Kristallkörner (relativ zu der Gesamtfläche des untersuchten Abschnittes) bestimmt wird. Diese Bestimmung kann wiederum mit einem Rasterelektronenmikroskop im Rahmen einer EBSD-Analyse erfolgen. Diesbezüglich wird auf die oberhalb unter Bezugnahme auf die Figuren 4A bis 4D erläuterte Messanordnung und Probenpräparation und das erläuterte Messverfahren Bezug genommen. Als Mindest-Rotationswinkel wird dabei insbesondere ein Winkel von $\geq 15^\circ$ angegeben, so dass der Verlauf der Großwinkel-Korngrenzen ersichtlich ist. Auf diese Weise können insbesondere die umlaufenden Korngrenzen der, durch Kornneubildung entstandenen Kristallkörner sowie die (Großwinkel-)Korngrenzenabschnitte bestimmt werden. Ferner kann zusätzlich der gleiche Bereich auch unter Angabe eines Mindest-Rotationswinkels von $\geq 5^\circ$ (oder einem anderen, kleinen Wert für den Mindest-Rotationswinkel) untersucht werden, um zu prüfen, ob es sich bei den einzelnen Kristallkörnern um, durch Kornneubildung entstandene Kristallkörner handelt (diese weisen keine Substruktur auf). Anschließend wird das Verhältnis der Fläche der, durch Kornneubildung entstandenen Kristallkörner relativ zu der gesamten, untersuchten Fläche bestimmt.

[0054] Ferner kann der Rekristallisationsgrad auch anhand der Härte abgeschätzt werden. Dies kann beispielsweise dadurch erfolgen, dass eine Mehrzahl von gleichartig hergestellten Proben nach dem Schmiedevorgang jeweils Wärmebehandlungen bei einer vorbestimmten Zeitdauer mit jeweils unterschiedlicher Temperatur unterzogen werden (gegebenenfalls kann auch zusätzlich oder alternativ die Zeitdauer der Wärmebehandlung variiert werden). An den Proben wird dann an jeweils gleicher Position (innerhalb der Probe) eine Härtemessung durchgeführt. So kann im Wesentlichen der Verlauf der, in Fig. 2 dargestellten Kurve nachgezeichnet werden und es kann festgestellt werden, in welchem Bereich der Kurve die jeweilige Probe liegt. Wie oberhalb erläutert wird, wird vorzugsweise innerhalb des Bereichs--TB- um die Rekristallisationsschwelle -RKS- gearbeitet (wobei der Bereich -TB- in Fig. 2 durch den gestrichelten Kreis um die Rekristallisationsschwelle -RKS- schematisch dargestellt ist).

[0055] Im Rahmen der Bestimmung des Rekristallisationsgrades ist allgemein zu berücksichtigen, dass bei bestimmten Materialien (z.B. bei Molybdän und Molybdän-Legierungen) ausgeprägte Erholungsvorgänge (engl. Ausdruck: extended recovery) stattfinden. Dabei können diese Erholungsvorgänge nach teilweise vertretener Auffassung auch zu Keimen für eine Kornneubildung führen. Sofern aus diesen Keimen eine Kornneubildung stattfindet, wird diese Art der Kornneubildung im Rahmen dieser Beschreibung auch mit dem Begriff der Rekristallisation umfasst. Treten ausgeprägte Erholungsvorgänge auf, so fällt der Graph in Fig. 2 im Bereich der Erholungsvorgänge -EH- bereits stärker ab und die Rekristallisationsschwelle kann sich zu höheren Temperaturen hin verschieben. Der Graph verläuft dann zumindest in dem Bereich -EB-, in dem die Struktur rekristallisiert ist, wieder entsprechend wie bei einem Material ohne ausgeprägten Erholungsvorgängen. Insbesondere ergibt sich qualitativ eine Abweichung, wie sie in Fig. 2 schematisch durch die gestrichelte Linie dargestellt ist. Bei Molybdän-basierten Legierungen wird dieser Effekt zusätzlich überlagert durch die Ausbildung von Partikeln, was sich ebenfalls auf den konkreten Kurvenverlauf auswirken kann. Qualitativ ist der Kurvenverlauf jedoch immer im Wesentlichen, wie es in Fig. 2 dargestellt ist.

[0056] Nachfolgend wird die Herstellung einer erfindungsgemäßen Röntgendrehanode gemäß einer Ausführungsform der vorliegenden Erfindung erläutert. Zunächst werden die Ausgangspulver für den Trägerkörper gemischt sowie die Ausgangspulver für die Brennbahn gemischt. Die Ausgangspulver für den Trägerkörper werden derart gewählt, dass für den Trägerkörper (abgesehen von Verunreinigungen) eine Zusammensetzung von 0,5 Gew.% Ti, 0,08 Gew.% Zirkonium, 0,01-0,04 Gew.% Kohlenstoff, weniger als 0,03 Gew.% Sauerstoff und der verbleibende Anteil Molybdän (nach Abschluss sämtlicher, im Rahmen der pulvermetallurgischen Herstellung durchgeführten Wärmebehandlungen) erhalten wird (d.h. TZM). Ferner werden die Ausgangspulver derart gewählt, dass für die Brennbahn (abgesehen von Verunreinigungen) eine Zusammensetzung von 10 Gew.% Rhenium und 90 Gew.% Wolfram erhalten wird. Die Ausgangspulver werden im Verbund mit 400 Tonnen (entspricht $4 \cdot 10^5$ kg) pro Röntgendrehanode gepresst. Anschließend wird der erhaltene Körper bei Temperaturen im Bereich von 2.000°C - 2.300°C für 2 bis 24 Stunden gesintert. Der nach dem Sintern erhaltene Ausgangs-Körper (Sinterling) weist insbesondere eine relative Dichte von 94% auf. Der nach dem Sintern erhaltene Ausgangs-Körper wird bei Temperaturen im Bereich von 1.300°C bis 1.500°C (vorzugsweise bei 1.300°C) geschmiedet, wobei der Körper nach dem Schritt des Schmiedens einen Umformgrad im Bereich von 20-60% (vorzugsweise von 60%) aufweist. Nach dem Schritt des Schmiedens wird eine Wärmebehandlung des Körpers bei Temperaturen im Bereich von 1.300°C bis 1.500°C (vorzugsweise bei 1.400°C) für 2 bis 10 Stunden durchgeführt. Sofern im Rahmen dieses Ausführungsbeispiels Bereichsangaben gemacht werden, können für verschiedene Kombinationen innerhalb des jeweiligen Bereichs jeweils gute Ergebnisse erzielt werden. Während für die erfindungsgemäßen Eigenschaften der Brennbahn (und im Wesentlichen auch für die beschriebenen, vorteilhaften Eigenschaften des Trägerkörpers) die angegebenen Parameter bei dem Schritt des Pressens und bei dem Schritt des Sinterns weniger kritisch sind, wirken sich insbesondere die Temperaturen bei dem Schritt des Schmiedens und bei der nachfolgenden Wärmebehandlung auf die Eigenschaften der Brennbahn (insbesondere auf deren Rekristallisationsgrad) aus. Insbesondere werden bei den bevorzugt angegebenen Temperaturwerten bei dem Schritt des Schmiedens und bei dem Schritt der nachfolgenden Wärmebehandlung (bei dem bevorzugt angegebenen Umformgrad von 60%) besonders gute Ergebnisse erzielt.

[0057] Bei Röntgendrehanoden, die nach dem oberhalb erläuterten Ausführungsbeispiel hergestellt wurden, konnten bei der Brennbahn eine Härte von 450 HV 30 und bei dem Trägerkörper eine Härte von 315 HV 10 erzielt werden. Die Härtemessungen sind dabei an einer, durch die Rotations-Symmetrieachse verlaufenden Querschnittsfläche durchzuführen. Bei dem Trägerkörper konnten ferner bei Raumtemperatur eine 0,2% Dehngrenze R_p 0,2 von 650 MPa (Megapascal) und eine Bruchdehnung A von 5% erzielt werden. Hierbei ist eine radial in dem Trägerkörper verlaufende Probe als Messprobe zu verwenden. Als Messverfahren ist das, in der DIN EN ISO 6892-1 beschriebene und auf der Spannungsgeschwindigkeit basierende Verfahren B anzuwenden. Im Vergleich dazu werden bei herkömmlichen, pulvermetallurgisch hergestellten Trägerkörpern (ausgenommen Speziallegierungen und mit zusätzlichen Partikeln verstärkte Materialien) typischerweise Härten von maximal 220 HV 10 und auch niedrigere Dehngrenzen erzielt.

[0058] Dementsprechend zeigen diese Ergebnisse, dass bei den erfindungsgemäßen Röntgendrehanoden deutlich höhere Härten (der Brennbahn und auch des Trägerkörpers) und höhere Dehngrenzen (zumindest bei dem Trägerkörper) als bei herkömmlich pulvermetallurgisch hergestellten Röntgendrehanoden erzielt werden. Weiterhin zeigen diese Untersuchungen, dass durch eine, dem Schmiedevorgang nachfolgende Wärmebehandlung bei Temperaturen im Bereich der Rekristallisationsschwelle (des Trägerkörpermaterials) eine ausreichende Duktilisierung des Trägerkörpermaterials erreicht werden kann. Bei einer derart "schonenden" Duktilisierung (d.h. Wärmebehandlung bei vergleichsweise niedrigen Temperaturen) wird gleichzeitig erreicht, dass die Struktur der Brennbahn weiterhin sehr feinkörnig bleibt. Die erreichte Duktilisierung ist insbesondere anhand der erhaltenen Werte der Bruchdehnung A bei Raumtemperatur erkennbar. Bei einer nicht wärmebehandelten Probe ist die Bruchdehnung des (gepressten, gesinterten und geschmiedeten) Trägerkörpermaterials typischerweise $\leq 1\%$. Durch die Duktilisierung kann vermieden werden, dass die Röntgendrehanoden spröde und brüchig sind.

[0059] An erfindungsgemäß ausgebildeten Röntgendrehanoden wurde die Brennbahn an deren Lebensdauerende untersucht. Dabei konnte festgestellt werden, dass Risse jeweils entlang der Korngrenzen der feinkörnigen Struktur abgelenkt werden und somit mehrmals die Ausbreitungsrichtung ändern. Aufgrund dieser Rissablenkung entlang der feinkörnigen Struktur wird eine Rissausbreitung bis tief in die Brennbahn hinein vermieden. Auch konnte an der Oberfläche der Brennbahn an deren Lebensdauerende ein gleichmäßig verteiltes Rissmuster mit gleichmäßig ausgebildeten Rissen beobachtet werden. Demgegenüber sind an Vergleichs-Röntgendrehanoden, bei denen die Brennbahn durch Vakuum-Plasmaspritzen hergestellt wurde, die Kristalle der Brennbahn stängelförmig ausgebildet und senkrecht zu der Brennbahn-Ebene ausgerichtet. Ein Riss breitet sich folglich entlang der Korngrenzen tief in die Brennbahn (und gegebenenfalls bis zu dem Trägerkörper hinunter) aus.

[0060] Zur Untersuchung der Textur der Brennbahn und des Trägerkörpers wurde eine Röntgendrehanode, wie es oberhalb unter Bezugnahme auf die Figuren 4A bis 4D erläutert wird, als zu untersuchende Probe präpariert. Die Röntgendrehanode war dabei erfindungsgemäß ausgebildet. Die Brennbahn wies (abgesehen von Verunreinigungen) eine Zusammensetzung von 90 Gew.% Wolfram und 10 Gew.% Rhenium auf, während der Trägerkörper (abgesehen von Verunreinigungen) eine Zusammensetzung von 0,5 Gew.% Ti, 0,08 Gew.% Zirkonium, 0,01-0,04 Gew.% Kohlenstoff,

weniger als 0,03 Gew. % Sauerstoff und den verbleibenden Anteil Molybdän aufwies. Auch die Messanordnung entspricht der oberhalb erläuterten Anordnung. Bei dem Messverfahren wurden die oberhalb, unter Bezugnahme auf die Figuren 4A bis 4D erläuterten Einstellungen verwendet, sofern diese zur Bestimmung der Textur anwendbar bzw. vorzunehmen sind. Die im Rahmen der EBSD-Analyse der Brennbahn erhaltenen, inversen Polfiguren sind in den Fig. 5A-5C dargestellt. Dabei wurden in Bezug auf die Brennbahn die makroskopischen, aufeinander senkrecht stehenden Richtungen -ND-, die senkrecht zu der Brennbahn-Ebene in dem jeweils untersuchten Bereich verläuft, -RD-, die im Wesentlichen radial und parallel zu der Brennbahn-Ebene verläuft sowie -TD-, die tangential und parallel zu der Brennbahn-Ebene verläuft, definiert (diese Richtungen sind zur Veranschaulichung in Fig. 3 eingezeichnet). Die Krafteinwirkung bei dem Schmiedevorgang während des Herstellungsverfahrens der zugehörigen Röntgendrehanode erfolgte senkrecht zu der Brennbahn-Ebene (d.h. entlang der Richtung -ND-). In Fig. 5A ist die inverse Polfigur der Brennbahn in der Richtung -ND-, in Fig. 5B ist die inverse Polfigur in Richtung -RD- und in Fig. 5C ist die inverse Polfigur in Richtung -TD- dargestellt. Anhand der Fig. 5A ist die ausgeprägte Vorzugs-Texturierung der <111>-Richtung und der <001>-Richtung entlang der Richtung -ND- zu erkennen. Ferner ist anhand der Figuren 5B und 5C die (weniger stark) ausgeprägte Vorzugs-Texturierung der <101>-Richtung entlang der Richtungen -RD- und -TD- zu erkennen. Für die Textur des Trägerkörpers, die in dem äußeren Bereich der Röntgendrehanode bestimmt wurde, wurden entsprechende Ergebnisse erzielt. Insbesondere wurde eine ausgeprägte Vorzugs-Texturierung der <111>-Richtung und der <001>-Richtung entlang der Richtung -ND- sowie eine (etwas weniger stark) ausgeprägte Vorzugs-Texturierung der <101>-Richtung entlang der Richtungen -RD- und -TD- gemessen.

[0061] Zum Vergleich wurden entsprechend präparierte Proben einer, durch CVD-Verfahren aufgetragenen Brennbahn aus reinem Wolfram (vgl. Fig. 6) und einer, durch Vakuum-Plasmaspritzen hergestellten Brennbahn (vgl. Fig. 7) aus einer Wolfram-Rhenium-Legierung (Wolframanteil: 90 Gew.%, Rheniumanteil: 10 Gew.%) im Hinblick auf deren Textur untersucht. In Fig. 6 ist dabei die inverse Polfigur in Richtung -TD- dargestellt. Wie anhand der Fig. 6 ersichtlich ist, weist die, durch CVD-Beschichtung aufgetragene Brennbahn eine Vorzugs-Texturierung der <111>-Richtung entlang der Richtung -TD- auf. In Fig. 7 ist die inverse Polfigur in Richtung -ND- dargestellt. Wie anhand der Fig. 7 ersichtlich ist, weist die, durch Vakuum-Plasmaspritzen hergestellte Brennbahn eine ausgeprägte Vorzugs-Texturierung der <001>-Richtung entlang der Richtung -ND- auf.

Patentansprüche

1. Röntgendrehanode, die einen Trägerkörper (14) und eine auf dem Trägerkörper (14) ausgebildete Brennbahn (16) aufweist, wobei der Trägerkörper (14) und die Brennbahn (16) pulvermetallurgisch im Verbund hergestellt sind, der Trägerkörper (14) aus Molybdän oder einer Molybdän-basierten Legierung gebildet ist und die Brennbahn (16) aus einer Wolfram-Rhenium-Legierung mit einem Rhenium-Anteil in einem Bereich von 5-10 Gew.% gebildet ist, **dadurch gekennzeichnet, dass** bei der abschließend wärmebehandelten Röntgendrehanode (10) zumindest ein Abschnitt der Brennbahn (16) in einer nicht rekristallisierten und/oder in einer teil-rekristallisierten Struktur vorliegt und eine Härte von ≥ 350 HV 30 aufweist.
2. Röntgendrehanode gemäß Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Abschnitt der Brennbahn senkrecht (ND) zu einer Brennbahn-Ebene eine Vorzugs-Texturierung der <111>-Richtung mit einem über Röntgenbeugung bestimmbaren Texturkoeffizienten $TC_{(222)}$ von ≥ 4 und eine Vorzugs-Texturierung der <001>-Richtung mit einem über Röntgenbeugung bestimmbaren Texturkoeffizienten $TC_{(200)}$ von ≥ 5 aufweist.
3. Röntgendrehanode gemäß Anspruch 1 oder 2, **dadurch gekennzeichnet, dass** bei dem Abschnitt der Brennbahn (16) senkrecht (ND) zu der Brennbahn-Ebene nachfolgende Beziehung der über Röntgenbeugung bestimmbaren Texturkoeffizienten $TC_{(222)}$ und $TC_{(310)}$ erfüllt ist:

$$\frac{TC_{(222)}}{TC_{(310)}} \geq 5$$

4. Röntgendrehanode gemäß einem der vorangehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Abschnitt der Brennbahn (16) in einer teil-rekristallisierten Struktur vorliegt.

5. Röntgendrehanode gemäß Anspruch 4, **dadurch gekennzeichnet, dass** in der teil-rekristallisierten Struktur durch Kornneubildung entstandene Kristallkörner (6) von einer Umform-Struktur umgeben sind und dass bezüglich einer Querschnittfläche durch die teil-rekristallisierte Struktur diese Kristallkörner (6) einen Flächenanteil im Bereich von 10% bis 80% aufweisen.

6. Röntgendrehanode gemäß einem der vorangehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Abschnitt der Brennbahn (16) einen mittleren Kleinwinkel-Korngrenzenabstand von $\leq 10 \mu\text{m}$ aufweist,

- wobei der mittlere Kleinwinkel-Korngrenzenabstand durch ein Messverfahren bestimmbar ist, bei dem an einer radialen, senkrecht zu der Brennbahn-Ebene verlaufenden Querschnittfläche in einem Bereich des Abschnittes der Brennbahn (16) Korngrenzen (8), Korngrenzenabschnitte (2) und Kleinwinkel-Korngrenzen (9) mit einem Korngrenzenwinkel von $\geq 5^\circ$ bestimmt werden,

- zur Bestimmung des mittleren Kleinwinkel-Korngrenzenabstandes parallel zu der Brennbahn-Ebene in das dadurch erhaltene Korngrenzenmuster (32) eine, parallel zu der Querschnittfläche verlaufende Linienschar (34) aus jeweils parallel zu der Brennbahn-Ebene verlaufenden Linien, die zueinander jeweils einen Abstand von jeweils $17,2 \mu\text{m}$ aufweisen, gelegt wird, an den einzelnen Linien jeweils die Abstände zwischen jeweils zwei zueinander benachbarten Schnittpunkten der jeweiligen Linie mit Linien des Korngrenzenmusters (32) bestimmt werden und der Mittelwert dieser Abstände als mittlerer Kleinwinkel-Korngrenzenabstand parallel zu der Brennbahn-Ebene bestimmt wird,

- zur Bestimmung des mittleren Kleinwinkel-Korngrenzenabstandes senkrecht zu der Brennbahn-Ebene in das erhaltene Korngrenzenmuster (32) eine parallel zu der Querschnittfläche verlaufende Linienschar (36) aus jeweils senkrecht zu der Brennbahn-Ebene verlaufenden Linien, die zueinander jeweils einen Abstand von jeweils $17,2 \mu\text{m}$ aufweisen, gelegt wird, an den einzelnen Linien jeweils die Abstände zwischen jeweils zwei zueinander benachbarten Schnittpunkten der jeweiligen Linie mit Linien des Korngrenzenmusters (32) bestimmt werden und der Mittelwert dieser Abstände als mittlerer Kleinwinkel-Korngrenzenabstand senkrecht zu der Brennbahn-Ebene bestimmt wird, und

- der mittlere Kleinwinkel-Korngrenzenabstand als geometrischer Mittelwert des mittleren Kleinwinkel-Korngrenzenabstandes parallel zu der Brennbahn-Ebene und des mittleren Kleinwinkel-Korngrenzenabstandes senkrecht zu der Brennbahn-Ebene bestimmt wird.

7. Röntgendrehanode gemäß einem der vorangehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Abschnitt der Brennbahn (16) in Richtungen parallel zu der Brennbahn-Ebene (RD, TD) eine Vorzugs-Texturierung der $\langle 101 \rangle$ -Richtung aufweist.

8. Röntgendrehanode gemäß einem der vorangehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** zumindest ein Abschnitt des Trägerkörpers (14) in einer nicht rekristallisierten und/oder in einer teil-rekristallisierten Struktur vorliegt.

9. Röntgendrehanode gemäß Anspruch 8, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Abschnitt des Trägerkörpers (14) eine Härte von $\geq 230 \text{ HV } 10$ aufweist.

10. Röntgendrehanode gemäß Anspruch 8 oder 9, **dadurch gekennzeichnet,**

- **dass** der Abschnitt des Trägerkörpers (14) senkrecht (ND) zu der Brennbahn-Ebene eine Vorzugs-Texturierung der $\langle 111 \rangle$ -Richtung und der $\langle 001 \rangle$ -Richtung aufweist; und/oder

- **dass** der Abschnitt des Trägerkörpers (14) in Richtungen (RD, TD) parallel zu der Brennbahn-Ebene eine Vorzugs-Texturierung der $\langle 101 \rangle$ -Richtung aufweist.

11. Röntgendrehanode gemäß einem der Ansprüche 8 bis 10, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Abschnitt des Trägerkörpers (14) bei Raumtemperatur eine Bruchdehnung von $\geq 2,5\%$ aufweist.

12. Röntgendrehanode gemäß einem der vorangehenden Ansprüche, **dadurch gekennzeichnet, dass** der Trägerkörper (14) aus einer Molybdän-basierten Legierung gebildet ist, deren weitere Legierungsbestandteile durch mindestens ein Element der Gruppe Ti, Zr, Hf und durch mindestens ein Element der Gruppe C, N gebildet werden.

13. Verfahren zum Herstellen einer Röntgendrehanode (10) gemäß einem der Ansprüche 1 bis 12, welches nachfolgende Schritte aufweist:

A) Bereitstellen eines durch Pressen und Sintern von entsprechenden Ausgangspulvern im Verbund hergestellten Ausgangs-Körpers mit einem Trägerkörper-Abschnitt aus Molybdän oder einer Molybdän-basierten Mischung und einem auf dem Trägerkörper-Abschnitt ausgebildeten Brennbahn-Abschnitt aus einer Wolfram-basierten Mischung;

B) Schmieden des Körpers; und

C) Durchführen einer Wärmebehandlung des Körpers bei und/oder nach dem Schritt des Schmiedens;

wobei die Wärmebehandlung bei derart niedrigen Temperaturen und über eine derartige Zeitdauer durchgeführt wird, dass bei der abschließend wärmebehandelten Röntgendrehanode (10) zumindest ein Abschnitt der aus dem Brennbahn-Abschnitt erhaltenen Brennbahn (16), die aus einer Wolfram-Rhenium-Legierung mit einem Rhenium-Anteil in einem Bereich von 5-10 Gew.% gebildet ist, in einer nicht rekristallisierten und/oder in einer teil-rekristallisierten Struktur vorliegt und eine Härte von ≥ 350 HV 30 aufweist.

14. Verfahren gemäß Anspruch 13, **dadurch gekennzeichnet, dass** die Wärmebehandlung bei Temperaturen in einem Bereich von 1.300 - 1.500 °C durchgeführt wird.

15. Verfahren gemäß Anspruch 13 oder 14, **dadurch gekennzeichnet, dass** der geschmiedete Körper nach Abschluss des Schmiedens einen Umformgrad im Bereich von 20% bis 60% aufweist.

16. Röntgendrehanode, die einen Trägerkörper (14) und eine auf dem Trägerkörper (14) ausgebildete Brennbahn (16) aufweist,

wobei der Trägerkörper (14) und die Brennbahn (16) pulvermetallurgisch im Verbund hergestellt sind, der Trägerkörper (14) aus Molybdän oder einer Molybdän-basierten Legierung gebildet ist, und die Brennbahn (16) aus Wolfram oder einer Wolfram-basierten Legierung gebildet ist,

dadurch gekennzeichnet,

dass bei der abschließend wärmebehandelten Röntgendrehanode (10) zumindest ein Abschnitt der Brennbahn (16) in einer nicht rekristallisierten und/oder in einer teil-rekristallisierten Struktur vorliegt.

17. Verfahren zum Herstellen einer Röntgendrehanode (10) gemäß Anspruch 16, welches nachfolgende Schritte aufweist:

A) Bereitstellen eines durch Pressen und Sintern von entsprechenden Ausgangspulvern im Verbund hergestellten Ausgangs-Körpers mit einem Trägerkörper-Abschnitt aus Molybdän oder einer Molybdän-basierten Mischung und einem auf dem Trägerkörper-Abschnitt ausgebildeten Brennbahn-Abschnitt aus Wolfram oder einer Wolfram-basierten Mischung;

B) Schmieden des Körpers; und

C) Durchführen einer Wärmebehandlung des Körpers bei und/oder nach dem Schritt des Schmiedens;

wobei die Wärmebehandlung bei derart niedrigen Temperaturen und über eine derartige Zeitdauer durchgeführt wird, dass bei der abschließend wärmebehandelten Röntgendrehanode (10) zumindest ein Abschnitt der aus dem Brennbahn-Abschnitt erhaltenen Brennbahn (16) in einer nicht rekristallisierten und/oder in einer teil-rekristallisierten Struktur vorliegt.

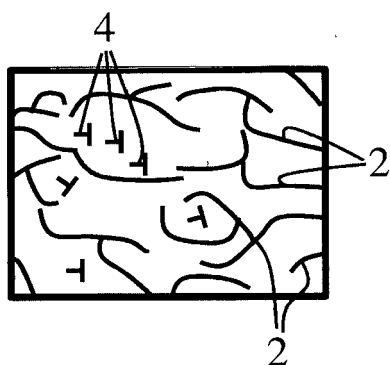


Fig. 1A

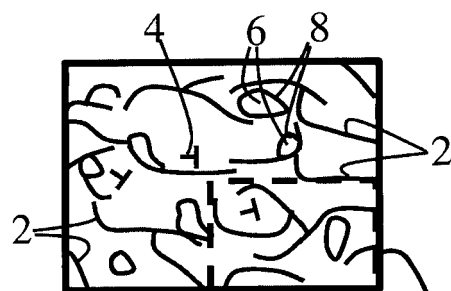


Fig. 1C

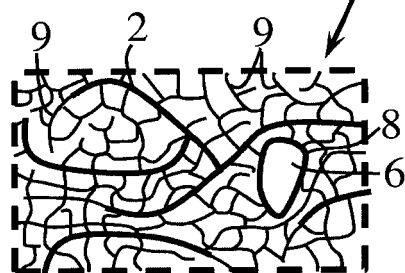


Fig. 1B

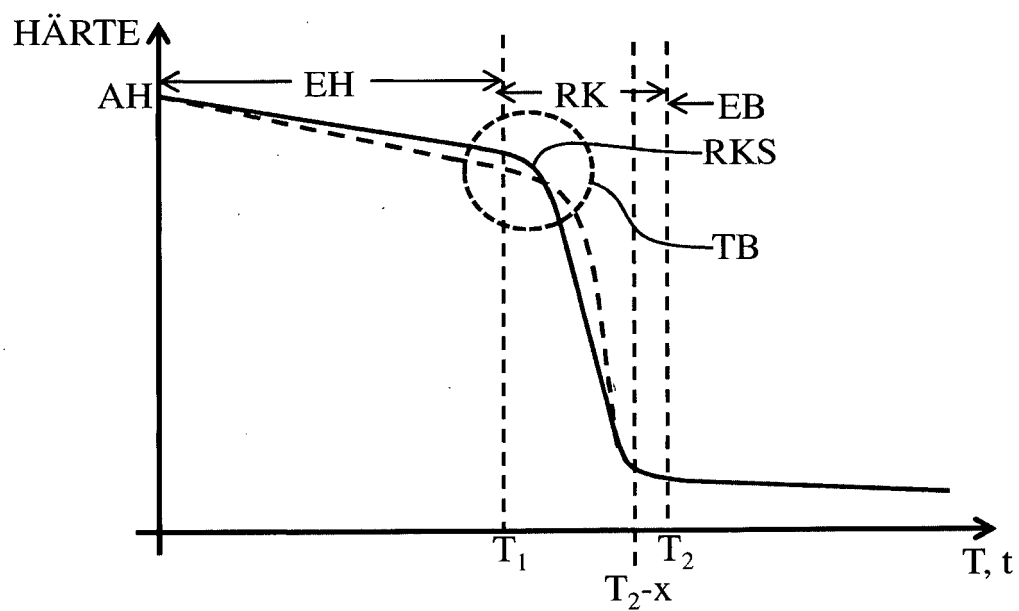


Fig. 2

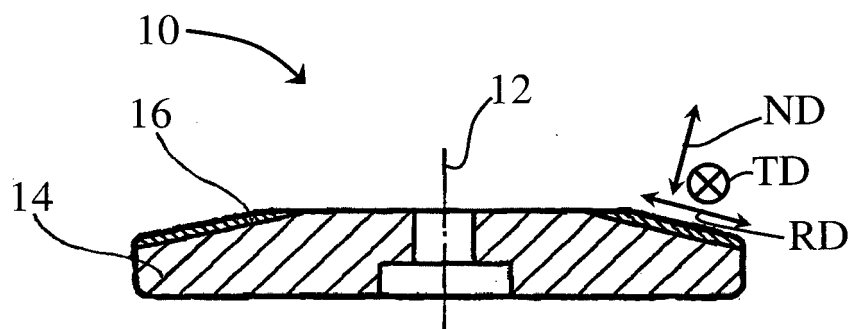


Fig. 3

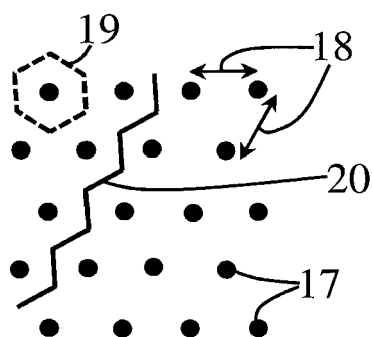


Fig. 4A

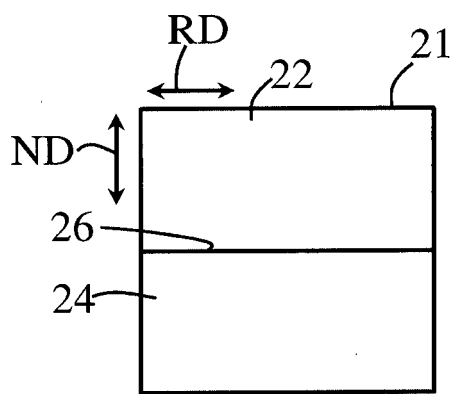


Fig. 4B

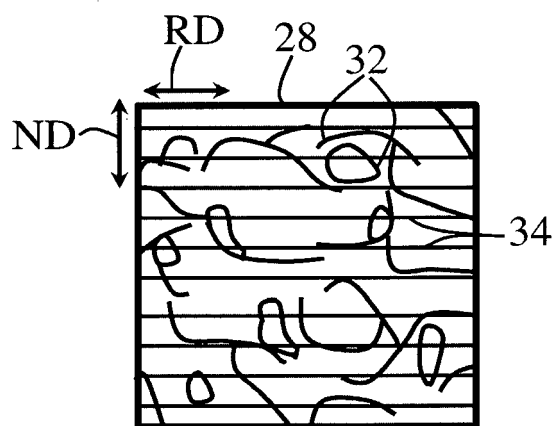


Fig. 4C

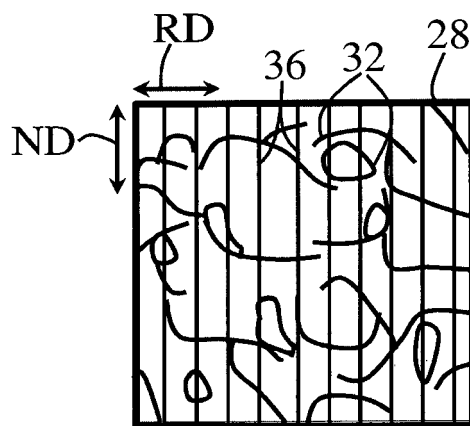


Fig. 4D

[ND RD TD]
[100]

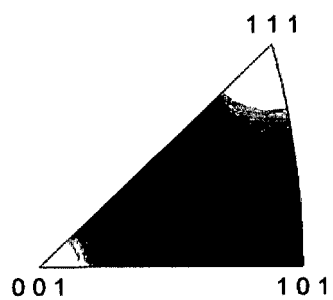


Fig. 5A

[ND RD TD]
[010]

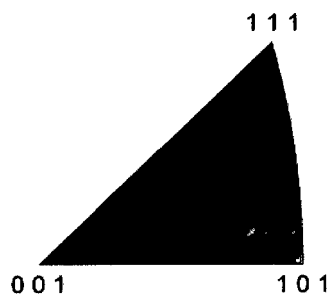


Fig. 5B

[ND RD TD]
[001]

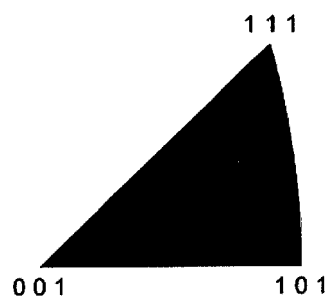


Fig. 5C

[ND RD TD]
[001]

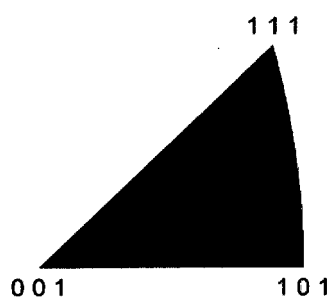


Fig. 6

[ND RD TD]
[100]

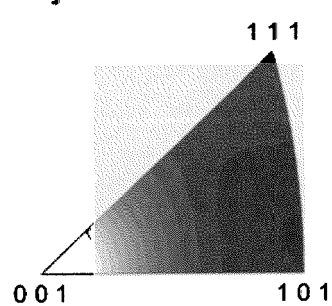


Fig. 7



EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

 Nummer der Anmeldung
 EP 16 00 1702

5

10

15

20

25

30

35

40

45

50

55

2

EPO FORM 1503 03.82 (P04C03)

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)
A	WO 2009/022292 A2 (PHILIPS INTELLECTUAL PROPERTY [DE]; KONINKL PHILIPS ELECTRONICS NV [NL] 19. Februar 2009 (2009-02-19) * Seite 2, Zeile 26 - Zeile 27 *	1-15	INV. H01J35/10
X	US 4 109 058 A (LOVE WILLIAM D ET AL) 22. August 1978 (1978-08-22)	17	
Y	* Spalte 5, Zeile 38 - Zeile 40 *	16	
Y	US 3 735 458 A (MAGENDANS F ET AL) 29. Mai 1973 (1973-05-29) * Spalte 2, Zeile 65 - Spalte 3, Zeile 7 *	16	
			RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC)
			H01J
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort München		Abschlußdatum der Recherche 22. November 2016	Prüfer Oestreich, Sebastian
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : mündliche Offenbarung P : Zwischenliteratur		T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentdokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument	

**ANHANG ZUM EUROPÄISCHEN RECHERCHENBERICHT
 ÜBER DIE EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG NR.**

EP 16 00 1702

5 In diesem Anhang sind die Mitglieder der Patentfamilien der im obengenannten europäischen Recherchenbericht angeführten Patentdokumente angegeben.
 Die Angaben über die Familienmitglieder entsprechen dem Stand der Datei des Europäischen Patentamts am
 Diese Angaben dienen nur zur Unterrichtung und erfolgen ohne Gewähr.

22-11-2016

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument	Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie	Datum der Veröffentlichung
WO 2009022292 A2	19-02-2009	AT 554498 T	15-05-2012
		CN 101779267 A	14-07-2010
		CN 104051207 A	17-09-2014
		EP 2188827 A2	26-05-2010
		JP 5461400 B2	02-04-2014
		JP 2010537366 A	02-12-2010
		US 2011129068 A1	02-06-2011
		WO 2009022292 A2	19-02-2009

US 4109058 A	22-08-1978	AT 359606 B	25-11-1980
		BE 853703 A1	16-08-1977
		BR 7702885 A	04-04-1978
		CA 1081758 A	15-07-1980
		DE 2719408 A1	24-11-1977
		FR 2350685 A1	02-12-1977
		GB 1577881 A	29-10-1980
		IT 1077120 B	04-05-1985
		JP S6224899 B2	30-05-1987
		JP S52142492 A	28-11-1977
		MX 145759 A	29-03-1982
		NL 7704888 A	07-11-1977
		SE 416088 B	24-11-1980
		US 4109058 A	22-08-1978

US 3735458 A	29-05-1973	AT 312749 B	10-01-1974
		BE 758645 A1	06-05-1971
		CA 935505 A	16-10-1973
		CH 514231 A	15-10-1971
		DE 2054040 A1	27-05-1971
		FR 2082957 A5	10-12-1971
		GB 1308679 A	21-02-1973
		JP S5416196 B1	20-06-1979
		NL 6916885 A	11-05-1971
		US 3735458 A	29-05-1973

Für nähere Einzelheiten zu diesem Anhang : siehe Amtsblatt des Europäischen Patentamts, Nr.12/82

IN DER BESCHREIBUNG AUFGEFÜHRTE DOKUMENTE

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

In der Beschreibung aufgeführte Patentdokumente

- US 20050135959 A1 [0005]
- US 6487275 B1 [0006]