



(12) **EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG**

(43) Veröffentlichungstag:
19.06.2002 Patentblatt 2002/25

(51) Int Cl.7: **B21J 5/00**

(21) Anmeldenummer: **01127929.6**

(22) Anmeldetag: **23.11.2001**

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

- **Eggert, Stephan**
21481 Lauenburg (DE)
- **Lorenz, Uwe**
21397 Bardowick (DE)
- **Oehring, Michael, Dr.**
21502 Geesthacht (DE)

(30) Priorität: **14.12.2000 DE 10062310**

(71) Anmelder: **GKSS-FORSCHUNGSZENTRUM
GEESTHACHT GMBH
21502 Geesthacht (DE)**

(74) Vertreter: **Niedmers, Ole, Dipl.-Phys.
Patentanwälte,
Niedmers & Seemann,
Van-der-Smissen-Strasse 3
22767 Hamburg (DE)**

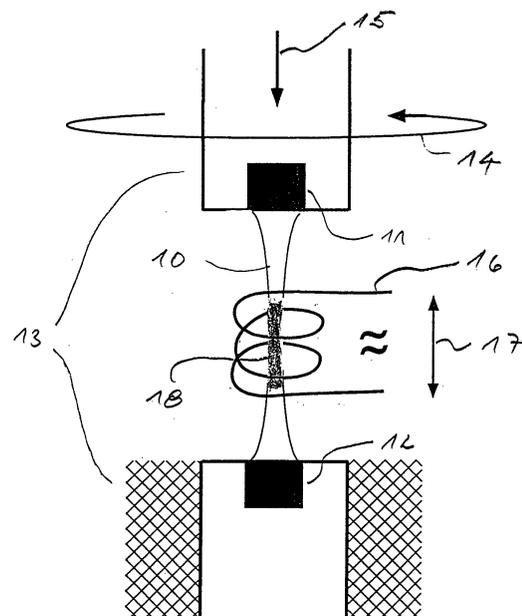
(72) Erfinder:
• **Appel, Fritz, Dr.**
21502 Geesthacht (DE)

(54) **Verfahren zur Behandlung metallischer Werkstoffe**

(57) Es wird ein Verfahren zur Behandlung metallischer Werkstoffe, insbesondere zur Konsolidierung des Gefüges metallischer Werkstoffe, vorgeschlagen. Das Verfahren umfaßt folgende Verfahrensschritte:

- a) Erzeugung eines Rohlings aus metallischem Werkstoff,
- b) Erwärmung des Rohlings auf Umformtemperatur sowie
- c) Deformierung des Rohlings.

Fig. 1



Beschreibung

[0001] Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Behandlung metallischer Werkstoffe, insbesondere zur Konsolidierung des Gefüges metallischer Werkstoffe, sowie einen metallischen Rohling.

[0002] Bisher verwendete konventionelle Behandlungs- bzw. Umformtechniken für metallische Werkstoffe zeigen Konsolidierungsergebnisse, die den an sich gewünschten Ergebnissen regelmäßig nicht genügen. Spezielle metallische Werkstoffe, beispielsweise der Gruppe der Titanaluminide oder Magnesium-Werkstoffe, weisen nach den bisher verwendeten konventionellen Behandlungs- bzw. Umformtechniken, beispielsweise durch Schmieden oder Strangpressen, immer noch erhebliche chemische und strukturelle Inhomogenitäten ihres Gefüges auf, die für bestimmte technische Anwendungen nicht toleriert werden können. Den bekannten Behandlungs- bzw. Umformtechniken mangelt es in erster Linie daran, daß mit diesen nur verhältnismäßig niedrige Umformgrade erreicht werden können. Dieses ist, beispielsweise wenn die metallischen Werkstoffe in thermisch und mechanisch hochbelasteten Bereichen eingesetzt werden sollen, beispielsweise bei Turbinenschaufeln von Strahltriebwerken für Flugzeuge oder Pleuels für Antriebsaggregate von Automobilen, nicht hinnehmbar.

[0003] Metallische Werkstoffe wie intermetallische Titanaluminide sind sehr spröde und damit schwer umformbare Werkstoffe. Bisher wurden derartige metallische Werkstoffe ausschließlich über schmelzmetalogische Verfahren hergestellt, wobei vorwiegend Vakuum-Lichtbogenschmelzen, Plasmaschmelzen und Induktionsschmelzen angewendet wird. Obwohl das Schmelzgut meist zwei- bis dreimal aufgeschmolzen wird, treten in den Gußkörpern erhebliche Qualitätsmängel auf, die sich vor allem durch ein grobkörniges Gefüge mit einer ausgeprägten Vorzugsorientierung der Kristalle, starke Steigerungen (lokale Schwankungen in der Zusammensetzung) und das Auftreten von Poren zeigen. Derartige Mängel treten nicht nur beim Primäruguß beispielsweise von Titanaluminiden auf, sondern auch bei vielen anderen metallischen Werkstoffen, so daß sie, wie erwähnt, für eine direkte Bauteilfertigung aus dem Gußwerkstoff aber nicht geeignet sind. Der als Primäruguß vorliegende Werkstoff muß daher strukturell und chemisch konsolidiert werden. Hierzu wird das Hochtemperatur-Umformen durch Schmieden oder Strangpressen regelmäßig angewendet, wobei vor allem eine deutliche Verfeinerung des Gefüges und ein Ausgleich der lokalen Schwankungen in der Zusammensetzung des Werkstoffs angestrebt wird, wenn es sich beispielsweise um metallische Legierungen handelt.

[0004] Bisher wurde das Gefüge des Gußwerkstoffs durch Rekristallisationsvorgänge und Phasenumwandlungen, die während der Hochtemperatur-Umformung durch die in den Werkstoff eingetragene mechanische Energie initiiert werden, konsolidiert. Die Feinheit und

Homogenität des nach der Umformung vorliegenden Gefüges hängt daher neben der Umformtemperatur und Umformgeschwindigkeit vor allem von Umformgrad, d. h. dem Ausmaß der bei der Umformung des Werkstoffs erreichten plastischen Verformung ab. Dieser Umformgrad ist bei konventionellem einstufigen Schmieden durch Kompression meist auf eine Höhenreduktion von 90 bis 95 % beschränkt. Bei derartigen Umformgraden entstehen an der Peripherie des Schmiedekörpers hohe sekundäre Zugspannungen, die oftmals zur Reißbildung führen. Dies ist besonders für spröde Werkstoffe, wie Titanaluminide, problematisch, die deshalb meist nur wesentlich schwächer umgeformt werden können. Höhere Umformgrade erfordern mehrstufiges Schmieden, daß sehr aufwendig ist und außerdem nicht für alle angestrebten Bauteilformen anwendbar ist.

[0005] Besonders nachteilig ist auch, daß für Schmieden oberhalb von 1000°C keine geeigneten Gesenkmaterialien zur Verfügung stehen. Die bis zu Temperaturen von 1000°C bisher eingesetzten Molybdänlegierungen können nur unter Schutzgas betrieben werden, was die praktische Durchführung der Schmiedungen erschwert und verteuert.

[0006] Bei dem für die Umformung ebenfalls bisher angewendeten Strangpressen können meist deutlich höhere Umformgrade als beim Schmieden erreicht werden. Auch ist es möglich, daß durch überlagerte hydrostatische Spannungen auch spröde Werkstoffe relativ gut umgeformt werden können. Bei praktischen Anwendungen ist der beim Strangpressen tatsächlich erreichte Umformgrad allerdings meist durch die Geometrie des gewünschten Formkörpers auf eine Querschnittsreduzierung von ca. 10:1 beschränkt. Nachteilig ist zudem, daß für das Strangpressen meist erheblich höhere Temperaturen als für das Schmieden erforderlich sind. Werkstoffe, die wie Titanaluminide gegen Oxidation und Korrosion sehr empfindlich sind, müssen deshalb für das Strangpressen gesondert gekapselt werden, was relativ aufwendig und kostenträchtig ist.

[0007] Es ist deshalb Aufgabe der vorliegenden Erfindung, ein Verfahren der eingangs genannten Art zu schaffen, mit dem die Behandlung metallischer Werkstoffe in bezug auf eine gegenüber bisherigen Verfahren weit verbesserte Konsolidierung deren Gefüges möglich ist, wobei das Verfahren auch für sehr spröde und damit bisher nur sehr schwer umformbare Werkstoffe wie intermetallische Legierungen anwendbar sein soll.

[0008] Gelöst wird die Aufgabe gemäß der Erfindung durch folgende Verfahrensschritte:

- a) Erzeugung eines Rohlings aus metallischem Werkstoff,
- b) Erwärmung des Rohlings auf Umformtemperatur sowie
- c) Deformierung des Rohlings.

[0009] Rohling im vorbeschriebenen Sinne bedeutet ein Element aus metallischem Werkstoff der oben beschriebenen Art, der soweit, gegebenenfalls durch mehrfaches Schmelzen, behandelt worden ist, wie er bisher auch für das Strangpressen bzw. Schmieden vorbehandelt worden ist.

[0010] Das metallische Element in diesem Sinne kann zu wissenschaftlichen Zwecken eine entsprechende Probe sein, es kann aber auch ein Halbzeug sein, das der Erzeugung von Endprodukten dienen soll, beispielsweise Turbinenschaufeln für Strahltriebwerke oder Pleuels für Antriebsaggregate von Kraftfahrzeugen.

[0011] Mittels der erfindungsgemäßen Lösung sind Rohlinge aus metallischen Werkstoffen erzeugbar, mit denen, wie angestrebt, eine deutlich verbesserte Gefügekonsolidierung des metallischen Werkstoffs erreichbar ist, wobei auch die Anwendung des Verfahrens auf spröde und damit schwer umformbare metallische Werkstoffe Ergebnisse in bezug auf das verfahrensgemäß erreichbare Gefüge gezeigt haben, die sogar die in das Verfahren gesetzten Erwartungen erheblich übertroffen haben, d.h. die strukturelle und chemische Konsolidierung des Gefüges hat sich gegenüber den erreichbaren Gefügekonstellationen mittels bekannter Schmiede- und Strangpressverfahren erheblich verbessert. Ein weiterer wesentlicher Vorteil des erfindungsgemäßen Verfahrens liegt darin, daß die Umformtemperatur, auf die der Rohling erwärmt wird, erheblich unter den Temperaturen liegen kann, die für das bisherige bekannte Schmiede- und Strangpressverfahren erreicht werden mußten.

[0012] Vorteilhafterweise wird die Deformierung in Form einer Drillung auf den Rohling ausgeübt. Dadurch wird eine durch Drehung des Rohlings in sich hervorgerufene plastische Verformung erzeugt. Der Drillwinkel soll dabei keinen geometrischen Beschränkungen unterliegen mit der Folge, daß durch mehrfaches Verdrillen des Rohlings sehr große plastische Verformungen erreicht werden. Mittels der Drillung lassen sich hohe Umformverhältnisse auch bei kleinen wirksamen Längen des Rohlings realisieren, d.h. sehr hohe Umformgrade des Werkstoffes erreichen, auch bei der Anwendung des Verfahrens auf an sich schwer umzuformende Werkstoffe. Durch die Drillung wird ein sehr großer Betrag mechanischer Energie in den Werkstoffe eingeleitet, durch die eine gleichmäßige dynamische Rekristallisation des Gefüges des Werkstoffes eingeleitet wird.

[0013] Um die Konsolidierung des Gefüges des metallischen Werkstoffes noch zu verbessern, wird die Deformierung vorzugsweise in Form einer Kompression des Rohlings ausgeübt, wobei dann, wenn äußerst vorzugsweise auf den Rohling im wesentlichen gleichzeitig sowohl eine Drillung als auch eine Kompression ausgeübt wird, d.h. eine Überlagerung beider Deformierungsarten erfolgt, die bei der Verformung des metallischen Werkstoffes aufgrund der Verdrillung gegebenenfalls auftretenden Scherrisse in einem sehr frühen Stadium wie-

der geschlossen werden, so daß diese nicht zu Makrorissen anwachsen können. Durch die Überlagerung von Drillung und Kompression wird zudem eine homogenere Verformung des Werkstoffes erreicht, da die zu beiden Verformungsprozessen gehörenden Schervorgänge bei geeignetem geometrischen Aufbau des Rohlings stark zueinander geneigt verlaufen.

[0014] Vorteilhafterweise erfolgt die Kompression durch Beaufschlagung des Rohlings mit konstanter Kraft, es ist aber auch vorzugsweise möglich, die Kompression durch Beaufschlagung des Rohlings mit konstanter Verformungsgeschwindigkeit erfolgen zu lassen.

[0015] Grundsätzlich kann die Erwärmung des Rohlings bei der verfahrensmäßigen Behandlung auf beliebige Weise erfolgen, wobei es vorteilhaft ist, die Erwärmung des Rohlings derart zu steuern, daß der Rohling insgesamt erwärmt wird bzw. auf Umformtemperatur gehalten wird, wenn die Deformierung stattfindet. In diesem Falle wird der Rohling insgesamt deformiert, d.h. verdrillt und/ oder komprimiert.

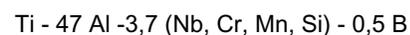
[0016] Es kann aber auch vorteilhaft sein, die Erwärmung derart zu bewirken, daß gezielt der ausgewählte Bereich des Rohlings erwärmt wird, dessen Deformierung bewirkt werden soll, d.h. eine im weitesten Sinne schrittweise Deformierung des Rohlings in Abhängigkeit der relativ zum Rohling positionierten Erwärmungseinrichtung bzw. Wärmezufuhr.

[0017] Die Erwärmung des Rohlings erfolgt vorzugsweise mittels einer elektrischen Spule, die geeignet um den Rohling positioniert wird und gegebenenfalls längs des Rohlings verschiebbar ist, um im Sinne des vorangehend Gesagten bestimmte ausgesuchte Bereiche des Rohlings zu erwärmen.

[0018] Ganz besonders vorteilhaft ist es, die Verformung des Rohlings bei einer Temperatur im Bereich von 1000°C erfolgen zu lassen, wobei es aber auch erfindungsgemäß möglich ist, wenn der spezielle metallische Werkstoff dieses erfordert, höhere oder tiefere Temperaturen für die Umformtemperatur des Rohlings zu wählen.

[0019] Sollten extrem hohe, über 1000°C gegebenenfalls hinausgehenden Umformtemperaturen nötig sein, ist es vorteilhaft, das Verfahren wenigstens teilweise in einer Schutzgasatmosphäre vorstatten gehen zu lassen.

[0020] Die Erfindung betrifft auch einen Rohling aus einem Titanaluminid, behandelt nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 11, wobei das Titanaluminid vorzugsweise die Zusammensetzung



55 aufweist.

[0021] Die Erfindung wird nun unter Bezugnahme auf die nachfolgenden schematischen Zeichnungen anhand eines Ausführungsbeispiels eingehend beschrie-

ben. Darin zeigen:

Fig. 1 eine Prinzipskizze zur Veranschaulichung einer möglichen technischen Lösung des Verfahrens, wobei der dort dargestellte Rohling einer Kombination aus Drillung und Kompression ausgesetzt wird,

Fig. 2 eine Makroaufnahme einer bei 1000°C durch die Kombination von Verdrillung und Kompression mittels des erfindungsgemäßen Verfahrens behandelten TiAl-Probe der Zusammensetzung Ti - 47 Al - 3,7 (Nb, Cr, Mn, Si) - 0,5 B, wobei die Zusammensetzung in Atomprozent angegeben ist, und

Fig. 3 eine lichtmikroskopische Gefügeaufnahme zur Darstellung der durch die Kombination von Verdrillung und Kompression erreichten Gefügefeinung, wobei a) das Gefüge im unverformten Kopfbereich der Probe zeigt, b) das Gefüge im umgeformten zentralen Bereich der Probe und c) eine rasterelektronenmikroskopische Ausnahme im zentralen Bereich der Probe zur Darstellung der erreichten starken Gefügefeinung.

[0022] Das hier beschriebene Verfahren wurde im Labormaßstab an einer TiAl-Legierung der Zusammensetzung (in Atomprozent)

Ti - 47 Al - 3,7 (Nb, Cr, Mn, Si) - 0,5 B

erprobt. Die Experimente wurde an Luft durchgeführt. Mit Gewindeköpfen versehene Proben wurden hierzu in eine Kompressionsapparatur eingebaut, bei der die Probenfassungen zur Drillung der Probe gegeneinander verdreht werden konnten (Fig. 1). Die Proben wurden durch eine Induktionsspule auf unterschiedliche Verformungstemperaturen zwischen 1000 und 1100°C erwärmt. Die Probentemperatur wurde mit einem Thermoelement bestimmt. Aufgrund des geometrischen Aufbaus der Spule hatte die heiße Probenzone eine Länge von etwa 6 mm, was für die Auswertung als effektive Probenlänge betrachtet wurde. Nach Erreichen der gewünschten Temperatur wurden die Proben zunächst in Kompressionsrichtung mit konstanten Spannungen belastet, die zwischen 10 und 50 MPa lagen. Hierbei erfolgte aufgrund des sehr groben Gußgefüges noch keine Verformung. Danach wurden die Proben innerhalb von einer Minute um $\varnothing = 720^\circ$ (zwei Umdrehungen) verdrillt. Dies entspricht bei dem vorliegenden Aufbau der Probe $r = 4$ mm, $l = 6$ mm am Außenmantel der Proben dem sehr hohen Verformungsgrad von etwa $\gamma_t = 600$ % und einer Dehnrates von $d\gamma_t/dt = 5 \times 10^{-2}$ s⁻¹. Während der Drillung findet daher intensive Rekristallisation statt. Durch die damit einhergehende Gefügefeinung sinkt die Fließspannung des Materials stark ab, so daß es sich unter der anliegenden Spannung auch in Kompression verformt. Hierdurch wird die erwünschte

Kombination von Drillung und Kompression erreicht. Die auf diese Weise erzeugte Kompressionsverformung betrug typischerweise 20 %.

[0023] Fig. 2 zeigt eine Makroaufnahme der umgeformten Probe. Die durch das Umformverfahren erreichte Gefügefeinung ist an Hand von lichtmikroskopischen Gefügeaufnahmen in Fig. 3 demonstriert.

[0024] Fig. 3a zeigt das relativ grobe Gußgefüge im Kopfbereich der Probe, in dem keine Verformung und damit auch keine dynamische Rekristallisation stattgefunden hat. Demgegenüber ist in dem durch die Kompression und Drillung verformten zentralen Probenbereich eine starke Gefügefeinung eingetreten (Fig. 3b). Die mittlere Korngröße von lamellaren Kolonien beträgt im Kopfbereich der Probe etwa $d = 800$ µm, während die äquivalente Größe im zentralen Probenbereich auf etwa $d = 50$ µm reduziert wurde. In dem durch Drillung und Kompression verformten Probenbereich traten trotz des hohen Umformgrades an keiner Stelle Risse auf, daher kann der Umformgrad zur weiteren Gefügefeinung sicherlich noch deutlich vergrößert werden.

[0025] Das hier beschriebene Verfahren kann ohne Schwierigkeiten auf technische Maßstäbe erweitert werden, da die hierfür erforderlichen Komponenten, wie Induktionsheizungen oder Umformmaschinen, zur Standardausrüstung der metallurgischen Industrie gehören.

[0026] Ein besonderer Vorteil des Verfahrens ist, daß die Probenfassungen nicht erwärmt zu werden brauchen, daher bestehen auch keine besonderen Anforderungen an die Hochtemperaturfestigkeit dieser Materialien. Bei der Durchführung des Experiments kann die umzuformende Probe homogen über die ganze Länge auf die gewünschte Verformungstemperatur erwärmt werden. Alternativ dazu kann die Probe jedoch auch lokal durch Induktionsheizung erwärmt werden. Dieses letztere Verfahren hat den Vorteil, daß bei sonst gleichen Bedingungen lokal sehr hohe Umformgrade und Umformgeschwindigkeiten realisiert werden können, was bei vielen Materialien für das Erreichen einer homogenen Rekristallisierung vorteilhaft ist. Für die Gesamtumformung der Probe muß dazu, wie in Fig. 1 angedeutet, die Induktionsspule entlang der Probenlängsachse verschoben werden. Die Umformung kann, wie durch die vorliegenden Ergebnisse demonstriert wurde, im Vergleich zu konventionellen Schmiede- und Strangpressverfahren bei relativ niedrigen Umformtemperaturen um 1000°C erfolgen, was die Umformung von korrosionsempfindlichen Werkstoffen, wie Titanaluminiden deutlich einfacher gestaltet. Ein besonderer Vorteil des Verfahrens besteht jedoch auch darin, daß Umformvorgänge bei extrem hohen Temperaturen unter Schutzgas in relativ einfacher Weise realisiert werden können. Bei Titanaluminiden sind beispielsweise oftmals Umformtemperaturen oberhalb von 1350°C erforderlich, da hiermit besondere lamellare Gefügemorphologien eingestellt werden können. Durch diese Variabilität in der Versuchsführung können die Umformbedingungen in

hohem Maße an das Verformungs- und Rekristallisierungsverhalten eingestellt werden, so daß auch relativ spröde Werkstoffe, wie Titanaluminide, gut geformt werden können. Die zur Verformung erforderlichen Drehmomente und Kräfte können jedoch in allen Fällen über relativ kalte Probenfassungen eingeleitet werden, so daß diese Fassungen nicht aus sehr teuren Hochtemperaturwerkstoffen gefertigt zu werden brauchen.

Bezugszeichenliste

[0027]

- 10 Rohling
- 11 Gewindekörper
- 12 Gewindekörper
- 13 Deformierungseinrichtung
- 14 Drillung
- 15 Kompression
- 16 Erwärmungseinrichtung (Induktionsspule)
- 17 Verschiebung der Erwärmungseinrichtung (Pfeil)
- 18 Erwärmungsbereich

Patentansprüche

1. Die Erfindung betrifft ein Verfahren zur Behandlung metallischer Werkstoffe, insbesondere zur Konsolidierung des Gefüges metallischer Werkstoffe, **gekennzeichnet durch** folgende Verfahrensschritte:
 - a) Erzeugung eines Rohlings aus metallischem Werkstoff,
 - b) Erwärmung des Rohlings auf Umformtemperatur sowie
 - c) Deformierung des Rohlings.
2. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, daß** die Deformierung in Form einer Drillung ausgeübt wird.
3. Verfahren nach Anspruch 1, **dadurch gekennzeichnet, daß** die Deformierung in Form einer Kompression ausgeübt wird.
4. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 3, **dadurch gekennzeichnet, daß** auf den Rohling im Wesentlichen gleichzeitig sowohl eine Drillung als auch eine Kompression ausgeübt wird.
5. Verfahren nach einem oder beiden der Ansprüche 3 oder 4, **dadurch gekennzeichnet, daß** die Kompression durch Beaufschlagung des Rohlings mit konstanter Kraft erfolgt.
6. Verfahren nach einem oder beiden der Ansprüche

3 oder 4, **dadurch gekennzeichnet, daß** die Kompression durch Beaufschlagung des Rohlings mit konstanter Verformungsgeschwindigkeit erfolgt.

- 5 7. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 6, **dadurch gekennzeichnet, daß** die Erwärmung derart bewirkt wird, daß der Rohling insgesamt erwärmt wird.
- 10 8. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 6, **dadurch gekennzeichnet, daß** die Erwärmung derart bewirkt wird, daß gezielt der Bereich des Rohlings erwärmt wird, dessen Deformierung bewirkt werden soll.
- 15 9. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 8, **dadurch gekennzeichnet, daß** die Erwärmung des Rohlings mittels elektrischer Induktion bewirkt wird.
- 20 10. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 9, **dadurch gekennzeichnet, daß** die Verformung des Rohlings bei einer Temperatur im Bereich von 1000 °C erfolgt.
- 25 11. Verfahren nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 10, **dadurch gekennzeichnet, daß** dieses wenigstens teilweise in einer Schutzgasatmosphäre vorstatten geht.
- 30 12. Rohling aus einem Titanaluminid, behandelt nach einem oder mehreren der Ansprüche 1 bis 11.
- 35 13. Rohling nach Anspruch 12, **dadurch gekennzeichnet, daß** das Titanaluminid die Zusammensetzung

Ti - 47 Al - 4,7 (Nb, Cr, Mn, Si) - 0,5 B

 hat.

Fig. 1

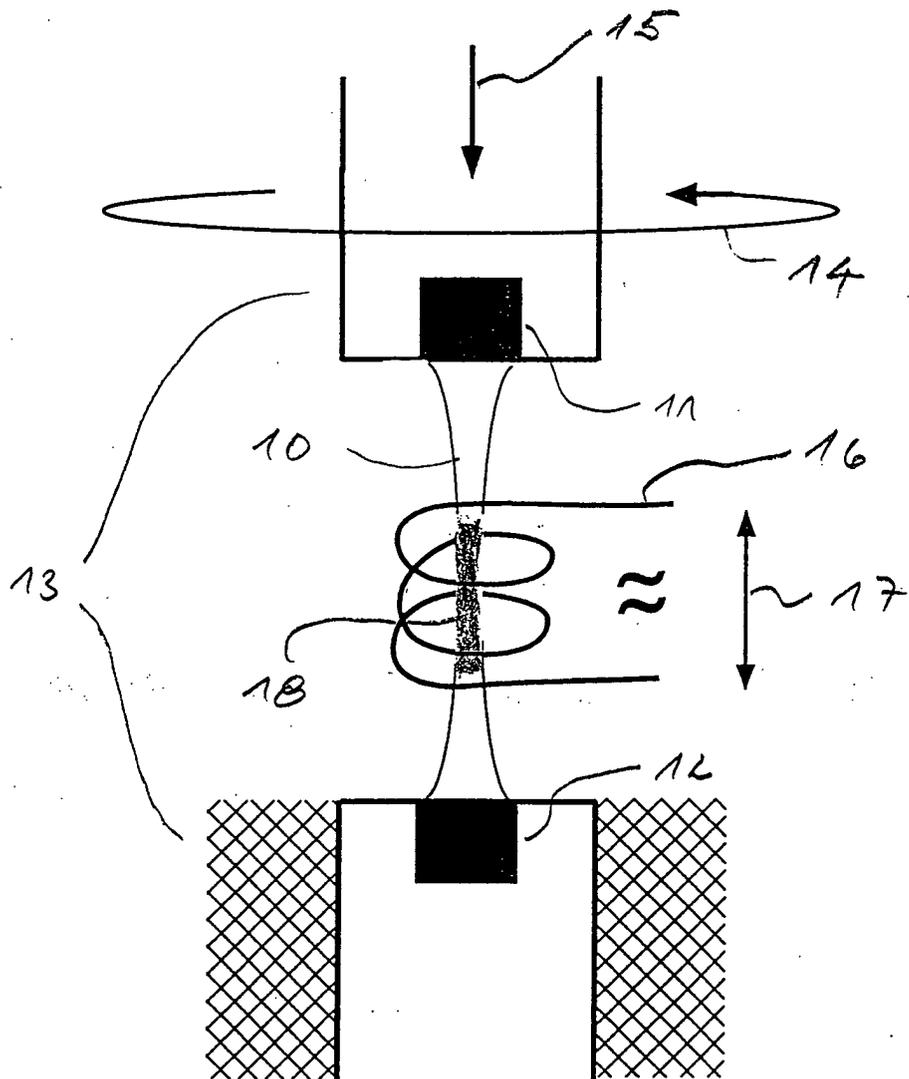


Fig. 2

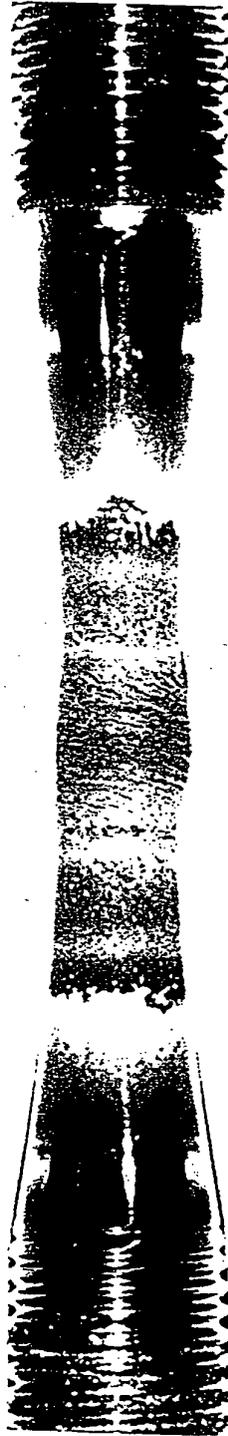
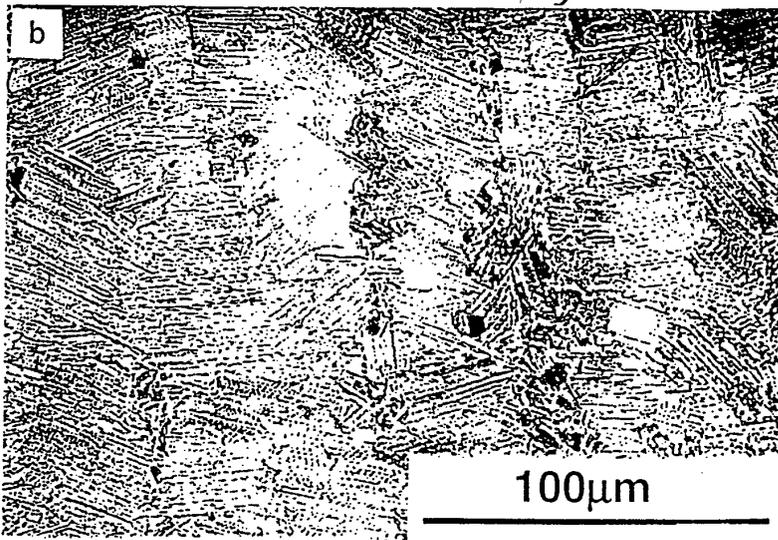




Fig 3

a.



b.

