



(19)  
Bundesrepublik Deutschland  
Deutsches Patent- und Markenamt

(10) DE 698 26 323 T2 2005.10.06

(12)

## Übersetzung der europäischen Patentschrift

(97) EP 1 049 561 B1

(21) Deutsches Aktenzeichen: 698 26 323.5

(86) PCT-Aktenzeichen: PCT/US98/22787

(96) Europäisches Aktenzeichen: 98 967 019.5

(87) PCT-Veröffentlichungs-Nr.: WO 99/033605

(86) PCT-Anmeldetag: 27.10.1998

(87) Veröffentlichungstag

der PCT-Anmeldung: 08.07.1999

(97) Erstveröffentlichung durch das EPA: 08.11.2000

(97) Veröffentlichungstag

der Patenterteilung beim EPA: 15.09.2004

(47) Veröffentlichungstag im Patentblatt: 06.10.2005

(51) Int Cl.<sup>7</sup>: B23P 5/00

B23K 20/20

(30) Unionspriorität:

63640 P 27.10.1997 US

(84) Benannte Vertragsstaaten:

DE, FR, IT

(73) Patentinhaber:

Siemens Westinghouse Power Corp., Orlando,  
Fla., US

(72) Erfinder:

BURKE, A., Michael, Pittsburgh, US; FREYER, D.,  
Paula, Cranberry Township, US; HEBBAR, A.,  
Mohan, Oviedo, US; SETH, B., Brij, Maitland, US;  
SWARTZBECK, W., Gary, North Huntingdon, US;  
ZAGAR, Walter, Thomas, Winter Springs, US

(74) Vertreter:

Berg, P., Dipl.-Ing., Pat.-Ass., 80339 München

(54) Bezeichnung: TURBINENBAUTEILE MIT DÜNNEN FOLIEN DIE AUF EIN SUBSTRAT AUS SUPERLEGIERUNG  
AUFGEBRACHT SIND

Anmerkung: Innerhalb von neun Monaten nach der Bekanntmachung des Hinweises auf die Erteilung des europäischen Patents kann jedermann beim Europäischen Patentamt gegen das erteilte europäische Patent Einspruch einlegen. Der Einspruch ist schriftlich einzureichen und zu begründen. Er gilt erst als eingelebt, wenn die Einspruchsgebühr entrichtet worden ist (Art. 99 (1) Europäisches Patentübereinkommen).

Die Übersetzung ist gemäß Artikel II § 3 Abs. 1 IntPatÜG 1991 vom Patentinhaber eingereicht worden. Sie wurde vom Deutschen Patent- und Markenamt inhaltlich nicht geprüft.

## Beschreibung

### Technisches Gebiet der Erfindung

**[0001]** Die vorliegende Erfindung bezieht sich auf Turbinen und insbesondere auf Schaufeln und andere Turbinenkomponenten, die Feinschalen beinhalten, die auf Superlegierungssubstraten gebondet sind.

### Stand der Technik

**[0002]** Dem Stand der Technik entsprechende Laufschaufeln und Leitschaufeln, die in modernen, hocheffizienten Gasturbinenaggregaten für die Stromerzeugung Verwendung finden, stützen sich auf hochwertige Materialien wie monokristalline Legierungen und die Präzisionssteuerung der Innen- und Außenabmessungen der Bauteile. Aufgrund des großen Formats dieser Bauteile wird deren kostengünstige Fertigung gemäß verschiedenen Ansätzen angestrebt.

**[0003]** Landgestützte Gasturbinen, z. B. das ATS-System (Advanced Turbine System), das sich derzeit in der Entwicklung befindet, erfordern kostengünstige Hochleistungskomponenten, die aus Hightech-Materialien gefertigt werden. Die erste und zweite Reihe der Laufschaufeln und Leitschaufeln einer Turbine beinhalten komplexe Innen- und Außengeometrien und sollten aus fehlerfreien Materialien gefertigt werden.

**[0004]** Dünne Wandstrukturen wären für moderne Turbinenschaufelkonstruktionen nützlich, um die Betriebseffizienz zu verbessern. Derartige dünne Wandstrukturen sind jedoch ein großes Hindernis bei der Fertigung der Schaufeln. Insbesondere die Steuerung dünner Wandabschnitte über sehr lange Strecken, wie sie für die Flügelprofile landgestützter Gasturbinen erforderlich sind, ist sehr schwierig und führt zu sehr geringer Gussproduktivität und hohen Komponentenkosten. Diese Produktivitäts- und Kostenprobleme sind besonders gravierend bei monokristallinen Legierungen, die bei ATS-Systemen und Turbinenaggregaten der nächsten Generation erforderlich sind.

**[0005]** Das US-Patent 4,768,700 offenbart ein Verfahren zur Herstellung einer Turbine sowie einer Turbine, wie sie im Vorspann der selbständigen Patentansprüche beschrieben werden.

### ZUSAMMENFASSUNG DER VORLIEGENDEN ERFINDUNG

**[0006]** In Übereinstimmung mit der vorliegenden Erfindung werden hocheffiziente, dünnwandige Turbinenkomponenten, z. B. Turbinenschaufeln, durch Vorfertigung eines Superlegierungssubstrats, z. B. einer monokristallinen Innenholmstruktur, und Bonden einer Feinschale auf das Substrat hergestellt. Beispielsweise kann ein Substrat in Form eines Turbinenschaufel-Flügelprofilholms eine gewellte oder intermittierend erhabene Oberfläche beinhalten, z. B. erhabene Stifte oder Wände, auf die eine Feinschale gebondet werden kann. Bei der Feinschale kann es sich um ein monokristallines oder polykristallines Material handeln, und sie hat eine bevorzugte Dicke von ca. 0,025 bis 0,125 cm. Die Feinschale wird durch TLP-Bonding (Transient Liquid Phase Bonding) auf das Substrat gebondet.

**[0007]** Ein Aspekt der vorliegenden Erfindung besteht darin, ein Verfahren zur Herstellung einer dünnwandigen Turbinenkomponente bereitzustellen. Das Verfahren beinhaltet die folgenden Schritte: Bereitstellung eines Superlegierungssubstrats, einschließlich mehrfacher Vorsprünge auf seiner Oberfläche, das Aufbringen einer Feinschale auf dieses Substrat und das Bonden der Feinschale auf die Vorsprünge dieses Substrats durch TLP-Bonding.

**[0008]** Ein weiterer Aspekt der vorliegenden Erfindung besteht darin, eine Turbinenkomponente bereitzustellen, die ein Superlegierungssubstrat, eine Feinschale, die durch TLP-Bonding auf das Superlegierungssubstrat gebondet wird, und mindestens einen Kühlkanal beinhaltet, der zwischen Substrat und Feinschale angeordnet ist. In einem bevorzugten Ausführungsbeispiel beinhaltet das Substrat einen Flügelprofilholm, der aus einer monokristallinen Superlegierung auf Nickelbasis besteht.

**[0009]** Diese und andere Aspekte der vorliegenden Erfindung werden besser aus der folgenden Beschreibung ersichtlich.

### KURZE BESCHREIBUNG DER ZEICHNUNGEN

**[0010]** [Abb. 1](#) ist die Querschnittsansicht eines Turbinenschaufel-Flügelprofils, die eine Feinschale zeigt, die

auf einen aus einer Superlegierung bestehenden Turbinenschaufelholm gemäß einem Ausführungsbeispiel der vorliegenden Erfindung gebondet ist.

[0011] [Abb. 2](#) ist eine Seitenansicht einer Feinschale, die auf ein Superlegierungssubstrat gemäß einem Ausführungsbeispiel der vorliegenden Erfindung gebondet ist.

[0012] [Abb. 3](#) ist eine vergrößerte Ansicht von [Abb. 2](#).

[0013] [Abb. 4](#) enthält eine Reihe von Mikrogefügeaufnahmen mit verschiedenen Vergrößerungsmaßstäben, die die Naht zwischen einer Feinschale und einem Stift eines Superlegierungssubstrats gemäß einem Ausführungsbeispiel der vorliegenden Erfindung zeigen.

[0014] [Abb. 5](#) enthält zwei Mikrogefügeaufnahmen, die die Fügenaht zwischen einer Feinschale und einem Superlegierungssubstrat gemäß einem Ausführungsbeispiel der vorliegenden Erfindung zeigen.

#### AUSFÜHRLICHE DARSTELLUNG DER ERFINDUNG

[0015] In Übereinstimmung mit der vorliegenden Erfindung kann eine dünnwandige Struktur gefertigt werden, die für stark gekühlte Gasturbinenschaufeln geeignet ist, indem eine Feinschale aus Blechmaterial auf ein zentrales Gusselement durch TLP-Bonding oder ein ähnliches Verfahren aufgebracht wird. Der Prozess kann so gesteuert werden, dass das gebondete Material eine im Wesentlichen kontinuierliche Struktur aufweist und Eigenschaften in der Bondingzone zeigt, die ungefähr denen der so gefügten Metall-Legierungen entsprechen. Ein Ausführungsbeispiel der vorliegenden Erfindung beinhaltet das Fügen monokristalliner Feinschalen auf dicke monokristalline Substrate. Ein weiteres Ausführungsbeispiel beinhaltet das Aufbringen extrem oxidationsbeständiger polykristalliner Legierungen auf hochtemperaturbeständige, hochfeste Superlegierungen, z. B. monokristalline Superlegierungen auf Nickelbasis. In einem anderen Ausführungsbeispiel kann die Feinschale eine gerichtet rekristallisierte Oxiddispersions-Superlegierung (ODS) auf Nickel- oder Eisenbasis sein.

[0016] In einem Ausführungsbeispiel der vorliegenden Erfindung führt das Gießen zentraler Abschnitte der Turbinenschaufeln ohne Innenkerne zu verbesserten Bauteiltoleranzen und höherer Fertigungsausbeute. Die Fertigung zentraler Abschnitte aus mehreren Bauteilen durch Bonding kann auch wünschenswert sein, um die gewünschte Produktivität zu erzielen. Nach dem Gießen kann die Oberfläche des Mittelholms auf die gewünschte Fertigkontur bearbeitet werden, und eine Feinschale aus dünnem Metallblech oder dergleichen lässt sich dann problemlos und präzise auf diesen Holm aufbringen. Dadurch wird die Notwendigkeit der gleichzeitigen Kontrolle verschiedener externer und interner Toleranzen vermieden, die bei einem Prozess mit einem einzigen Gussstück laufend überwacht werden müssen. Zugleich verbessert dies die allgemeine Komponentenfertigungsausbeute bei der Herstellung fortschrittlicher Turbinenschaufeln.

[0017] Es ist wünschenswert, Turbinenschaufeln mit sehr dünnen Wänden herzustellen, um die Kühlung der Komponenten zu unterstützen. Die Wand trennt auf wirksame Weise den Anteil der Schaufel, der hohen Belastungen widerstehen muss, von dem Anteil, der den höchsten Temperaturen und potenzieller umweltbedingter Beanspruchung widerstehen muss. Der Begriff „Turbinenschaufel“, wie er hier benutzt wird, meint eine Komponente einer landgestützten Gasturbine, einschließlich der Laufschaufeln und stationären Leitschaufeln derartiger Turbinen. Laufschaufeln beinhalten typischerweise einen Flügelprofilanteil und einen Schaufelfußanteil, einschließlich einer Plattform. Stationäre Leitschaufeln beinhalten typischerweise einen mittleren Flügelprofilanteil und zwei Bandanteile, die als Äquivalente der Fußanteile bei Laufschaufeln angesehen werden können. Turbinenschaufeln sind relativ groß und haben vorzugsweise eine Gesamtlänge von mindestens ca. 300 mm, eine Flügeltiefe von mindestens ca. 100 mm und eine Flügeldicke von mindestens ca. 8 mm. Bei Laufschaufeln beträgt die Mindestlänge des Flügelprofilanteils der Schaufel vorzugsweise mindestens ca. 180 mm, während die Mindestdicke des Schaufelfußanteils mindestens ca. 125 mm beträgt. Der Schaufelfußanteil derartiger Laufschaufeln hat vorzugsweise eine Breite von mindestens ca. 75 mm. Die vorliegenden Turbinenschaufeln haben typischerweise eine Länge von mindestens ca. 455 mm, wobei der Flügelprofilanteil eine Länge von ca. 280 mm und der Schaufelfußanteil eine Länge von ca. 180 mm hat. Die Tiefe des Flügelprofilanteils beträgt typischerweise ca. 150 mm, während die Dicke des Flügelprofilanteils typischerweise ca. 25 mm beträgt. Der Schaufelfußanteil hat typischerweise eine Breite von ca. 100 bzw. 125 mm. Bei den Laufschaufeln macht der Flügelprofilanteil ca. 20 Prozent des Gesamtgewichts der Schaufel aus, während der Schaufelfußanteil ca. 80 Prozent des Gesamtgewichts ausmacht. Die vorliegenden Turbinenschaufeln wiegen vorzugsweise mehr als 4,5 kg und typischerweise ca. 9 bis ca. 13,5 kg. Dies ist im Vergleich zu Schaufeln von Flugtriebwerken zu sehen, die typischerweise ca. 0,9 kg wiegen und im Wesentlichen kleinere Abmessungen haben. Neben Turbinenschaufeln zählen zu den Turbinenkomponenten, die gemäß dieser Erfindung gefertigt werden

können, Brennkammern und Heißabschnittsübergänge und -kanäle.

**[0018]** [Abb. 1](#) ist eine Querschnittsansicht eines Turbinenschaufel-Flügelprofils **10** gemäß einem Ausführungsbeispiel dieser Erfindung. Das Flügelprofil **10** beinhaltet ein Substrat **12**, das aus einer geeigneten Superlegierung besteht, und zwar vorzugsweise aus einer monokristallinen Superlegierung auf Nickelbasis. Eine Feinschale **14** ist auf das Substrat **12** gebondet. Mehrere Wände **16**, die sich zwischen dem Substrat **12** und der Feinschale **14** erstrecken, bilden mehrere Kühlkanäle, die längs des Flügelprofils **10** verlaufen. Die Feinschale **14** ist auf das Substrat **12** mittels mehrerer Vorsprünge in Form von allgemein zylinderförmigen Stiften **18** gebondet. Obwohl sie nicht in [Abb. 1](#) dargestellt sind, sind die Stifte **18** im Wesentlichen vollständig um die Außenfläche des Substrats **12** herum angeordnet, um die gewünschte Anzahl von Fügestellen für die Feinschale **14** zu erhalten. Die Stifte **18** können als integrale Bestandteile des Substrats oder getrennt vom Substrat **12** ausgebildet sein. So können die Stifte **18** beispielsweise als integrale Bestandteile aus dem Substrat **12** durch Gießen der Stifte und des Substrats oder durch spanabhebende Bearbeitung aus dem Substrat heraus gebildet sein.

**[0019]** Wie in [Abb. 1](#) dargestellt, kann das Flügelprofilsubstrat **12** optional mindestens einen Innendurchgang **20** beinhalten. Das Substrat **12** kann in Form eines Einkomponenten-Gussstücks bereitgestellt werden. Bei einigen Turbinenschaufelanwendungen wird das Substrat **12** vorzugsweise in Form von zwei oder mehr getrennten Gussstücken bereitgestellt, die anschließend zusammengebondet werden. In diesem Fall kann das Substrat **12** in Form von zwei gesonderten Komponenten gegossen werden, die längs einer Schaufelkrümmungsline **22** des Flügelprofils gebondet werden.

**[0020]** Wie weiter unten ausführlicher beschrieben wird, besteht das Substrat **12** vorzugsweise aus einer Superlegierung, beispielsweise einer monokristallinen Superlegierung auf Nickelbasis, z. B. CMSX-4 oder dergleichen. Die Feinschale **14** kann ebenfalls aus einer monokristallinen Superlegierung auf Nickelbasis bestehen. Alternativ kann die Feinschale **14** aus einer polykristallinen Superlegierung auf Nickelbasis oder dergleichen bestehen. Zu den geeigneten Feinschalenmaterialien zählen gerichtet erstarrte bzw. gerichtet rekristallisierte Superlegierungen auf Nickel- oder Eisenbasis. Zudem kann die Feinschale aus anderen Materialien hergestellt werden, z. B. oxidations- und korrosionsbeständigen Legierungen des Typs NiCrAlY oder CoNiCrAlY, ODS-Legierungen auf Nickel- oder Eisenbasis und Knetlegierungen auf Kobaltbasis. Zu den geeigneten Feinschalenlegierungen zählen beispielsweise IN718, HastalloyX, Haynes 236, Inconel 617, Inconel MA754, PM2000 und Haynes 188. Die Feinschale **14** kann als Einschicht- oder Mehrschichtschale vorgesehen werden. Die Feinschale kann beispielsweise eine Metallunterschicht beinhalten, auf der mindestens ein Wärmedämmungsüberzug vorhanden ist.

**[0021]** Die Feinschale **14** hat vorzugsweise eine Dicke von ca. 0,13 bis 2,5 mm. Noch stärker vorzuziehen wäre es, wenn die Feinschale **14** eine Dicke von ca. 0,25 bis 1,25 mm hätte. Eine besonders bevorzugte Feinschalendicke ist ca. 0,5 mm.

**[0022]** Die Vorsprünge zwischen dem Substrat **12** und der Feinschale **14**, z. B. die Stifte **18** in [Abb. 1](#), ragen vorzugsweise um ca. 0,25 bis ca. 6,25 mm aus der Oberfläche des Substrats **12** heraus. Noch stärker vorzuziehen wäre es, wenn die Vorsprünge um ca. 0,5 bis ca. 1,25 mm aus der Oberfläche des Substrats **12** herausragten. Ein Spalt mit einer Breite von ca. 0,25 bis 6,25 mm wird auf diese Weise zwischen dem Substrat **12** und der Feinschale **14** gebildet, um einen Kühlkanal zu schaffen. Noch stärker vorzuziehen wäre es, wenn der Kühlkanal eine Dicke von ca. 0,5 bis 1,25 mm hätte.

**[0023]** Wie [Abb. 1](#) zeigt, ist die Hochtemperatur-Feinschale **14** vom Substrat **12**, das eine niedrigere Temperatur hat, durch eine Reihe von Stiften **18**, Holmen, kurzen Wänden oder dergleichen getrennt. Da die Schale so dünn ist, ist es von entscheidender Bedeutung, dass ihre Dicke innerhalb enger Toleranzen gehalten wird, um die richtigen Metalltemperaturen und den richtigen Wärmefluss zu erzielen. Durch Fertigung einer konformen Feinschale mit Hilfe von Blechproduktionsverfahren, wie z. B. Direktgießverfahren oder Blechumformung, kann eine Profilschale hergestellt werden, die genau auf das Substrat passt.

**[0024]** In einem Ausführungsbeispiel kann das Substrat durch Direktgießverfahren auf Maß geformt werden, einschließlich der Oberflächenvorsprünge, die für die mechanische Aufnahme des Lasttransfers von der Feinschale sowie für die Schaffung eines ausreichenden Luftstroms zur Kühlung der Feinschale notwendig sind. Die Oberfläche des Substrats kann direkt auf Maß geformt werden, wobei nur geringfügige spanabhebende Bearbeitung/Konturbearbeitung der äußersten Oberflächenmerkmale erforderlich sind.

**[0025]** Alternativ kann die Vorsprungreihe durch spanabhebende Bearbeitung der Oberfläche aus einem fes-

ten Abschnitt durch geeignete spannungsarme spanabhebende Bearbeitungsverfahren herausgearbeitet werden, z. B. durch Funkenerosionsbearbeitung (EDM) oder durch Niederspannungs- oder elektrochemisches Abtragen (ECM), so dass es während der Wärmebehandlung bzw. Arbeit nicht zu einer Rekrystallisierung monokristalliner Komponenten kommt. Das Verfahren kann vorzugsweise das Gießen auf Fertigmaß-/kontur mit geringem Aufmaß und anschließende Fertigbearbeitung genau auf Toleranzmaß mittels Verfahren wie EDM, ECM oder dergleichen beinhalten.

**[0026]** In einem bevorzugten Ausführungsbeispiel wird die Feinschale durch TLP-Bonding auf die Holmstruktur gebondet. Eine Bonding-Folie kann als durchgehende Folienschicht auf die feste Oberfläche der Feinschale aufgebracht werden, um sicherzustellen, dass die Bonding-Folie auf alle möglichen Bereiche aufgebracht wird, die ggf. gebondet werden sollen. Alternativ kann die Folie für den Fall, dass der Fügebereich nur einen Teil der Schalenoberfläche ausmacht, durch Ausstanzen, Ausschneiden oder Wegätzen aus den Bereichen entfernt werden, wo sie nicht zwischen die tragende Struktur und die Feinschale geschichtet wird. In diesem letztgenannten Fall muss die perforierte Folienschicht ggf. genauer platziert werden, um das Vorhandensein von Fügematerial zwischen der Feinschale und allen tragenden Elementen sicherzustellen, z. B. Stiften, Rippen usw.

**[0027]** Während des Bonding-Prozesses ist es wichtig, dass alle zu fügenden Oberflächen in engem Kontakt bleiben. Bonding-Folien, die eine Dicke von ca. 0,0025 cm haben, werden vorzugsweise für Bauteile verwendet, die mit einer Toleranz von  $\pm 0,0025$  cm montiert werden. Diese Anforderung bedeutet, dass die Bauteile beim Bonding recht eng zusammengepresst werden müssen. Die Last, die über die Bonding-Fläche erforderlich ist, um gutes Bonding zu erzielen, ist relativ gering, z. B. ca. 1 bis ca. 5 Kilopond/in<sup>2</sup>. Das Belasten des gesamten Teils kann erforderlich sein, um die Paarflächen flach zu halten und die Bauteile elastisch zu biegen, um die Fügespalten zu schließen, statt eine Spannung über die Fügefächern anzuwenden. Bei planen Bauteilen werden diese Spannungen problemlos erzielt, indem die Feinschale unter die Bonding-Folie und das Substrat gelegt wird, so dass durch Schwerkraft, zusätzliches Gewicht oder Belastung mittels einer Spannvorrichtung das ordnungsgemäße Fügen des Bauteilpaars erleichtert wird. Bei Konturbauteilen, bei denen die Oberfläche nicht plan ist, wird die Belastung zur Sicherstellung des Fügens des Bauteilpaars vorzugsweise durch mechanisches Einspannen erzielt, wobei eine Punkt- oder Flächenbelastung über die gesamte Schnittstelle erreicht wird. Der Druck kann auch durch ein hydrostatisches System erzielt werden, bei dem die Schale durch hydrostatische Gaskräfte gegen das Substrat gedrückt wird. In diesem Fall kann die Gasdruck- und Bonding-Wärmebehandlung mittels eines isostatischen Heißpresszyklus (HIP-Verfahren) erzielt werden. Unter diesen Bedingungen kann es von Vorteil sein, die zusammengesetzten, aber noch nicht gebondeten Bauteile in einem profilierten Einwegbehälter, z. B. aus Edelstahl, zu verschließen, der dann vor Durchführung des HIP-Zyklus luftleer gemacht und abgedichtet und nach Abschluss des HIP-Zyklus abgezogen und entsorgt werden kann.

**[0028]** [Abb. 2](#) zeigt eine dünnwandige Struktur, die gemäß dieser Erfindung hergestellt wurde und eine monokristalline Schale beinhaltet, die auf eine Stiftreihe eines monokristallinen Holms gebondet wurde. [Abb. 3](#) zeigt diese dünnwandige Struktur in stärkerer Vergrößerung.

**[0029]** Beim Bonden monokristalliner Schalen auf monokristalline Substrate werden die Bonding-Bedingungen gesteuert. Wenn beispielsweise CMSX-4-Schalen auf CMSX-4-Substrate gebondet werden, lauten die typischen Bedingungen wie folgt: Ni-Flex; 110 1,3 Gewicht-% Bor; Bonding-Folie gebondet im Gusszustand mit vierstündiger EDM-Oberflächenvorbereitung bei 1232 °C. Die Bauteile können anschließend lösungsgeglüht und ausgehärtet werden.

**[0030]** [Abb. 4](#) stellt die Naht zwischen einem monokristallinen Stift und einer monokristallinen dünnen Wand dar und verdeutlicht, wie ein derartiges Bonding eine ausgezeichnete Kehlnahtfüllung um die Stiftfläche herum ermöglicht.

**[0031]** [Abb. 5](#) enthält zwei Mikrogefügeaufnahmen, die die Fügenaht zwischen einem monokristallinen CMSX-4-Stift und einer Feinschale aus einer monokristallinen Superlegierung auf Nickelbasis zeigen und die exzellenten Mikrogefüge belegen, die bei diesen Nähten erzielt werden. Die Nahtlinie verläuft in allen Mikrogefügeaufnahmen in senkrechter Richtung.

**[0032]** Das vorliegende Verfahren kann auch verwendet werden, um polykristalline Schalen auf monokristalline Substrate zu bilden. Polykristalline Schalen können aus mehreren Gründen wünschenswert sein, u.a.: Spezialchemiezusammensetzungen, die widerstandsfähiger gegen Oxidation und/oder Warmkorrosion sind, Bonding-Fähigkeit eines Wärmedämmungsüberzugs sowie stark profilierte Oberflächen, bei denen eine kom-

plexen Metallbearbeitung der dünnen Wand erforderlich ist, z. B. wenn eine Rekrystallisierung eines monokristallinen Feinblechs seine Verwendung unmöglich machen würde. Für diesen Fall wird das für das Bonden der polykristallinen Schale auf das monokristalline Substrat verwendete Verfahren weiter unten ausführlicher beschrieben.

**[0033]** Das vorliegende Verfahren kann dazu dienen, dünne Wände oder Feinschalen über den Mittelholm des Flügelprofils einer Turbinenschaufel zu platzieren. Wenn beispielsweise das Kühlen der Bandbereiche der Leitschaufeln in fortschrittlichen Turbinenaggregaten kritischer wird, sind dünne Wandstrukturen äußerst vorteilhaft in diesen Bereichen, und dieses Verfahren kann dazu dienen, die dünnen Wände im Bandbereich von Leitschaufeln sowie in Flügelprofilen vorzufertigen.

**[0034]** TLP-Bonding ist ein Fügeverfahren, das bei Superliegerungen hochwertige Verbindungsähnle ergibt. Bei diesem isothermischen Verfahren wird ein dünner Streifen Fügematerial, z. B. eine Folie oder eine Agglomeratpaste, zwischen die beiden Materialanteile gelegt, die gebondet werden sollen. Das Fügematerial ähnelt dem Basismaterial, enthält aber außerdem als weiteren Zusatz ein Schmelzpunkt-Senkungselement, das sich auch durch schnelle Feststoffdiffusion in der Legierung auszeichnet. Bei Legierungen auf Nickelbasis sind Si und B bevorzugte Schmelzpunkt-Senkungsmittel. Bei Hochtemperaturanwendungen, wie etwa solchen, bei denen gebondete monokristalline Komponenten erforderlich sind, wird B bevorzugt, da sie Korrosionsprobleme mit sich bringen kann.

**[0035]** Das Bonding-Verfahren wird im Wesentlichen isothermisch bei einer Temperatur durchgeführt, die über dem Schmelzpunkt der Folie liegt, jedoch unter dem Massenschmelzpunkt des Basismaterials. Während die mit Bor angereicherte Folie schmilzt, benetzt sie das Basismaterial auf beiden Seiten der Fügung und verursacht eine geringfügige Auflösung des Basismaterials, so dass eine breitere flüssige Zone erzeugt wird. Während sich die flüssige Zone ausweitet, fällt die Konzentration des Bors in der Flüssigkeit, bis der Schmelzherd genug in Bor verdünnt ist, dass er die Liquidusgleichgewichtskonzentration erreicht hat. Zeitgleich bedingt die Feststoffdiffusion, dass das Bor aus dem Bonding-Herdbereich entfernt wird. Diese beiden Verfahren führen zu einer Entfernung des Schmelzpunkt-Senkungsmittels aus dem Bonding-Herd und zur erneuten isothermischen Erstarrung des Bonding-Herdes, bis sich die beiden Erstarrungsfronten ungefähr auf der Mittellinie der Fügungsnaht treffen.

**[0036]** Durch sorgfältiges Steuern der chemischen Zusammensetzung des Bonding-Mediums und der Temperatur des Bonding-Verfahrens lässt sich dieses isothermische Bonding-Verfahren so steuern, dass die chemische Zusammensetzung und das Mikrogefüge des Basismaterials innerhalb der Bonding-Zone reproduzierbar wird.

**[0037]** Während des Bonding-Prozesses werden vorzugsweise bestimmte Parameter gesteuert. Die Menge des Schmelzpunkt-Senkungsmittels sollte ausreichend sein, um eine Bonding-Folie zu erhalten, die erheblich unterhalb des Schmelzpunktes (d. h. einige Hundert Grad C) des Basismaterials schmilzt. Die Bonding-Temperatur sollte ausreichen, um die Bonding-Folie sowie eine vergleichbar dicke Schicht des Basismaterials zum Schmelzen zu bringen, um eine feine, gut durchmischte Bonding-Zone zu erhalten. Die Menge Bonding-Folie sollte ausreichen, um das Basismaterial zum Schmelzen zu bringen und eine feine, gut gesteuerte Fügennaht zu erzielen. Das Schmelzen und erneute Erstarren der Bonding-Zone sollte so gut gesteuert werden, dass es zu keiner schädlichen chemischen und Phasentrennung innerhalb der Bonding-Zone kommt. Die chemischen Hauptelemente, aus denen sich die Bonding-Folie zusammensetzt (d. h. Ni, Cr, Co, Al, Ti, Ta, W, Mo, Nb usw.) sollten in so ausreichendem Maße an das Material angepasst sein, das gebondet werden soll, dass die chemische Zusammensetzung und Struktur der Bonding-Zone effektiv im Basismaterial fortgesetzt wird. Die Zusammensetzung der Bonding-Folie muss nicht identisch mit der des Basismaterials sein, da eine gewisse Vermischung in der geschmolzenen Zone erfolgt. Da Al und Ti zudem in das erstarrende Endmaterial gesteigert werden, können diese Elemente aus der Bonding-Folie entfernt werden, um die Bildung schädlicher  $\gamma'$ -Eutektika an der Bonding-Mittellinie zu vermeiden. Zudem ist es in einigen Anwendung u. U. vorzuziehen, die Kristallografie über die Fügung selbst zu steuern bzw. anzupassen, d. h. die kristallografischen Ausrichtungen der zu fügenden Bauteile aneinander anzupassen. Die Zusammensetzung des Basismaterials und dessen Schmelzpunkt, die chemischen Hauptelemente, aus denen sich die Bonding-Folie zusammensetzt, die Bormenge und die Temperatur für das isothermische Bonding sind alle interagierende Variablen, die die chemische Zusammensetzung und Struktur der durch dieses Verfahren produzierten Fügungen bestimmen. Die Hinzufügung von Bor in eine Legierung auf Nickelbasis senkt deren Schmelzpunkt um ca. 38 °C bis 65 °C je Gewicht-%, das hinzugefügt wird. Wenn die Schmelzpunkte über 1.315 °C liegen und die beginnenden Schmelzpunkte der ungefügten Form im Gusszustand etwas niedriger sind, können Bonding-Folien, die ca. 1 bis ca. 3 Gewicht-% Bor enthalten, den Schmelzpunkt auf einen Bereich von ca. 1.093 °C bis 1.260 °C reduzieren, was

ein lokal begrenztes Schmelzen ohne allgemeines Schmelzen des Basismaterials ermöglicht. Obwohl die chemischen Hauptelemente der Bonding-Folie in ihrer Zusammensetzung idealerweise der des Basismaterials nahe kommen, können erhebliche Abweichungen tolerierbar sein. Aufgrund der zahlreichen Legierungselemente in einer monokristallinen Superlegierung beeinträchtigen kleine Änderungen der Zusammensetzung nicht in signifikanter Weise den Schmelzpunkt. Zudem neigt die Auflösung des Basismaterials in den Schmelzherd der Bonding-Zone dazu, die Unterschiede in der Zusammensetzung der Bonding-Folie und des Basismaterials auszugleichen. Außerdem werden einige teure Elemente wie etwa Rhenium gegebenenfalls nicht in der Folie gewünscht, um so die Kosten zu reduzieren. Um schließlich die Bildung von  $\gamma'$ -Eutektika während der erneuten Erstarrung zu unterbinden, sollte der Gehalt an Titan und Aluminium in der Bonding-Folie reduziert werden.

**[0038]** Dieses Verfahren kann auf die monokristalline Superlegierung CMSX-4 angewendet werden. Die Zusammensetzung dieser Legierung ist Tabelle 1 zu entnehmen. Außerdem werden in Tab. 1 die Zusammensetzungen mehrerer Bonding-Folien aufgelistet, die benutzt werden können, um TLP-Bonding mit monokristallinem CMSX-4 bewerkstelligen.

Tabelle 1

Zusammensetzungen von Substratlegierungen und Bonding-Folien (Gewicht-%)

Legierung	Ni	Cr	Co	Al	Ti	Nb	Mo	Ta	W	Re	Hf	Zr	B
CMSX-4	Unbest. Restanteil	6,6	9,6	5,5	1,0	---	0,6	6,5	6,4	3	0,9	---	---
W-Folie 1	Unbest. Restanteil	6,5	9,6	5,5	1,0	---	0,6	6,5	6,4	3	0,9	---	1,5
W-Folie 2	Unbest. Restanteil	6,5	9,6	2,9	0,5	---	0,6	6,5	6,4	3	0,9	---	1,5
W-Folie 3	Unbest. Restanteil	6,5	9,6	5,5	---	---	0,6	6,5	6,4	3	0,9	---	1,5
W-Folie 4	Unbest. Restanteil	6,5	10	2,9	---	---	0,6	6,5	6,4	3	0,9	---	1,5
Ni-Flex-Folie 110 1,3 B	Unbest. Restanteil	10	5,0	2,0	---	---	---	4,0	4,0	---	---	---	1,3
Ni-Flex-Folie 110 1,7 B	Unbest. Restanteil	10	5,0	2,0	---	---	---	4,0	4,0	---	---	---	1,7
Ni-Flex-Folie 110 2,5 B	Unbest. Restanteil	10	5,0	2,0	---	---	---	4,0	4,0	---	---	---	2,5
Ni-Flex-Folie 115 3,0 B	Unbest. Restanteil	9,0	8,0	2,0	---	---	---	4,0	4,0	---	---	---	3,0
Ni-Flex-Folie 120 1,7 B	Unbest. Restanteil	10,0	5,0	1,3	1,0	---	---	5,0	3,0	---	---	---	1,5
Ni-Flex-Folie 120 1,9 B	Unbest. Restanteil	10,0	5,0	1,3	1,0	---	---	5,0	3,0	---	---	---	1,7
Ni-Flex-Folie 110 2,4 B	Unbest. Restanteil	10,0	10,0	---	---	---	---	5,0	---	---	---	---	2,4
Ni-Flex-Folie 110 3,0 B	Unbest. Restanteil	10,0	10,0	---	---	---	---	5,0	---	---	---	---	3,0

**[0039]** Die in Tab. 1 aufgelisteten W-Folien 1 bis 4 sind von der Zusammensetzung der CMSX-4-Legierung abgeleitet, wobei 1,5 Gewicht-% Bor als Schmelzpunkt-Senkungsmittel hinzugefügt wurden. Die Mengen an Al und Ti werden angepasst, um den Effekt der Bildung zusätzlicher  $\gamma'$ -Eutektika auf die chemische Zusammensetzung und Struktur der CMSX-4-Fügungen zu untersuchen. Bei den Ni-Flex-Folien handelt es sich um eine Reihe gewerblich angebotener Folien, die bei der Fa. Materials Development Corporation in Medford, MA (USA), bestellt werden können. Obwohl die Zusammensetzungen dieser Folien erheblich von der der CMSX-4-Legierung abweichen scheinen, wurden mit mehreren dieser Folien – wie weiter unten beschrieben – ausgezeichnete Fügungen erzielt.

**[0040]** Die Bonding-Temperatur wird so ausgewählt, dass sie zwischen dem Schmelzpunkt der Folie und dem Schmelzpunkt des Basismaterials liegt. Da das Bor den Schmelzpunkt der Nickellegierung um ca. 48 °C bis 65 °C je zusätzlichen Gewicht-% senkt, reduzieren 1 bis 3 Gewicht-% Bor den Schmelzpunkt monokristalliner Legierungen von mehr als 1.315 °C auf einen Bereich von 1.093 °C bis 1.260 °C. Die Steuerung der Bonding-Temperatur in Bezug auf den Borgehalt legt die Breite der Bonding-Zone fest, das elementare Mischen,

zu dem es bei der Auflösung kommt, und die Seigerung, zu der es bei erneuter Erstarrung kommt. Bonding bei höheren Temperaturen ermöglicht schnelles Benetzen der Bonding-Flächen durch die geschmolzene Folie, gutes Durchmischen des Bonding-Herdes und beschleunigte Feststoffdiffusion des Bors, um die Geschwindigkeit des Erstarrungsprozesses zu erhöhen. Bonding bei höheren Temperaturen ermöglicht außerdem den Einsatz von Folien mit reduziertem Borgehalt, so dass die Notwendigkeit einer umfangreichen Feststoffdiffusion und möglichen Bildung von Borpartikeln während des Erstarrungsprozesses umgangen wird.

**[0041]** Ein vierstündiger Bonding-Zyklus bei 1232 °C ist für die Bonding-Folien geeignet, da diese Temperatur gesteuerte Fügebereiche ergab und dabei keine Bildung schädlicher  $\gamma'$ -Eutektika zu beobachten war. Aufgrund des hohen Gehalts an Legierungskomponenten in der Basislegierung und der Folie hat die Zusammensetzung der Metallelemente der Folien keinen wesentlichen Einfluss auf die Senkung des Schmelzpunktes der Basislegierung. Sie hat dagegen einen wesentlichen Einfluss auf die chemische Zusammensetzung der wieder erstarrten Bonding-Zone sowie auf das Mikrogefüge, das sich innerhalb der Bonding-Zone nach der Wärmebehandlung ergibt. Die chemische Seigerung der Elemente innerhalb der Bonding-Zone nach dem Erstarren wird durch die Größe der Bonding-Zone und den Grad der Auflösung des Basismetalls während der ersten Phasen des Bonding-Prozesses gesteuert. Beeinflusst wird sie auch durch den Zustand des Basismaterials, d. h. die Frage, ob es geseigert oder homogenisiert ist. Dieses Problem manifestiert sich im Bonding des CMSX-4-Gussstückes im Gusszustand mit Folien, die einen hohen Borgehalt aufweisen, wobei es an der Fügelinie zu  $\gamma'$ -Eutektika aufgrund der vorzugsweisen Auflösung der  $\gamma'$ -angereicherten interdendritischen Bereiche des geseigerten Gussstückes kommt. Das eutektische Material lagert sich dann wieder an der Fügelinie ab. Dieses Problem kann gemildert oder sogar vermieden werden, indem homogenisierte, lösungsgeglühte CMSX-4-Gussstücke verwendet werden, wenn Folien mit hohem Borgehalt zur Anwendung kommen sollen. In diesem Fall schmilzt die homogenisierte Struktur gleichförmig, so dass ein Schmelzherd erzeugt wird, der weniger mit  $\gamma'$ -Eutektika bildenden Elementen angereichert ist. Infolgedessen weist die wieder erstarrte Bonding-Zone keine schädlichen  $\gamma'$ -Eutektika auf.

Tabelle 2

Ansteigender Lösungsglühbehandlungszyklus für CMSX-4

Zeit (Min.)	Temperatur (°C)	Temperatur (°F)
0	23	73
60	1027	1880
80	1027	1880
110	1235	2255
140	1235	2255
170	1260	2300
185	1260	2300
215	1277	2330
335	1277	2330
365	1288	2350
485	1288	2350
500	1296	2365
680	1296	2365
695	1304	2380
875	1304	2380
890	1313	2395
1130	1313	2395
18 Stunden u. 50 Minuten		Gesamtzykluszeit

**[0042]** Eine Wärmebehandlung nach dem Bonding dürfte die optimale chemische Zusammensetzung und Struktur erzeugen, und zwar nicht nur im Fügebereich, sondern auch in den verbleibenden Anteilen des Basismetalls. Dieser Wärmebehandlungszyklus dürfte die geseigerten Strukturen homogenisieren, die sich nach dem Gießen und erneuten Erstarren ergeben, und auch die Ausscheidung und das Wachstum der optimalen Form der verstärkenden  $\gamma'$ -Ausscheidungspartikel verursachen. Herkömmliche, für CMSX-4 empfohlene Lösungsglüh- und Wärmebehandlungszyklen können angemessen sein, um dies zu erreichen. Lösungsglühen ist eine Wärmebehandlung mit Temperaturanstieg der in Tab. 2 genannten Art. Durch langsames Erhöhen der Temperatur während dieses Zyklus wird beginnendes Schmelzen im Wesentlichen vermieden, indem Feststoff-Interdiffusion zugelassen wird, die den örtlichen Schmelzpunkt erhöht. Dieser Prozess ist wirksam für die Homogenisierung monokristalliner Gefüge im Gusszustand, und er ist auch wirksam bei der Homogenisierung der wieder erstarrten Bonding-Zone. Außerdem ist er wirksam bei der Erhöhung der Dispersion des Bors durch das monokristalline Gefüge, um ein Schmelzen der mit Bor angereicherten Fügelinie zu verhindern. Der langsame Temperaturanstieg hilft beispielsweise, das potenzielle Problem zu vermeiden, dass die nach 4 Stunden bei 1.232 °C entwickelte Bonding-Zone einen Schmelzpunkt haben kann, der unterhalb der Lösungsglüh-SpitzenTemperatur von 1.320 °C für das Basismaterial CMSC-4 liegt. Dieser Zyklus kann potenziell verkürzt werden, da die 4 Stunden bei 1.232 °C bereits geholfen haben, das geseigerte monokristalline Gefüge zu homogenisieren, und die Diffusion des Bors erfolgt schneller als die Diffusion der metallischen Legierungselemente.

**[0043]** Nach dem Lösungsglühen wird vorzugsweise eine Ausscheidungswärmebehandlungssequenz durchgeführt, um die optimale Form der verstärkenden  $\gamma'$ -Ausscheidungspartikel zu erhalten. Eine vierstündige Be-

handlung bei 1.140 °C und eine vierundzwanzigstündige Behandlung bei 900 °C können erfolgen, um ca. 0,5 µm große quaderförmige primäre γ'-Ausscheidungspartikel und eine Diffusion kugelförmiger sekundärer und tertiärer γ'-Ausscheidungspartikel in den Matrixkanälen zwischen den Quadern zu erzeugen. Durch Anwendung dieser Wärmebehandlungen, die für die Bearbeitung monokristalliner Legierungen entwickelt wurden, werden die Mikrogefüge in den nicht gebondeten Anteilen der gebondeten Bauteile zusätzlich zum gebondeten Bereich optimal wärmebehandelt.

**[0044]** Die bevorzugten Bedingungen für das Bonden monokristalliner CMSX-4-Strukturen sind: Verwendung von Folie mit 1,3 Gewicht-% Bor, viertündiges Bonding bei 1.232 °C gefolgt von Lösungsglügen in Form einer bis 1.320 °C ansteigenden Wärmebehandlung und anschließendes vier- bis sechsstündiges Halten für dieser Temperatur, Abkühlen auf Zimmertemperatur und anschließende vierstündige Ausscheidungswärmebehandlung bei 1.140 °C sowie schließlich vierundzwanzigstündige Ausscheidungswärmebehandlung bei 900 °C. Dank dieses Verfahrens ergibt sich das bevorzugte Gefüge. Andere Varianten dieses Verfahrens lassen sich ebenfalls anwenden, um akzeptable Mikrogefüge zu erzeugen.

**[0045]** Tab. 3 zeigt, wie die in Tab. 1 genannten Folien bearbeitet werden können, um gleichförmige Bonding-Strukturen zu erzielen. Diese Tabelle nennt auch einige der wichtigsten Eigenschaften der Mikrogefüge, die während der Verarbeitung erzeugt werden.

Tabelle 3

Struktur von CMSX-4-Fügungen mit transienter Flüssigphase während des Bonding und der Wärmebehandlungssequenz

Folie	Struktur nach Bonding	Struktur nach Lösungsglühen	Struktur nach Ausscheidungswärmebehandlung	Bevorzugter Prozesszyklus
W-Folie 1 (1,5% Bor)	sauberer Fügebereich, d. h. keine Partikel	keine großen Partikel; gleichförmige vorläufige $\gamma'$ -Partikel	gleichförmige $\gamma'$ -Partikel; quaderförmig, gut ausgebildet	Fügung im Gusszustand
W-Folie 2 (1,5% Bor)	sauberer Fügebereich, d. h. keine Partikel	keine großen Partikel; gleichförmige vorläufige $\gamma'$ -Partikel	gleichförmige $\gamma'$ -Partikel; quaderförmig, gut ausgebildet	Fügung im Gusszustand
W-Folie 3 (1,5% Bor)	sauberer Fügebereich, d. h. keine Partikel	keine großen Partikel; gleichförmige vorläufige $\gamma'$ -Partikel	gleichförmige $\gamma'$ -Partikel; quaderförmig, gut ausgebildet	Fügung im Gusszustand
W-Folie 4 (1,5% Bor)	sauberer Fügebereich, d. h. keine Partikel	keine großen Partikel; gleichförmige vorläufige $\gamma'$ -Partikel	gleichförmige $\gamma'$ -Partikel; quaderförmig, gut ausgebildet	Fügung im Gusszustand
Ni-Flex 110 (1,3% Bor)	immer sauberer Fügebereich	keine großen Partikel; gleichförmige vorquaderförmige $\gamma'$ -Partikel	extrem scharfe $\gamma'$ -Partikel; quaderförmig; identisch mit Basismaterial	Fügung im Gusszustand
Ni-Flex 110 (1,7% Bor)	immer sauberer Fügebereich	keine großen Partikel; gleichförmige vorquaderförmige $\gamma'$ -Partikel	sehr scharfe $\gamma'$ -Partikel; quaderförmig; dem Basismaterial sehr ähnlich	Fügung im Gusszustand
Ni-Flex 110 (2,5% Bor)	Partikel, wenn im lösungsgeglühten Zustand gebondet wird	Partikel lösen sich beim Lösungsglühen auf	schärfere $\gamma'$ -Quader, wenn lösungsgeglühtes Material gebondet wird	Fügung im lösungsgeglühten Zustand
Ni-Flex 115 (3,0% Bor)	Partikel, wenn im lösungsgeglühten Zustand gebondet wird	Partikel lösen sich beim Lösungsglühen auf	quaderförmige $\gamma'$ -Partikel; gerundete Ecken; größer als beim Basismaterial	Fügung im lösungsgeglühten Zustand
Ni-Flex 115 (2,5% Bor)	Partikel, wenn im lösungsgeglühten Zustand gebondet wird	Partikel lösen sich beim Lösungsglühen auf	quaderförmige $\gamma'$ -Partikel; gerundete Ecken; größer als beim Basismaterial	Fügung im lösungsgeglühten Zustand
Ni-Flex 115 (1,7% Bor)	immer sauberer Fügebereich	keine großen Partikel; gleichförmige vorquaderförmige $\gamma'$ -Partikel	quaderförmige $\gamma'$ -Partikel; gerundete Ecken; größer als beim Basismaterial	Fügung im Gusszustand
Ni-Flex 120 (1,7% Bor)	immer sauberer Fügebereich	keine großen Partikel; gleichförmige vorquaderförmige $\gamma'$ -Partikel	sehr scharfe $\gamma'$ -Partikel; dem Basismaterial sehr ähnlich	Fügung im Gusszustand
Ni-Flex 120 (2,5% Bor)	Partikel, wenn im lösungsgeglühten Zustand gebondet wird	Partikel lösen sich beim Lösungsglühen auf	sehr scharfe $\gamma'$ -Partikel; dem Basismaterial sehr ähnlich; schärfer, wenn noch nicht lösungsgeglühtes Material	Fügung im lösungsgeglühten Zustand

**[0046]** Gemäß einem Ausführungsbeispiel der vorliegenden Erfindung können Schalen, die polykristalline Superlegierungen auf Nickelbasis beinhalten, mit Substraten zusammengefügt werden, die monokristalline Superlegierungen auf Nickelbasis beinhalten. Polykristalline und monokristalline Superlegierungen auf Nickelbasis können zusammengefügt werden unter Zuhilfenahme eines Folien- oder Pasten-Fügemediums und von Wärmebehandlungszyklen, die von solchen Zyklen abgeleitet werden, die verwendet werden, um die einzelnen Legierungen mit sich selbst zu bonden. Fügbare Legierungen sind solche, bei denen die einzelnen mono- und polykristallinen Legierungen Zusammensetzungen aufweisen, die sich in einem so ausreichenden Maße ähnlich sind, dass sie ähnliche Mengen  $\gamma'$  produzieren und dass die chemischen Zusammensetzungen der  $\gamma$ -Phase und der  $\gamma'$ -Phase in den beiden Legierungen ähnlich sind. Das Fügen von Legierungen wird erreicht

durch TLP-Bonding, vorzugsweise unter Verwendung von Bor als Schmelzpunkt-Senkungsmittel, und durch eine maßgeschneiderte Zusammensetzung der Folien, so dass sie den Zusammensetzungen der Basislegierungen entsprechen. Der Bonding-Wärmezyklus ist vergleichbar mit den Bonding-Wärmezyklen bei TLP-Bonding der Basismaterialien mit sich selbst. Er erfolgt bei einer Temperatur, die angemessen ist, um die Bonding-Folie und die lokal begrenzten Bereiche der monokristallinen und polykristallinen Materialien zu schmelzen. Der Wärmezyklus ist von so angemessener Zeitdauer, dass sichergestellt ist, dass die Feststoffdiffusion des Bors nach der Erstarrung so ausreichend ist, dass die örtlichen Materialschmelztemperaturen über den Temperaturen liegen, denen das Material voraussichtlich ausgesetzt wird.

**[0047]** Ziel ist es, ein hochwertiges Bonding-Verfahren wie "TLP-Bonding" anzuwenden, um in der Bonding-Zone eine chemische Zusammensetzung und ein Mikrogefüge zu erzielen, das identisch ist mit dem in der Masse der Metallsegmente. Dies wird in der Regel erreicht durch Abgleich der chemischen Zusammensetzung der Bonding-Folie mit der chemischen Zusammensetzung des Basismetalls, wobei die selektive Seigerrung berücksichtigt wird, zu der es während der Auflösung und erneuten Erstarrung kommt. Elemente wie Ti und Al sollten in der Bonding-Folie im Vergleich zum Basismetall reduziert werden, da diese Elemente dazu neigen, nach dem Erstarren zur Mitte der Fügelinie zu seigern. Da polykristalline und monokristalline Legierungen typischerweise verschiedene chemische Zusammensetzungen haben, ist ein identischer Abgleich der Zusammensetzung der Bonding-Folie auf jeder Seite einer monokristallin-polykristallinen Fügenaht nicht möglich. Da jedoch einige Gruppen von Legierungen ähnliche Zusammensetzungen und  $\gamma'$ -Volumenfraktionen aufweisen, ist es möglich, ähnliche Zusammensetzungen polykristalliner und monokristalliner Legierungen, die gebondet werden sollen, auszuwählen und ihre Zusammensetzungen mit einer Bonding-Folie abzugleichen, die verwendet wird, um jede der Legierungen zu bonden.

**[0048]** Legierungen, deren chemische Zusammensetzung in ausreichender Weise zueinander passt, um effektiv den TLP-Bonding-Prozess anzuwenden, sind u.a.: CMSX-4 und CM247; CMSX-4 und CM186; PWA1480 und MarM247; und SC-16 und IN738. Diese Legierungen weisen ähnliche chemische Zusammensetzungen auf. Die Legierungspaare werden auch so ausgewählt, dass die chemische Vermischung während des TLP-Bonding nicht ausreicht, um schädliche Ausscheidungspartikel zu produzieren, z. B. die TCP-Phasen, die die Stabilität beeinträchtigen und sich bei zu viel Re, Cr usw. bilden können. Diese Paare ergeben einen sehr guten Abgleich der chemischen Zusammensetzung und damit ausgezeichnete Eigenschaften in der gesamten Bonding-Zone. Wenn Materialien verwendet werden, die weniger gut miteinander abgeglichen sind, kann dies schädliche Phasen in der Bonding-Zone und eine damit einhergehende Verschlechterung der Eigenschaften nach sich ziehen. Dies könnte jedoch akzeptabel sein, wenn die Festigkeitsanforderungen nicht zu hoch sind und andere Eigenschaften wie etwa Korrosionsfestigkeit gewünscht werden. Die chemischen Zusammensetzungen der ausgewählten Legierungspaare werden gesteuert, um diesen Zwängen zu entsprechen.

**[0049]** Als Bonding-Medien kommen solche in Frage, die für monokristallines Bonding benutzt werden. Falls CMSX-4 auf CM247 gebondet wird, kann die Ni-Flex 110-Folie, die 1,3 Gewicht-% Bor als Schmelzpunkt-Senkungsmittel enthält, bei 1.232 °C gebondet werden, was die empfohlene Bonding-Temperatur für die monokristalline Legierung ist. Der Unterschied zwischen der Bonding-Temperatur für CMSX-4 und für CM247 beträgt lediglich ca. 28 °C, und die durch Hinzufügen von Bor erzielte Senkung des Schmelzpunktes beträgt ca. 55 °C je Gewicht-% Bor. Wenn also die Bonding-Werte für das monokristalline und das polykristalline Material eng genug beieinanderliegen, so können sie in der Regel integriert werden, indem das Bonding-Verfahren für das monokristalline Material mit dem höheren Schmelzpunkt gewählt wird. Die Verbreiterung der Prozessparameter zur Verbesserung der operativen Effizienz kann bewirkt werden, indem der Borgehalt in der Folie erhöht und die Bonding-Temperatur so verändert wird, dass sie näher bei der des polykristallinen Materials liegt.

**[0050]** Die chemischen Zusammensetzungen der Bonding-Folien sind durch die weiter oben beschriebenen Zusammensetzungsanforderungen begrenzt, d. h.: Ähnlichkeit mit dem Basismetall, reduzierter Al-Gehalt, kein Ti. Eine Ausnahme bezüglich dieser Ähnlichkeit ist die Notwendigkeit, teure Elemente wie etwa Rhenium in die polykristallinen Legierung aufnehmen zu müssen. Dies ist eine kaufmännische Anforderung, da polykristalline Legierungen selten Re enthalten und sich monokristalline Legierungen der dritten Generation auf das Hinzufügen von Re wegen dessen besonderer Festigkeit gegen hohe Temperaturen stützen. Ein Vorteil des Fügens zweier unterschiedlicher Materialien besteht darin, dass bei der Schale der Struktur die Kosten für das Rhenium entfallen. Da Rhenium in die Matrix seigert und  $\gamma'$  aufgrund der langsamen Diffusion stabilisiert, dürfen die Eigenschaften nicht beeinträchtigt werden, wenn kein Re in der Fügenaht vorhanden ist.

**[0051]** Tab. 4 zeigt die Zusammensetzung mehrerer monokristalliner und polykristalliner Legierungen. Aus dieser Tabelle lässt sich entnehmen, dass mehrere Gruppe monokristalliner Legierungen in ihrer Zusam-

setzung einigen polykristalliner Legierungen sehr ähnlich sind. CMSX-4 und CM247 sind sich beispielsweise in ihrer chemischen Zusammensetzung und Struktur in so ausreichender Weise ähnlich, dass sie die Produktion guter Fügungen mit Hilfe des TLP-Bonding-Prozesses erlauben. Grund dafür ist, dass der effektive Unterschied bei diesen Legierungen der Gehalt an Rhenium ist, das weder im festen noch im flüssigen Zustand leicht diffundiert. Außerdem bietet ein Rhenium-Gradient über die gesamte Bonding-Zone einen allmählichen Gefüge- und Eigenschaftenübergang, der nicht schädlich für die Leistung der Füge naht ist. Aufgrund des hohen Rhenium-Preises ist es also wünschenswert, monokristalline, rheniumhaltige Legierungen mit rheniumfreien polykristallinen Legierungen zu bonden.

**[0052]** Tab. 5 zeigt beispielhaft Bonding-Folien, die für das Bonden monokristalliner Legierungen mit polykristallinen Legierungen geeignet sind. Ein geeigneter Legierungsabgleich aluminiumreicher monokristalliner Legierungen kann erzielt werden, wenn mit Folien des Typs Ni-Flex gearbeitet wird. Diese Folien können auch verwendet werden, um polykristalline Legierungen dieses Typs (CM247, MarM247, MarM002) zu bonden. So können diese Bonding-Folien verwendet werden, um monokristalline Legierungen des Typs CMSX-4 mit der ähnlichen Klasse polykristalliner Legierungen zu bonden, z. B. CM247. Um umgekehrt chromreiche Materialien wie die monokristalline Legierung SC-16 mit polykristallinen Legierungen wie z. B. IN738 zu bonden, kann eine Folie wie MFB80/80A vorgezogen werden.

**Tabelle 4**  
Monokristalline und polykristalline Superlegierungen auf Nickelbasis (Gewicht-%)

Legierung	Ni	Cr	Co	Al	Ti	Nb	Mo	Ta	W	Re	Hf	Zr	B	C	Vol.-%	Y'
CMSX-4	Unbest. Restanteil	6, 6	9, 6	5, 5	1, 0	---	0, 6	6, 5	6, 4	3	0, 9	---	---	---	---	62
PWA1484	Unbest. Restanteil	5	10	5, 6	1	---	---	8, 7	6	3	0, 1	---	---	---	---	64
PWA1480	Unbest. Restanteil	10	5	5	1, 5	---	---	12	4	---	---	---	---	---	---	63
SC-16	Unbest. Restanteil	16	---	3, 5	3, 5	---	3	3, 5	---	---	---	---	---	---	---	41
CMSX-11	Unbest. Restanteil	12, 5	7	3, 4	4, 2	0, 1	0, 5	5	5	---	0, 04	---	---	---	---	45
CM247	Unbest. Restanteil	8, 1	9, 2	5, 6	0, 7	-	0, 5	3, 2	9, 5	---	1, 4	0, 015	0, 015	0, 07	0, 07	62
MarM002	Unbest. Restanteil	9	10	4, 7	1, 7	1	---	---	12, 5	---	---	---	---	---	---	57
MarM002	Unbest. Restanteil	9	10	5	2	1	---	---	12, 5	---	1, 8	0, 06	0, 02	0, 14	0, 14	58
MarM246	Unbest. Restanteil	9	10	5, 5	1, 5	---	2, 5	1, 5	10	---	---	0, 06	0, 015	0, 15	0, 15	65
CM186	Unbest. Restanteil	---	---	---	---	---	---	---	---	---	---	---	---	---	---	---
IN792	Unbest. Restanteil	12, 4	9	4, 5	4, 5	---	1, 8	3, 9	3, 9	---	1	0, 02	0, 015	0, 08	0, 08	45
IN738	Unbest. Restanteil	16	8, 5	3, 4	3, 4	0, 9	1, 75	1, 75	2, 6	---	0, 1	0, 01	0, 11	0, 11	0, 11	37

Tabelle 5

Chemische Zusammensetzung von Bonding-Folien (Gewicht-%)

Folientyp	Ni	Cr	Co	W	Ta	Mo	Fe	Hf	Al	Ti	B	C	Si
Ni-Flex 110 (1,3% Bor)	Unbest. Rest-anteil	10,0	5,0	4,0	4,0	---	---	---	2,0	---	1,3	---	---
Ni-Flex 110 (1,7% Bor)	Unbest. Rest-anteil	10,0	5,0	4,0	4,0	---	---	---	2,0	---	1,7	---	---
Ni-Flex 110 (2,5% Bor)	Unbest. Rest-anteil	10,0	5,0	4,0	4,0	---	---	---	2,0	---	2,5	---	---
Ni-Flex 115 (3,0% Bor)	Unbest. Rest-anteil	9,0	8,0	4,0	4,0	---	---	1,0	2,0	---	3,0	---	---
Ni-Flex 120 (1,7% Bor)	Unbest. Rest-anteil	10,0	5,0	5,0	3,0	---	---	---	---	1,0	1,5	---	---
Ni-Flex 120 (1,9% Bor)	Unbest. Rest-anteil	10,0	5,0	5,0	3,0	---	---	---	---	1,0	1,7	---	---
Ni-Flex 121 (2,4% Bor)	Unbest. Rest-anteil	10,0	10,0	5,0	---	---	---	---	---	---	2,4	---	---
Ni-Flex 121 (3,0% Bor)	Unbest. Rest-anteil	10,0	10,0	5,0	---	---	---	---	---	---	3,0	---	---
MBF20/20A	Unbest. Rest-anteil	7,0	---	---	---	---	3,0	---	---	---	3,2	0,06	4,5
MBF80/80A	Unbest. Rest-anteil	15,2	---	---	---	---	---	---	---	4,0	0,06	---	---

**[0053]** Als Beispiel für das Bonden einer monokristallinen Legierung auf eine polykristalline Legierung kann folgender Fall dienen: Die monokristalline Legierung CMSX-4 kann wie oben beschrieben auf die polykristalline Legierung CM247 gebondet werden. Der dabei zur Anwendung kommende Bonding-Prozess sieht wie folgt aus: mechanisch auf eine Fertigbearbeitungsgüte von 0,05 µm polierte Oberfläche; Folie des Typs Ni-Flex 110; 1,3% Bor; Bonding-Temperatur 1.232 °C; Bonding-Zeit 4 Stunden.

**[0054]** Während oben zur Verdeutlichung besondere Ausführungsbeispiele der vorliegenden Erfindung beschrieben wurden, werden Fachleute auf diesem technischen Gebiet erkennen, dass zahlreiche Varianten der Einzelheiten dieser Erfindung realisierbar sind, ohne dass dadurch von der Erfindung, wie sie in den beigefügten Patentansprüchen definiert wird, abgewichen wird.

### Patentansprüche

1. Verfahren zur Herstellung einer Turbinenkomponente, das Folgendes beinhaltet:  
Bereitstellung eines Superlegierungssubstrats (12), das eine Mehrzahl von Vorsprüngen (16) auf einer seiner Oberflächen beinhaltet;  
Aufbringen einer Feinschale (14) auf mindestens einen Anteil des Substrats; gekennzeichnet durch

das Bonden der Feinschale auf die Vorsprünge des Substrats durch TLP-Bonding (Transient Liquid Phase Bonding).

2. Verfahren nach Anspruch 1, bei dem die Vorsprünge ca. 0,25 bis 6,25 mm aus der Oberfläche des Superlegierungssubstrats herausragen.

3. Verfahren nach Anspruch 1, bei dem die Vorsprünge ca. 0,5 bis 1,25 mm aus der Oberfläche des Superlegierungssubstrats herausragen.

4. Verfahren nach Anspruch 1, bei dem die Vorsprünge als integrale Bestandteile des Superlegierungssubstrats ausgebildet sind.

5. Verfahren nach Anspruch 4, bei dem die Vorsprünge als Bestandteile des Superlegierungssubstrats gegossen sind.

6. Verfahren nach Anspruch 4, bei dem die Vorsprünge mittels spanabhebender Bearbeitung aus dem Superlegierungssubstrat herausgearbeitet sind.

7. Verfahren nach Anspruch 1, bei dem die Vorsprünge im Wesentlichen zylinderförmige Stifte beinhaltet.

8. Verfahren nach Anspruch 1, bei dem das Superlegierungssubstrat eine Superlegierung auf Nickelbasis beinhaltet.

9. Verfahren nach Anspruch 1, bei dem das Superlegierungssubstrat eine monokristalline Superlegierung auf Nickelbasis beinhaltet.

10. Verfahren nach Anspruch 9, bei dem die monokristalline Superlegierung auf Nickelbasis ca. 6,6 Gewicht-% Cr, ca. 9,6 Gewicht-% Co, ca. 5,5 Gewicht-% Al, ca. 1 Gewicht-% Ti, ca. 0,6 Gewicht-% Mo, ca. 6,5 Gewicht-% Ta, ca. 6,4 Gewicht-% W, ca. 3 Gewicht-% Re, ca. 0,9 Gewicht-% Hf und für den unbestimmten Restanteil Ni beinhaltet.

11. Verfahren nach Anspruch 1, bei dem die Feinschale eine Dicke von ca. 0,13 bis 2,5 mm hat.

12. Verfahren nach Anspruch 1, bei dem die Feinschale eine Dicke von ca. 0,25 bis 1,25 mm hat.

13. Verfahren nach Anspruch 1, bei dem die Feinschale eine monokristalline Superlegierung auf Nickelbasis beinhaltet.

14. Verfahren nach Anspruch 1, bei dem die Feinschale eine polykristalline Superlegierung auf Nickelbasis beinhaltet.

15. Verfahren nach Anspruch 1, bei dem die Feinschale eine gerichtet erstarrte bzw. gerichtet rekristallisierte Superlegierung auf Nickel- oder Eisenbasis beinhaltet.

16. Verfahren nach Anspruch 1, bei dem die Feinschale eine  $\text{NiCrAl}_y$ - oder  $\text{CoNiCrAl}_y$ -Legierung beinhaltet.

17. Verfahren nach Anspruch 1, bei dem das Superlegierungssubstrat den Holm eines Turbinenschaukel-Flügelprofils beinhaltet.

18. Turbinenkomponente, die Folgendes beinhaltet:  
ein Superlegierungssubstrat (12);  
eine Feinschale (14) die auf das Superlegierungssubstrat gebondet ist; und  
mindestens einen Kühlkanal, der zwischen dem Superlegierungssubstrat und der Feinschale angeordnet ist, dadurch gekennzeichnet, dass die Feinschale auf das Substrat durch TLP-Bonding gebondet ist.

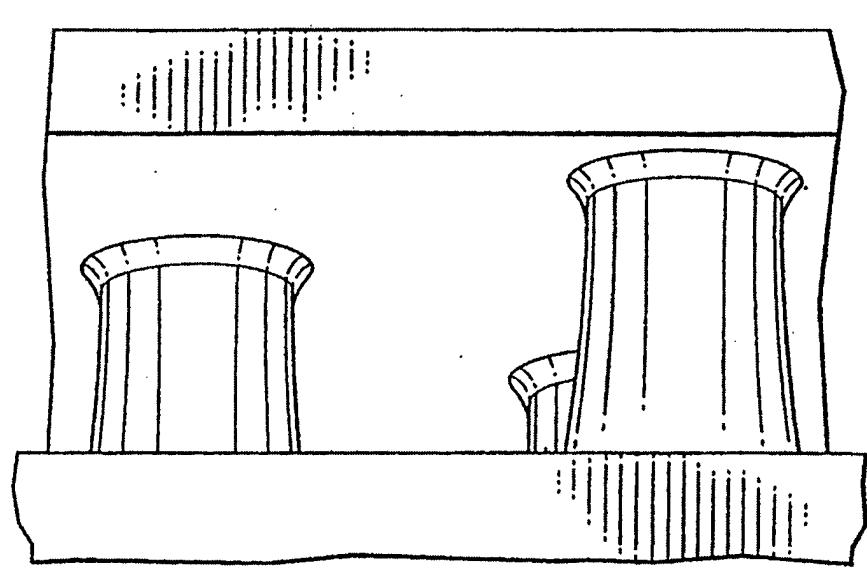
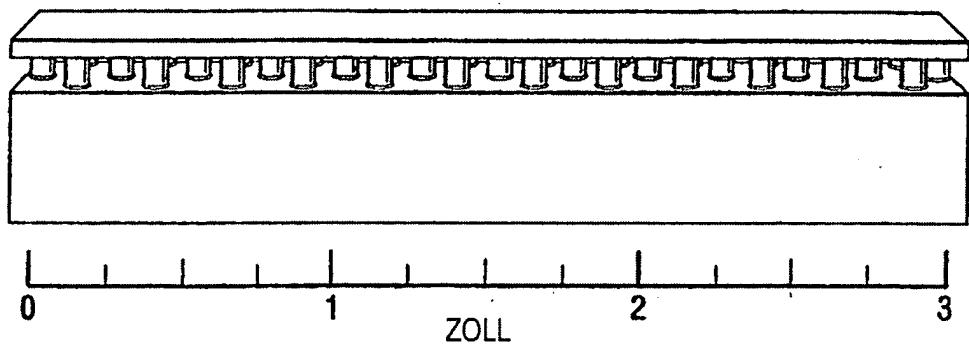
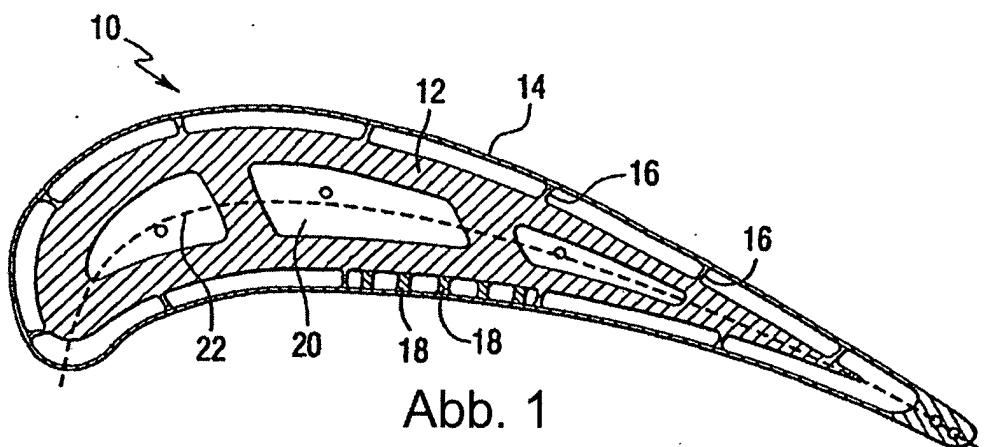
19. Turbinenkomponente nach Anspruch 18, bei der das Superlegierungssubstrat eine Mehrzahl von Vorsprüngen auf einer seiner Oberflächen beinhaltet und bei der die Feinschale auf die Vorsprünge des Superlegierungssubstrats gebondet ist.

20. Turbinenkomponente nach Anspruch 19, bei der die Vorsprünge um ca. 0,25 bis 6,25 mm auf der Ober-

fläche des Superlegierungssubstrats herausragen.

21. Turbinenkomponente nach Anspruch 19, bei der die Vorsprünge um ca. 0,5 bis 1,25 mm aus der Oberfläche des Superlegierungssubstrats herausragen.
22. Turbinenkomponente nach Anspruch 19, bei der die Vorsprünge als integrale Bestandteile des Superlegierungssubstrats ausgebildet sind.
23. Turbinenkomponente nach Anspruch 22, bei der die Vorsprünge als Bestandteile des Superlegierungssubstrats gegossen sind.
24. Turbinenkomponente nach Anspruch 22, bei der die Vorsprünge durch spanabhebende Bearbeitung aus dem Superlegierungssubstrat herausgearbeitet sind.
25. Turbinenkomponente nach Anspruch 19, bei der die Vorsprünge im Wesentlichen zylinderförmige Stifte beinhaltet.
26. Turbinenkomponente nach Anspruch 18, bei der das Substrat eine Superlegierung auf Nickelbasis beinhaltet.
27. Turbinenkomponente nach Anspruch 18, bei der das Substrat eine monokristalline Superlegierung auf Nickelbasis beinhaltet.
28. Turbinenkomponente nach Anspruch 27, bei der eine monokristalline Superlegierung auf Nickelbasis ca. 6,6 Gewicht-% Cr, ca. 9,6 Gewicht-% Co, ca. 5,5 Gewicht-% Al, ca. 1 Gewicht-% Ti, ca. 0,6 Gewicht-% Mo, ca. 6,5 Gewicht-% Ta, ca. 6,4 Gewicht-% W, ca. 3 Gewicht-% Re, ca. 0,9 Gewicht-% Hf und für den unbestimmten Restanteil Ni beinhaltet.
29. Turbinenkomponente nach Anspruch 18, bei der die Feinschale eine Dicke von ca. 0,13 bis 2,5 mm hat.
30. Turbinenkomponente nach Anspruch 18, bei der die Feinschale eine Dicke von ca. 0,25 bis 1,25 mm hat.
31. Turbinenkomponente nach Anspruch 18, bei der die Feinschale eine monokristalline Superlegierung auf Nickelbasis beinhaltet.
32. Turbinenkomponente nach Anspruch 18, bei der die Feinschale eine polykristalline Superlegierung auf Nickelbasis beinhaltet.
33. Turbinenkomponente nach Anspruch 18, bei der die Feinschale eine gerichtet erstarre bzw. gerichtet rekristallisierte Superlegierung auf Nickel- oder Eisenbasis beinhaltet.
34. Turbinenkomponente nach Anspruch 18, bei dem die Feinschale eine  $\text{NiCrAl}_\gamma$ - oder  $\text{CoNiCrAl}_\gamma$ -Legierung beinhaltet.
35. Turbinenkomponente nach Anspruch 18, bei der der mindestens eine Kühlkanal eine Dicke von ca. 0,25 bis 6,25 mm hat.
36. Turbinenkomponente nach Anspruch 19, bei der der mindestens eine Kühlkanal eine Dicke von ca. 0,5 bis 1,25 mm hat.
37. Turbinenkomponente nach Anspruch 19, bei der das Superlegierungssubstrat einen Turbinenschaukel-Flügelprofilholm beinhaltet.

Es folgen 2 Blatt Zeichnungen



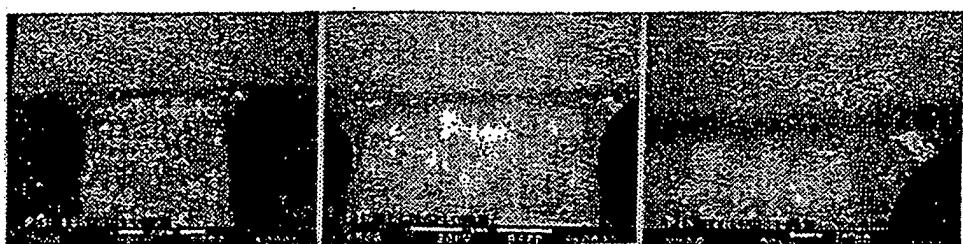


Abb. 4

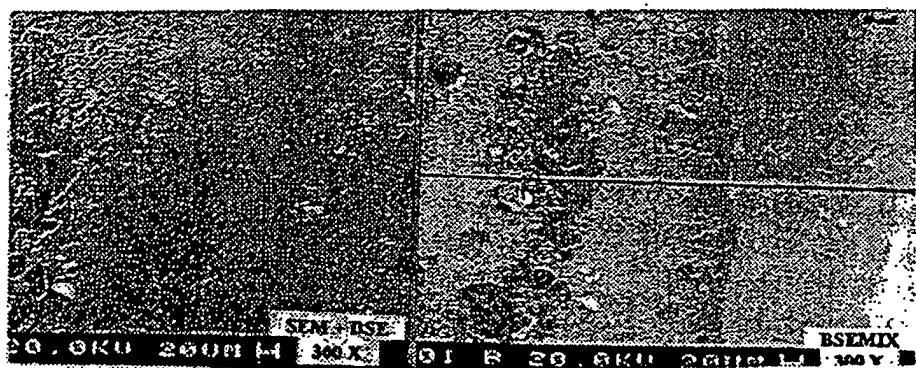


Abb. 5