



(19)
Bundesrepublik Deutschland
Deutsches Patent- und Markenamt

(10) DE 698 28 440 T2 2006.01.12

(12)

Übersetzung der europäischen Patentschrift

(97) EP 1 042 103 B1

(21) Deutsches Aktenzeichen: 698 28 440.2

(86) PCT-Aktenzeichen: PCT/US98/22766

(96) Europäisches Aktenzeichen: 98 963 750.9

(87) PCT-Veröffentlichungs-Nr.: WO 99/021681

(86) PCT-Anmeldetag: 27.10.1998

(87) Veröffentlichungstag

der PCT-Anmeldung: 06.05.1999

(97) Erstveröffentlichung durch das EPA: 11.10.2000

(97) Veröffentlichungstag

der Patenterteilung beim EPA: 29.12.2004

(47) Veröffentlichungstag im Patentblatt: 12.01.2006

(51) Int Cl.⁸: B23P 15/04 (2006.01)

C22F 1/10 (2006.01)

F01D 5/12 (2006.01)

(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:

Barz, P., Dipl.-Chem. Dr.rer.nat., Pat.-Anw., 80803
München

(54) Bezeichnung: VERFAHREN ZUR VERBINDUNG VON GEGOSSENEN SUPERLEGIERUNGEN

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 das Verbinden von gegossenen Superlegierungen und insbesondere auf ein Verfahren zum Verbinden von Komponenten aus gegossenen Superlegierungen für Turbinen und dergleichen.

STAND DER TECHNIK

[0002] Dem Stand der Technik entsprechende Lauf- und Leitschaufeln, die in modernen, hocheffizienten Gasturbinenmaschinen für die Stromerzeugung Anwendung finden, stützen sich auf hochwertige Materialien wie etwa monokristalline Legierungen und Präzisionssteuerung der Innen- und Außenabmessungen des Bauteils. Auf Grund der großen Abmessungen dieser Bauteile wird auf verschiedenen Wegen eine kosteneffiziente Fertigung 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 vorgefertigt werden. Die erste und zweite Reihe der Laufschaufeln und Leitschaufeln einer Turbine beinhalten komplexe Innen- und Außengeometrien und sollten aus fehlerfreien Materialien vorgefertigt werden. Obwohl Komponenten mit derartigen Eigenschaften für Flugzeugturbinen entwickelt wurden, bilden die größeren Abmessungen von Komponenten in Turbinen, die zur Stromerzeugung eingesetzt werden, eine erhebliche Herausforderung. Bisher erwies es sich bei Gussversuchen als unmöglich, fehlerfreie große Komponenten in signifikanten Stückzahlen herzustellen.

[0004] Ein alternativer Fertigungsansatz würde darin bestehen, im Wesentlichen fehlerfreie kleinere Unterkomponenten zu gießen und diese anschließend unter Einsatz eines hochwertigen Bonding-Prozesses zusammenzufügen. Derzeit ist jedoch die erforderliche Verbindungstechnik für fortschrittliche monokristalline Legierungen wie CMSX-4, die für den Einsatz in Turbinen der ATS-Klasse bestimmt sind, nicht verfügbar. EP 0503696 offenbart ein Verfahren, das mit der Vorkennzeichnungsklausel der Patentansprüche übereinstimmt.

ZUSAMMENFASENDE BESCHREIBUNG DER ERFINDUNG

[0005] Die vorliegende Erfindung stellt ein Verfahren bereit, das mit der Kennzeichnungsklausel der Nebenansprüche übereinstimmt. In Übereinstimmung mit einem Ausführungsbeispiel der vorliegenden Erfindung verwendet das Verfahren zum Verbinden monokristalliner Superlegierungen auf Nickelbasis eine Bonding-Folie, die in ihrer Zusammensetzung dem Basismaterial gleicht, jedoch ein zusätzliches Schmelzpunkt-Senkungsmittel enthält, z.B. ca. 1 bis ca. 3 Gewichtsprozent Bor, um den Schmelzpunkt der Folie zu senken. Die Zusammensetzung der Hauptelemente der Bonding-Folie kommt der des Basismaterials nahe, um eine annähernd gleichförmige chemische Verteilung quer zum Fügebereich nach dem Erstarren zu erzielen. Der Bonding-Prozess erfolgt isothermisch bei einer Temperatur, die über dem Schmelzpunkt der Folie liegt, jedoch unter dem Makroschmelzpunkt der Legierung, z.B. um 37° bis 66° C (100°–155°F) darunter. Der thermische Bonding-Zyklus reicht aus, um eine Feststoffdiffusion auszulösen, um das Bor aus der verbundenen Grenzfläche zu verdrängen, so dass der örtliche Schmelzpunkt steigt, um das Material für eine konventionelle Wärmebehandlung des Monokristalls geeignet zu machen. Das Verfahren kann verwendet werden, um monokristalline Legierungen wie CMSX-4 und dergleichen zu verbinden.

[0006] Die Vorbereitung der Teile für das Zusammenfügen großer Bauteile wie etwa Laufschaufeln landgestützter Gasturbinen erfordert eine sehr gute Abgleichung bzw. Fügung der Fügefächern, die im Toleranzbereich von 0,025 mm (0,001 Zoll) zwischen den beiden Flächen liegt. Diese Präzision kann bei Bauteilen nach dem Gießen durch belastungssarmes Schleifen/spanabhebendes Bearbeiten der Flächen oder durch zusätzliche Funkenerosionsbearbeitung der Passsteile erzielt werden. Diese Bearbeitungsverfahren ergeben Oberflächenprofile, die im Toleranzbereich von 0,025 mm (0,001 Zoll) liegen. Das Verfahren ergibt zudem Flächen, die so wenig verformt sind, dass sie nicht anfällig für Rekristallisierung während der anschließenden Bonding- und Wärmebehandlungszyklen sind, einschließlich Hochtemperatur-Lösungsglühen von SC-Legierungen, z.B. Hochtemperatur-Lösungsglühen von CMSX-4 bei 1.320° C (2.408°F).

[0007] Monokristalline Superlegierungen auf Nickelbasis können durch Fügen mit transienter Flüssigphase (TLP-Bonding) mit polykristallinen Superlegierungen verbunden werden. Die chemische Zusammensetzung des Fügemediums, d.h. entweder Bonding-Paste oder -Folie, und der Wärmebehandlungszyklus, der erforder-

lich ist, um die Teile miteinander zu verbinden, lassen sich so steuern, dass das gefügte Material eine kontinuierliche Abstufung der chemischen Struktur und des Mikrogefüges aufweist und die in der Fügezone erzeugten Eigenschaften in der Regel innerhalb der Eigenschaften des monokristallinen Basismaterials bzw. des polykristallinen Materials liegen, z.B. also mindestens ca. 80% der Eigenschaften der schwächeren Basismaterialkomponente entsprechen.

[0008] Durch Reduzieren der Querschnittsfläche der Gussstücke kann im Fertigteil eine höhere Qualität erreicht werden, d.h., die Produktion von Korngrenzen, Splittern und Seigerungen kann reduziert werden, wenn die Querschnittsfläche des Gussstücks verringert wird. Da der Gusstückquerschnitt zudem als Vollprofil gewählt werden kann, können Gussprobleme vermieden werden, die mit dem Gießen um relativ scharfe Kernmerkmale herum zusammenhängen. Indem diese Ansätze zur Minderung der Tendenz zur Produktion fehlerhafter Gussstücke gewählt werden, ist eine Gussausbeute in der Größenordnung von 80 bis 90 Prozent möglich.

[0009] Das vorliegende Fertigungsverfahren basiert auf der Montage segmentierter Profile wie z.B. Turbinenschaufel-Unterkomponenten. Die segmentierten Profile werden speziell als durch wenig anfällige Flächen gebunden definiert, die als Fügeflächen verwendet werden können. Diese Segmentierung trennt die Komponente in kleinere Segmente, die leicht gießbar sind, die sich für problemloses Montieren eignen und die die Fügeebene(n) an gering belastete Stellen verlegen. Konkret versucht der Segmentierprozess in der Entwurfsphase, durchgehende, vorsichtig gekrümmte Flächen zu ermitteln, die keinen erheblichen Lasten quer zur Fügefläche ausgesetzt sind. Die Eliminierung scharfer Krümmungen und Unterkomponenten mit Oberflächen ohne hinein- oder herausragende Merkmale verbessert nicht nur die Gussausbeute, sondern erleichtern auch die Anwendung des Fügemediums und das Einspannen der Komponenten während des Verbindens.

[0010] Der Bonding-Prozess mit transienter Flüssigphase (TLP-Bonding) bietet eine Möglichkeit, große aus fortschrittlichen Monokristallen bestehend Schaufeln zusammenzufügen. Die chemische Zusammensetzung der Fügefolie kann so maßgeschneidert werden, dass selbst bei Monokristallen ein einheitliches Gefüge über den gesamten Fügebereich maßgeschneidert gewonnen werden können; dies gilt mit der Maßgabe, dass die Wärmebehandlung nach dem Fügen so angepasst werden kann, dass eine optimale γ/γ' -Struktur im Fügebereich sowie im Basismaterial erzielt wird.

[0011] Computer Aided Design (CAD) in Kombination mit einer dem Stand der Technik entsprechenden Finite-Elemente-Modellierung (FEM) erleichtert erheblich die Entwicklung und mechanische Analyse segmentierter Unterkomponenten. Diese Techniken erlauben die Definition der Schaufelgeometrie mit Segmentierungsflächen, die das Volumenmodell in unterschiedliche Bereiche unterteilen. Beginnend mit der Originalschaufel fährt der Segmentierungsprozess fort mit der Auswahl potenzieller Segmentierungsflächen und ihrer quantitativen Beurteilung vom Standpunkt der voraussichtlich auf die Flächen wirkenden Lasten. Die Flächen werden dann qualitativ vom Standpunkt der Bereitstellung glatter durchgehender Flächen aus betrachtet, um das Gießen und Fügen zu erleichtern. Die ausgewählte(n) Fläche(n) kann bzw. können dann so modifiziert werden, dass Merkmale wie etwa scharfe Ecken eliminiert werden, die die Gussqualität beeinträchtigen und hinderlich für das Fügen sind. Die modifizierte Fläche kann dann erneut mit Hilfe des FEM-Verfahrens analysiert werden, um die quer zur Fügelinie wirkenden potenziellen Lasten zu bewerten.

[0012] Zu den heutigen Schaufelkonstruktionsanforderungen zählen Ermüdungsfestigkeit bei Schnell- und Langsamzyklus (HCF und LCF), Kriechfestigkeit, Plastizität und thermomechanische Ermüdungsfestigkeit (TMF). Die FEM-Analyse potenzieller Fügeflächen zeigt, ob die mechanischen Eigenschaften des gefügten Metalls diese Anforderungen erfüllen können. Konkret müssen die Fügezoneneigenschaften die durch die Anforderungen definierten Eigenschaften übertreffen. Obwohl der vorliegende Bonding-Prozess vorzugsweise einen Sollwert von 80 bis 90 Prozent der Basismetallleistung erreicht, da die resultierenden Materialeigenschaften an der Fügung reduziert werden, muss die Fügefläche an einer Stelle positioniert werden, an der die Betriebsbelastungen minimiert sind.

[0013] Während die Gussqualitätsanforderungen nach Gussstücken mit geringerem Querschnitt und mehr Fügungen verlangen, steigt die Fügequalität bei weniger Fügungen und Gussstücken mit größerem Querschnitt. Der steuernde Querschnitt einer Schaufel aus monokristallinem Material kann z.B. 102 mm (4 Zoll) betragen. Indem die Schaufel in mindestens zwei Teilen konstruiert wird, kann dieser Querschnitt auf bis zu ca. 25 mm (1 Zoll) an der breitesten Stelle reduziert werden. Über den Großteil der Schaufelhöhe beträgt die Gussstückdicke effektiv weniger als ca. 13 mm (0,5 Zoll). Eine weitere Reduzierung der Querschnittdicke von beispielsweise ca. 13 mm (0,5 Zoll) auf 6 mm (0,25 Zoll) würde die Gussqualität und die Gussausbeute erheblich steigern.

[0014] Der Schnitt der Hauptfügeebene bei einer Schaufel mit Standardkern wird in Relation zur ursprünglichen Kernposition gewählt. Das bevorzugte Verfahren positioniert den Kern gewöhnlich längs der Mittellinie des Flügelprofils. Die Schaufelmittellinie wird gewählt, da dies in der Regel eine Ebene mit geringem Wärme- fluss und geringer mechanischer Belastung ist. Bei gekühlten Schaufeln ist zudem die Innentemperatur relativ gering. Auch wenn hohe radiale Belastungen auf dieser Ebene auftreten können, sind die Belastungen quer zur Fügefäche gering. Wenn die traditionelle Kerntrennlinie durch das Flügelprofil gewählt worden ist, wird die Trennung durch den Schaufelblock und die Schaufelfußmitte fortgesetzt. Die Belastungen und Temperaturen werden unterhalb der Oberseite des Schaufelblocks weniger relevant.

[0015] Die Mittellinienposition definiert die anfängliche Hauptberührungsfläche für die Schaufelsegmente. Der Durchbruch zu den Außenwandflächen der Vorderkante und der Hinterkante des Flügelprofils wird dann auf der Basis geometrischer Überlegungen modifiziert. Der Vorderkanten-Wanddurchbruch befindet sich neben dem Scheitelpunkt des Vorderkantenradius, wobei es sich typischerweise um die Gesenkteillinie des ungeteilten Wachsmodekkerns für den Guss handelt. An der Hinterkante wird der gleiche Ansatz verfolgt, wobei der Scheitelpunkt des Hinterkantenradius die Position der Berührungsfläche definiert. Nach dieser Modifizierung der geplanten Segmentierung werden die erwarteten zulässigen Belastungen quer zur neuen Fügeebene mit Hilfe des Finite-Elemente-Modells (FEM) erneut analysiert und mit den erwarteten Eigenschaften des gefügten Metalls verglichen.

[0016] In Übereinstimmung mit einem weiteren Ausführungsbeispiel der vorliegenden Erfindung erlaubt die Trennung des Flügelprofils vom Schaufelblock- und Schaufelfußanteil das Gießen des Flügelprofils als Ultra- hochpräzisionsstruktur unter sehr strengen Bedingungen, während der Schaufelblock und der Schaufelfuß unter anderen Bedingungen gegossen werden könnten. Durch Reduzieren der Länge und Dicke der einzelnen Gussstücke kann die Gussausbeute ebenfalls verbessert werden. In dieser Konfiguration folgt die Fortsetzung des Flügelprofils in den Schaufelblock hinein dem Muster des Bodens des Flügelprofil/Schaufelblock-Übergangsradius und erstreckt sich zumindest so tief in den Schaufelblock hinein, dass die örtlichen Belastungen unter die Sollwerte der Eigenschaften des gefügten Materials fallen. Dies geschieht in einer Tiefe, die der Flügelprofil-Wanddicke entspricht, wo die Belastungen recht niedrig und gleichmäßig über den Querschnitt verteilt sind. An dieser Stelle fällt auch die Betriebstemperatur um mehrere 100 Grad unter die Flügelprofiltemperaturen.

[0017] Die restliche Segmentierung der Schaufelteile besteht im paarweisen Trennen der Geometrie des Schaufelblock- und Schaufelfußschaftbereichs. Diese Segmentierung reduziert vor allem die Querschnittsfläche der Gussstücke, um die Gussausbeute weiter zu erhöhen. Die restlichen Schaufelfußabschnitte können in etwa gleich dicke Anteile segmentiert werden. Diese Trennung kann eine kontinuierlich gekrümmte Fläche ergeben, die im Wesentlichen in eine Richtung gekrümmmt ist. Belastungen quer zu dieser Ebene sowie Temperaturen sind relativ niedrig.

[0018] Durch Auswahl der Fügefächern an Stellen, an denen die erforderliche Festigkeit weniger als 80 Prozent der Festigkeit des Grundmetalls beträgt, werden alle Konstruktionskriterien erfüllt. Da der Bonding-Prozess den Modul nicht ändert und die endgültige Schaufelgeometrie bei gefügten wie bei ungeteilten Gussstücken gleich ist, ist keine Frequenzänderung zu erwarten. Die Fügefächern werden insbesondere entfernt von denjenigen Stellen gewählt, an denen die TMF und die LCF den Grenzwerten nahe kommen. Insbesondere in den Fügebereichen wird die TMF- und die LCF-Lebensdauer selbst bei stärkerer Reduzierung der Eigenschaften noch übertroffen. Die Mittelspannungs- und die Schwingungsbeanspruchungskomponente in den verschiedenen Betriebsmodi sind eher parallel als quer zu den Fügefächern angeordnet oder zumindest sehr geringfügig.

[0019] Ein Aspekt der vorliegenden Erfindung ist die Bereitstellung eines Verfahrens zum Verbinden gegossener Superlegierungen. Das Verfahren beinhaltet folgende Schritte: Gießen der Superlegierungssegmente, Vorbereitung der Fügefächern benachbarter Segmente innerhalb einer bestimmten Toleranz, Verbinden der Segmente mit einem Fügemedium und Ausscheidungswärmebehandlung der Segmente.

[0020] Dieser und andere Aspekte der vorliegenden Erfindung lassen sich anhand der nachstehenden Beschreibung besser erkennen.

KURZE BESCHREIBUNG DER ZEICHNUNGEN

[0021] [Abb. 1](#) ist eine Mikrogefügeaufnahme, die ein bevorzugtes Mikrogefüge für eine monokristalline Superlegierung auf Nickelbasis zeigt.

[0022] [Abb. 2](#) ist eine Mikrogefügeaufnahme, die das Mikrogefüge einer monokristallinen Superlegierung auf Nickelbasis zeigt, die in Übereinstimmung mit einem Ausführungsbeispiel der vorliegenden Erfindung verbunden werden kann.

[0023] [Abb. 3](#) ist eine Mikrogefügeaufnahme, die das Mikrogefüge einer Fügeregion mit transizenter Flüssigphase (TLP) der Superlegierung aus [Abb. 2](#) zeigt.

[0024] [Abb. 4](#) ist eine Mikrogefügeaufnahme, die das Gefüge einer monokristallinen Superlegierung auf Nickelbasis im Gusszustand zeigt, die mit einer borhaltigen Folie gefügt wurde.

[0025] [Abb. 5](#) ist eine Mikrogefügeaufnahme, die das Mikrogefüge der Superlegierung aus [Abb. 4](#) nach der Wärmebehandlung zeigt.

[0026] [Abb. 6](#) ist ein Diagramm, das die Konzentration mehrerer Elemente quer zu einer TLP-Fügezone einer monokristallinen Superlegierung auf Nickelbasis zeigt, die mit einer borhaltigen Folie gefügt wurde.

[0027] [Abb. 7](#) ist eine Mikrogefügeaufnahme, die das Mikrogefüge einer monokristallinen Superlegierung auf Nickelbasis zeigt, die TLP-Bonding mit Wärmebehandlung in Übereinstimmung mit einem Ausführungsbeispiel der vorliegenden Erfindung unterzogen wurde.

[0028] [Abb. 8](#) ist eine Mikrogefügeaufnahme, die ein bevorzugtes Mikrogefüge einer monokristallinen Superlegierung auf Nickelbasis zeigt, die einem Bonding-Prozess mit Wärmebehandlung in Übereinstimmung mit einem Ausführungsbeispiel der vorliegenden Erfindung unterzogen wurde.

[0029] [Abb. 9](#) ist eine Mikrogefügeaufnahme, die schädliche Borpartikel zeigt, die an der Fügelinie einer monokristallinen Superlegierung auf Nickelbasis auftreten, die mit einer stark borhaltigen Folie gefügt wurde.

[0030] [Abb. 10](#) ist eine Mikrogefügeaufnahme, die die Fügelinie aus [Abb. 9](#) stärker vergrößert zeigt.

[0031] [Abb. 11](#) ist eine Mikrogefügeaufnahme, die eine lösungsgeglühte Fügezone in einer monokristallinen Superlegierung auf Nickelbasis zeigt, die mit einer stark borhaltigen Folie gefügt wurde.

[0032] [Abb. 12](#) ist eine Mikrogefügeaufnahme, die ein verbessertes Mikrogefüge in der Fügezone einer monokristallinen Superlegierung auf Nickelbasis zeigt, die in Übereinstimmung mit einem Ausführungsbeispiel der vorliegenden Erfindung einer Lösungsglüh- und Ausscheidungswärmebehandlung unterzogen wurde.

[0033] [Abb. 13](#) ist eine Mikrogefügeaufnahme, die eine Fügelinie zwischen gegenüberliegenden Flächen einer monokristallinen Superlegierung auf Nickelbasis zeigt.

[0034] [Abb. 14](#) ist eine Mikrogefügeaufnahme, die den geringen Abstand zwischen gegenüberliegenden Flächen von Segmenten aus einer monokristallinen Superlegierung auf Nickelbasis vor dem TLP-Bonding dieser Flächen in Übereinstimmung mit einem Ausführungsbeispiel der vorliegenden Erfindung zeigt.

[0035] [Abb. 15](#) ist eine Mikrogefügeaufnahme, die eine Fügelinie zwischen Segmenten aus einer monokristallinen Superlegierung auf Nickelbasis zeigt.

[0036] [Abb. 16](#) ist die Querschnittsansicht von Turbinenflügelprofil-Segmenten, die in Übereinstimmung mit einem Ausführungsbeispiel der vorliegenden Erfindung spanabhebend bearbeitet werden können.

[0037] [Abb. 17](#) ist eine isometrische Ansicht getrennter Turbinenschaufelhälften und der Zurichtung dieser Hälften in Übereinstimmung mit einem Ausführungsbeispiel der vorliegenden Erfindung.

[0038] [Abb. 18](#) ist eine isometrische Ansicht, die die Zurichtung der Turbinenschaufelsegmente in Übereinstimmung mit einem Ausführungsbeispiel der vorliegenden Erfindung zeigt.

[0039] [Abb. 19](#) ist eine Mikrogefügeaufnahme, die das Mikrogefüge der Verbindung zwischen einer monokristallinen Superlegierung und einer polykristallinen Superlegierung in Übereinstimmung mit einem Ausführungsbeispiel der vorliegenden Erfindung zeigt.

[0040] [Abb. 20](#) ist ein Diagramm, das die Konzentration verschiedener Elemente quer zum Fügebereich der

Fügenart zwischen einer monokristallinen Superlegierung und einer polykristallinen Superlegierung zeigt.

AUSFÜHRLICHE BESCHREIBUNG

[0041] Die Fähigkeit monokristalline Anteile von Superlegierungskomponenten, z.B. Gasturbinenkomponenten, miteinander zu verbinden, eröffnet nicht nur Potenziale für die kostengünstige Fertigung von im Wesentlichen fehlerfreien monokristallinen Laufschaufeln und Leitschaufeln, sondern bahnt auch den Weg für die Entwicklung fortschrittlicher Komponenten, die fortschrittliche geometrische Merkmale aufweisen, beispielsweise präzise profilierte Kühlkanäle, die nicht aus herkömmlichen ungeteilten Gussstücken hergestellt werden können. Das vorliegende Verfahren ermöglicht die hochproduktive Fertigung komplexer, fehlerfreier monokristalliner Bauteile für Gasturbinen und dergleichen. Das vorliegende Verfahren eröffnet auch die Möglichkeit, diese Komponenten zu überholen und zu reparieren.

[0042] Auf Grund der intensiven Temperatur- und Belastungsbedingungen während des Betriebs, für den monokristalline Gasturbinenkomponenten vorgesehen sind, müssen bei den gefügten Monokristallen die chemische Zusammensetzung, die Kristallografie und das Mikrogefüge quer zur Fügelinie einheitlich und annähernd optimal sein. Unter diesen Bedingungen begrenzen die Eigenschaften der Fügezone die Belastungs- und Temperaturbedingungen, denen das Gefüge ausgesetzt werden kann. Insbesondere bestimmen die hohen Temperaturfestigkeitsanforderungen, dass das γ/γ' -Mikrogefüge in der Fügezone im Wesentlichen gleich dem im Monokristall sein sollte. Bei Superlegierungen der zweiten Generation – wie zum Beispiel der Legierung CMSX-4 – ist dies eine einheitliche Anordnung von ca. 0,5 μm großen γ' -Quadern mit feineren kugelförmigen sekundären und tertiären Verteilungen von γ' in den γ -Kanälen zwischen den Quadern.

[0043] [Abb. 1](#) stellt dieses optimale Gefüge bei der monokristallinen Legierung CMSX-4 dar. Dieses Gefüge wird so optimiert, dass es die besten hochtemperaturzeitabhängigen Eigenschaften, z.B. Kriechwiderstand, ergibt.

[0044] Bei „TLP-Bonding“ (Transient Liquid Phase Bonding) handelt es sich um ein Verbindungsverfahren, das bei Superlegierungen qualitativ hochwertige Fügenähte ergibt. Bei diesem isothermischen Verfahren wird ein dünner Streifen Fügematerial, z.B. eine Folie oder eine Agglomeratpaste, zwischen die beiden Materialanteile gelegt, die verbunden werden sollen. Das Fügematerial ähnelt dem Basismaterial, enthält aber außerdem als weiteren Zusatz ein Schmelzpunkt-Senkungselement, das sich 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 verbundene monokristalline Komponenten erforderlich sind, wird B bevorzugt, da Si Korrosionsprobleme mit sich bringen kann.

[0045] Das vorliegende 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-Herbereich 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 Fügung treffen.

[0046] Durch sorgfältiges Steuern der chemischen Zusammensetzung des Bonding-Mediums und der Prozesstemperatur lässt sich dieses isothermische Verbindungsverfahren so steuern, dass die chemische Zusammensetzung und das Mikrogefüge des Basismaterials innerhalb der Bonding-Zone reproduzierbar werden.

[0047] 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 100° F) des Basismaterials schmilzt. Die Prozesstemperatur sollte ausreichen, um die Bonding-Folie sowie eine vergleichbar dicke Schicht des Basismaterials zum Schmelzen zu bringen, um eine feine, gut durchmischte Fügezone zu erhalten. Die Menge der Bonding-Folie sollte ausreichen, um das Basismaterial zum Schmelzen zu bringen und eine feine, gut gesteuerte Fügenart zu erzielen. Das Schmelzen und erneute Erstarren der Fügezone sollte so gut gesteuert werden, dass es zu keiner schädlichen chemischen und Phasentrennung innerhalb der Fügezone 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 ausrei-

chendem Maße an das zu verbindende Material angepasst sein, dass die chemische Zusammensetzung und das Gefüge der Fügezone effektiv im Basismaterial fortgesetzt werden. 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 geseigert werden, können diese Elemente aus der Bonding-Folie entfernt werden, um die Bildung schädlicher γ' -Eutektika an der Fügemittellinie zu vermeiden. Zudem ist es in einigen Anwendungen 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 isothermische Prozesstemperatur sind alle interagierende Variablen, die die chemische Zusammensetzung und das Gefüge der durch dieses Verfahren produzierten Verbindungen bestimmen. Das Hinzufügen von Bor zu einer Legierung auf Nickelbasis senkt deren Schmelzpunkt um ca. 37° C bis 66° C (100°–150° F) je Gewichtprozent, das hinzugefügt wird. Bei Schmelzpunkten über 1.316° C (2.400° F) und wenn die Anschmelzpunkte der ungefügten Form im Gusszustand etwas niedriger sind, können Bonding-Folien, die ca. 1 bis ca. 3 Gewichtprozent Bor enthalten, den Schmelzpunkt auf einen Bereich von ca. 1.093° C bis 1.260° C (2.000°–2.300° F) 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. Auf Grund 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 Fügezone 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 γ' -Eutektika während der erneuten Erstarrung zu unterbinden, sollte der Gehalt an Titan und Aluminium in der Bonding-Folie reduziert werden.

[0048] Dieser Prozess 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 durchzuführen.

Tabelle 1 Zusammensetzungen von Substratlegierungen und Bonding-Folien (Gewichtprozent)

Legierung	Ni	Cr	Co	Al	Ti	Nb	Mo	Ta	W	Re	Hf	Zr	B
CMSX-4	Unbest. Restan- teil	6,6	9,6	5,5	1,0	---	0,6	6,5	6,4	3	0,9	---	---
W-Folie 1	Unbest. Restan- teil	6,5	9,6	5,5	1,0	---	0,6	6,5	6,4	3	0,9	---	1,5
W-Folie 2	Unbest. Restan- teil	6,5	9,6	2,9	0,5	---	0,6	6,5	6,4	3	0,9	---	1,5
W-Folie 3	Unbest. Restan- teil	6,5	9,6	5,5	---	---	0,6	6,5	6,4	3	0,9	---	1,5
W-Folie 4	Unbest. Restan- teil	6,5	10	2,9	---	---	0,6	6,5	6,4	3	0,9	---	1,5
Ni-Flex- Folie 110 (1,3 B)	Unbest. Restan- teil	10	5,0	2,0	---	---	---	4,0	4,0	---	---	---	1,3
Ni-Flex- Folie 110 (1,7 B)	Unbest. Restan- teil	10	5,0	2,0	---	---	---	4,0	4,0	---	---	---	1,7
Ni-Flex- Folie 110 (2,5 B)	Unbest. Restan- teil	10	5,0	2,0	---	---	---	4,0	4,0	---	---	---	2,5
Ni-Flex- Folie 115 (3,0 B)	Unbest. Restan- teil	9,0	8,0	2,0	---	---	---	4,0	4,0	---	1,0	---	3,0
Ni-Flex- Folie 120 (1,7 B)	Unbest. Restan- teil	10,0	5,0	1,3	1,0	---	---	5,0	3,0	---	---	---	1,5
Ni-Flex- Folie 120 (1,9 B)	Unbest. Restan- teil	10,0	5,0	1,3	1,0	---	---	5,0	3,0	---	---	---	1,7
Ni-Flex- Folie 121 (2,4 B)	Unbest. Restan- teil	10,0	10,0	---	---	---	---	5,0	---	---	---	---	2,4
Ni-Flex- Folie 121 (3,0 B)	Unbest. Restan- teil	10,0	10,0	---	---	---	---	5,0	---	---	---	---	3,0

[0049] Die W-Folien 1 bis 4 sind in ihrer Zusammensetzung von der CMSX-4-Legierung abgeleitet, wobei 1,5 Gewichtprozent Bor als Schmelzpunkt-Senkungsmittel hinzugefügt wurden. Die Al- und Ti-Mengen werden angepasst, um den Effekt der Bildung zusätzlicher γ' -Eutektika auf die chemische Zusammensetzung und das

Gefüge 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 weiter unten beschriebenen Folien ausgezeichnete Verbindungen erzielt. In ähnlicher Weise kann der Einsatz derartiger Bonding-Materialien auch gute Verbindungen bei anderen Superlegierungen auf Nickelbasis ergeben, z.B. Legierungen mit höherem oder niedrigerem Re-Gehalt.

[0050] Die Prozesstemperatur 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. 37° C bis 66° C (100° bis 150° F) je zusätzlichen Gewichtprozent senkt, reduzieren 1 bis 3 Gewichtprozent Bor den Schmelzpunkt monokristalliner Legierungen von mehr als 1.316° C (2.400° F) auf einen Bereich von 1.093° C bis 1.260° C (2.000° bis 2.300° F). Die Steuerung der Prozesstemperatur in Relation zum Borgehalt legt die Breite der Fügezone fest, das elementare Mischen, zu dem es bei der Auflösung kommt, und die Seigerung, zu der es bei erneuter Erstarrung kommt. Verbinden bei höheren Temperaturen ermöglicht schnelles Benetzen der Fügeflächen durch die geschmolzene Folie, gutes Durchmischen des Bonding-Herdes und beschleunigte Feststoffdiffusion des Bors, so dass sich die Geschwindigkeit des Erstarrungsprozesses erhöht. Verbinden bei höheren Temperaturen ermöglicht außerdem den Einsatz von Folien mit geringerem Borgehalt, so dass die Notwendigkeit einer umfangreichen Feststoffdiffusion und die mögliche Bildung von Borpartikeln während des Erstarrungsprozesses umgangen werden.

[0051] Nach ersten Versuchen wurde ein vierstündiger Bonding-Zyklus bei 1232° C (2.250° F) für die Bonding-Folien gewählt, da diese Temperatur gesteuerte Fügebereiche ergab und nicht die Entstehung schädlicher γ'-Eutektika zu bewirken schien. 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 Fügezone sowie auf das Mikrogefüge, das sich innerhalb der Bonding-Zone nach der Wärmebehandlung ergibt.

[0052] Die chemische Entmischung der Elemente innerhalb der Fügezone nach dem Erstarren wird durch die Größe der Fügezone 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 entmischt oder homogenisiert ist. Dieses Problem manifestiert sich im Verbinden des CMSX-4-Gussstückes im Gusszustand mit Folien, die einen hohen Borgehalt aufweisen, wobei es an der Fügelinie zu γ'-Eutektika auf Grund der vorzugsweisen Auflösung der γ'-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 γ'-Eutektika bildenden Elementen angereichert ist. Infolgedessen weist die wieder erstarrte Fügezone keine schädlichen γ'-Eutektika auf.

Tabelle 2

Ansteigender Lösungsglühzyklus 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

[0053] Eine Wärmebehandlung nach dem Verbinden dürfte eine optimale chemische Zusammensetzung und ein optimales Gefüge erzeugen, und zwar nicht nur im Fügebereich, sondern auch in den verbleibenden Anteilen des Basismetalls. Dieser Wärmebehandlungszyklus dürfte die gesiegelten Gefüge homogenisieren, die sich nach dem Gießen und Erstarren ergeben, und auch die Ausscheidung und das Wachstum einer optimalen Form bei den verstärkenden γ' -Ausscheidungspartikel bewirken. Lösungsglüh- und Wärmebehandlungszyklen für CMSX-4 können dies in angemessener Weise bewirken. Lösungsglühen ist vorzugsweise eine Wärmebehandlung mit Temperaturanstieg der in Tab. 2 genannten Art. Durch langsames Erhöhen der Temperatur während dieses Zyklus wird Anschmelzen im Wesentlichen vermieden, indem Feststoff-Interdiffusion zugelassen wird, die den örtlichen Schmelzpunkt erhöht. Dieser Bonding- und Lösungsglühprozess ist effizient im Hinblick auf die Homogenisierung monokristalliner Gefüge im Gusszustand, und er bewirkt auch die Homogenisierung der wieder erstarrten Fügezone. Außerdem ist er effektiv, was die Erhöhung der Dispersion des Bors durch das monokristalline Gefüge betrifft, um ein Schmelzen der mit Bor angereicherten Fügelinie zu verhindern. Diese Behandlung hilft beispielsweise, das potenzielle Problem zu vermeiden, dass die nach 4 Stunden bei 1.232° C (2.250° F) entwickelte Fügezone einen Schmelzpunkt haben kann, der unterhalb der Lösungsglüh-Spitzen temperatur von 1.320° C (2.408° F) für das Basismaterial CMSX-4 liegt. Dieser Zyklus kann potenziell verkürzt werden, da die 4 Stunden bei 1.232° C (2.250° F) bereits geholfen haben, das entmischierte monokristalline Gefüge zu homogenisieren, und die Diffusion des Bors erfolgt schneller als die Diffusion der metallischen Legierungselemente.

[0054] Nach dem Lösungsglühen wird vorzugsweise eine Ausscheidungswärmebehandlungssequenz durchgeführt, um eine optimale Form der verstärkenden γ' -Ausscheidungspartikel zu erzielen. Eine herkömmliche vierstündige Behandlung bei 1.140° C (2.084° F) und eine vierundzwanzigstündige Behandlung bei 899° C

(1.650° F) werden durchgeführt, 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 der monokristallinen Basislegierung entwickelt wurden, werden die Mikrogefüge in den nicht verbundenen Anteilen der gefügten Bauteile zusätzlich zum verbundenen Bereich optimal wärmebehandelt.

[0055] [Abb. 2](#) ist eine Mikrogefügeaufnahme, die das Basismaterial einer monokristallinen Superlegierung auf Nickelbasis darstellt, während [Abb. 3](#) eine Mikrogefügeaufnahme des Fügebereichs dieser Superlegierung zeigt. Diese Abbildungen verdeutlichen, wie ähnlich die Gefüge sind, die im Fügebereich und weg vom Fügebereich in einer Probe entwickelt werden, die unter den Bedingungen der vorliegenden Erfindung gefügt wurde.

[0056] Die bevorzugten Bedingungen für das Verbinden monokristalliner CMSX-4-Gefüge sind: Verwendung von Folie mit 1,3 Gewichtprozent Bor, vierstündiges Fügen bei 1.232° C (2.250° F) gefolgt von Lösungsglühen in Form einer bis 1.320° C (2.408° F) ansteigenden Wärmebehandlung und anschließendes vier- bis sechsstündiges Halten dieser Temperatur, Abkühlen auf Zimmertemperatur und anschließende vierstündige Ausscheidungswärmebehandlung bei 1.140° C (2.084° F) sowie schließlich vierundzwanzigstündige Ausscheidungswärmebehandlung bei 899° C (1.650° F). Dank dieses Prozess ergibt sich das bevorzugte Gefüge. Andere Varianten dieses Prozesses lassen sich ebenfalls anwenden, um akzeptable Mikrogefüge zu erzeugen.

[0057] Tab. 3 zeigt, wie die in Tab. 1 genannten Folien bearbeitet werden können, um gleichförmige Gefüge an der Fügelinie zu erzielen. Diese Tabelle nennt auch einige der wichtigsten Eigenschaften der Mikrogefüge, die während der Verarbeitung erzeugt werden.

[0058] [Abb. 4](#) zeigt den sauberen Fügebereich, der beim Verbinden von CMSX-4 mit einer der Bonding-Folien mit geringem Borgehalt erzeugt werden.

[0059] [Abb. 5](#) zeigt ein entsprechendes Mikrogefüge nach der Lösungsglühbehandlung.

[0060] [Abb. 6](#) präsentiert einige chemische Analysespuren quer zum lösungsgeglühten Bereich.

[0061] [Abb. 7](#) und [Abb. 8](#) stellen das optimale γ'-Gefüge dar, das durch diese Behandlung erzeugt wird.

[0062] Zu Vergleichszwecken stellen die [Abb. 9](#) bis [Abb. 11](#) die Gefüge dar, die beim Bonding mit einer Folie mit hohem Borgehalt erzeugt werden. Zu beachten ist, dass die nach dem Verbinden auftretenden eutektischen Partikel ([Abb. 9](#) und [Abb. 10](#)) durch die anschließende Lösungsglühbehandlung ([Abb. 11](#)) wieder entfernt werden und dass durch eine Ausscheidungswärmebehandlung ein Gefüge erzeugt werden kann, das dem optimalen Gefüge nahe kommt ([Abb. 12](#)).

Tabelle 3

Gefüge von CMSX-4-TLP-Verbindungen während des Bonding-Prozesses und der Wärmebehandlungssequenz

Folie	Gefüge nach dem Verbinden	Gefüge nach dem Lösungsglühen	Gefüge nach der Ausscheidungswärmebehandlung	Bevorzugter Prozesszyklus
W-Folie 1 (1,5% Bor)	sauberer Fügebereich, d.h. keine Partikel	keine großen Partikel; gleichförmige γ' -Partikel	gleichförmige γ' -Partikel; quaderförmig, gut ausgebildet	Fügung im Gusszustand
W-Folie 2 (1,5% Bor)	sauberer Fügebereich, d.h. keine Partikel	keine großen Partikel; gleichförmige vorläufige γ' -Partikel	gleichförmige γ' -Partikel; quaderförmig, gut ausgebildet	Fügung im Gusszustand
W-Folie 3 (1,5% Bor)	sauberer Fügebereich, d.h. keine Partikel	keine großen Partikel; gleichförmige vorläufige γ' -Partikel	gleichförmige γ' -Partikel; quaderförmig, gut ausgebildet	Fügung im Gusszustand
W-Folie 4 (1,5% Bor)	sauberer Fügebereich, d.h. keine Partikel	keine großen Partikel; gleichförmige vorläufige γ' -Partikel	gleichförmige γ' -Partikel; quaderförmig, gut ausgebildet	Fügung im Gusszustand
Ni-Flex 110 (1,3% Bor)	immer sauberer Fügebereich	keine großen Partikel; gleichförmige vorquaderförmige γ' -Partikel	extrem scharfe γ' -Partikel; quaderförmig; identisch mit Basismaterial	Fügung im Gusszustand
Ni-Flex 110 (1,7% Bor)	immer sauberer Fügebereich	keine großen Partikel; gleichförmige vorquaderförmige γ' -Partikel	extrem scharfe γ' -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 γ' -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 γ' -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 γ' -Partikel; gerundete Ecken; größer als beim Basismaterial	Fügung im lösungsgeglühten Zustand
Ni-Flex 115 (1,7% Bor)	immer sauberer Fügebereich	keine großen Partikel; gleichförmige γ' -Partikel	quaderförmige γ' -Partikel; gerundete Ecken	Fügung im Gusszustand

		mige vorquaderförmige γ' -Partikel	cken; größer als beim Basismaterial	
Ni-Flex 120 (1,7% Bor)	immer sauberer Fügebereich	keine großen Partikel; gleichförmige vorquaderförmige γ' -Partikel	sehr scharfe γ' -Partikel; quaderförmig; 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 γ' -Partikel; quaderförmig; dem Basismaterial sehr ähnlich; särfer, wenn noch nicht lösungsgeglühtes Material	Fügung im lösungsgeglühten Zustand

[0063] Gemäß einem Ausführungsbeispiel der vorliegenden Erfindung können vorgefertigte monokristalline Turbinenbauteile durch TLP-Bonding gefügt werden und qualitativ hochwertige Verbindungen ergeben, wenn ein sehr kleiner, genau gesteuerter Spalt zwischen den Berührungsflächen entsteht. Diese engen für die Oberflächen geltenden Toleranzanforderungen können durch Oberflächenprofiliertechniken reproduzierbar eingehalten werden. Zudem müssen die durch diese Profiliertechniken erzeugten Spannungen ausreichend niedrig sein, so dass sie nicht zu einer Rekristallisierung der durch Kaltumformung umgeformten Schicht während der anschließenden Wärmebehandlungszyklen, einschließlich Bonding und Wärmebehandlung, führen.

[0064] Für TLP-Bonding bestimmte Oberflächen können durch spannungsarmes Schleifen vorbereitet werden, wenn die Oberfläche plan genug ist, oder durch Funkenerosionsbearbeitung (EDM), wenn die elektrischen Bedingungen geeignet sind, um einen Funkenspalt von ca. 0,025 mm (0,001 Zoll) zwischen Werkstück und Werkzeug aufrecht zu erhalten. Bei Bauteilen mit komplexem Profil, die zusammenpassen müssen, kann ein derartiges Oberflächenprofil durch einen Ko-EDM- oder Ko-ECM-Prozess erzielt werden, bei dem eines der zu fügenden Teile als Prozessanode und das andere Teil als Kathode verwendet wird. Anschließend ermöglicht das Bonding, z.B. mit 0,025 mm (0,001 Zoll) dickem Folienmaterial oder vergleichbarer Paste, ein ausreichendes Schmelzen und erneutes Erstarren während des Fügens. Das Material im Fügebereich und das Material neben dem Bonding-Material rekristallisieren nicht während des Fügezyklus oder danach während des Lösungsglühens des monokristallinen Materials bei höheren Temperaturen.

[0065] Rekristallisierung wird vorzugsweise vermieden, indem eine ausreichend kleine Umformungszone während des Formens aufrecht erhalten wird. Wenn kein TLP-Bonding-Prozess stattfindet, wird das Material so geringfügig umgeformt, dass es nicht rekristallisiert oder nur bis zu einer Tiefe rekristallisiert, die der Größenordnung der Dicke einer Bonding-Folie entspricht, z.B. ca. 0,025 mm (0,001 Zoll). Wenn eine Bonding-Folie vorhanden ist, wird die durch Kaltumformung umgeformte Schicht schnell durch den transienten Schmelzprozess abgeschmolzen, und das erneute Erstarren erfolgt dann als monokristallines Wachstum vom Basismaterial aus. Unter diesen Bedingungskonstellationen tritt keine Rekristallisierung vor dem transienten Schmelzen in den Fügeregionen ein. Anschließendes Schmelzen und Erstarren erzeugt fehlerfreie Monokristalle. Wenn die Monokristalle maschinell bearbeitet und dann im Gusszustand verbunden werden, kann die anschließende Lösungsglühbehandlung bei Temperaturen erfolgen, die bis zu 1.321° C (2.410° F) betragen, ohne dass es dabei zu einer Rekristallisierung in der Fügeregion kommt.

[0066] Die monokristalline Legierung CMSX-4 kann im Gusszustand einem Bonding-Prozess unterzogen und anschließend wärmebehandelt werden, wenn die Oberflächen durch spannungsarmes Schleifen gemäß folgendem Prozess bearbeitet wurden: gegossene monokristalline Teile; Gießform entfernen durch leichten Sandstrahlen (Druckluft mit weniger als 6896×10^2 Pascal (100 psi) und Sandkorngröße max. 90); spannungsarmes Schleifen der Fügeflächen mit einer Flachheits- und Parallelitätstoleranz von $\leq 0,025$ mm (0,001 Zoll); Fügen unter Vakuum bei ca. 1.232° C (2.250° F) mit einer Ni-Flex-Folie 110, die 1,3 Gewichtsprozent Bor enthält, wobei die Temperatur innerhalb von 60 Minuten von 871° C (1.600° F) auf 1.232° C (2.250° F) ansteigt; Lösungsglühen des gefügten Werkstücks unter Vakuum mit dem in Tabelle 2 genannten Zyklus (max. Temperatur 1.320° C (2.408° F) für 4 Stunden, Zykluszeit ca. 16 bis 24 Stunden); und Ausscheidungswärmebehandlung (z.B. zweistufige Ausscheidungswärmebehandlung: 4 Stunden bei 1.140° C (2.084° F) und 24 Stunden bei 900° C (1.652° F)).

[0067] Das spannungsarme Schleifen der Berührungsflächen ergibt nicht nur flache und parallele Oberflächen, die sich auf der Basis sehr strenger Toleranzen bearbeiten lassen (Größenordnung im 0,01 mm-Be-

reich), sondern auch einen relativ verformungsfreien Oberflächenbereich bei Superlegierungen auf Nickelbasis. Derart geschliffene Oberflächen beinhalten nicht genug gespeicherte Umformkräfte, um eine Rekristallisierung im oberflächennahen Bereich zu bewirken. Wenn diese Oberflächen wärmebehandelt werden, kommt es nicht zu einer Rekristallisierung. Insbesondere dann, wenn das Bonding-Material über der bearbeiteten Oberfläche geschmolzen wird, wird eine Rekristallisierung verhindert. Bei konkurrierenden Prozessen mit Festkörper-y'-Auflösung, lokaler Oberflächenschmelzung und Rekristallisierung scheint es so, dass die lokale Oberflächenschmelzung der Prozess mit der schnellsten Kinetik ist.

[0068] [Abb. 13](#) ist eine Mikrogefügeaufnahme des Querschnitts der Fügenahrt zwischen zwei CMSX-4-Monokristallen, die durch spannungsarmes Schleifen vor dem Fügen und der Wärmebehandlung vorbereitet wurden. Auf einer anderen nicht gefügten Oberfläche der Probe, die geschliffen wurde, wurde die Rekristallisierung ebenfalls unterdrückt.

[0069] Alternativ kann die monokristalline Legierung CMSX-4 im Gusszustand gefügt und anschließend wärmebehandelt werden, wenn die Fügef lächen durch Funkenerosionsbearbeitung (EDM) vorbereitet werden, bei der elektrische Bedingungen herrschen, die einen Teilespalt von ca. 0,025 mm (0,001 Zoll) ergeben. Der folgende Prozess kann dabei Anwendung finden: gegossene monokristalline Teile; Gießform durch leichtes Sandstrahlen entfernen (Druckluft mit weniger als 6896×10^2 Pascal (100 psi) und Sandkorngröße max. 90); Ko-EDM-Bearbeitung der Fügef lächen mit ausreichend Spannung und Strom, um einen Funkenspalt von 0,025 mm (0,001 Zoll) zu produzieren; Fügen unter Vakuum bei 1.232°C (2.250°F) mit einer Ni-Flex-Folie 110, die 1,3 Gewichtsprozent Bor enthält, wobei die Temperatur innerhalb von 60 Minuten von 871°C (1.600°F) auf 1.232°C (2.250°F) ansteigt; Lösungsglügen des gefügten Werkstücks unter Vakuum ähnlich dem in Tabelle 2 genannten Zyklus (max. Temperatur 1.320°C (2.408°F) für 4 Stunden, Zykluszeit ca. 16 bis 24 Stunden); und Ausscheidungswärmebehandlung (z.B. zweistufige Ausscheidungswärmebehandlung: 4 Stunden bei 1140°C (2.084°F) und 24 Stunden bei 900°C (1.652°F)).

[0070] [Abb. 14](#) ist ein Querschnitt, der die Oberfläche der Probe nach der EDM-Bearbeitung zeigt. In dieser Abbildung erscheint die dünne, durch die EDM-Bearbeitung entstandene Umschmelzschi cht als sehr heller Film auf der Oberfläche der Probe.

[0071] [Abb. 15](#) ist ein Querschnitt einer CMSX-4-Fügenahrt nach dem Fügen und der Wärmebehandlung. Diese Abbildung zeigt, dass der Prozess eine erneute monokristalline Erstarrung ergibt und dass die chemische Zusammensetzung der Fügeregion ein Gefüge wie im Erstarrungszustand behalten hat.

[0072] Der vorliegende Prozess verhindert in so ausreichender Weise eine Umformung, dass eine Rekristallisierung des Materials nahe der Fügef läche verhindert wird. Diese Eigenschaft ist erforderlich für die Produktion akzeptabler TLP-Bonding-Verbindungen bei monokristallinen Materialien wie CMSX-4. Neben diesen Bearbeitungsprozessen können auch belastungssärmere Prozesse wie mechanisches Schleifen mit Feinschleifmitteln der Korngröße 600 und Polieren, z.B. mit Diamantschleifmitteln, mit einer Oberflächengüte von $0,25\text{ }\mu\text{m}$ angewendet werden, um Oberflächen zu gewinnen, die eine ausreichend geringe Umformung aufweisen und sich zum Fügen eignen.

[0073] Auf Grund ihrer Größe können bei landgestützten Turbinen sehr kleine Verschiebungen gegenüber den Designspezifikationen bereits große absolute Abweichungen von den gewünschten Teileprofilen bewirken. Während diese Abweichungen bei ungeteilten Gussstücken erheblich sind, werden sie bei der Produktion gefügter Teile kritisch, da sie Einfluss auf die relative Zurichtung zwischen den Teilen haben. In der Praxis können sehr kleine relative Verschiebungen zwischen zwei Teilen sehr große Spalte erzeugen, die durch den Bonding-Prozess unzureichend oder unvollständig ausgefüllt werden. Um gefügte Teile akzeptabler Qualität zu produzieren, ist es wünschenswert, den Gießprozess zu steuern, um solche Spalte einzudämmen, oder die Bearbeitung nach dem Gießen so zu modifizieren, dass derartige Spalte korrigiert werden. Die vorgeschlagene Prozesssequenz bietet eine einfache Serie von Prozessen, die die Steuerung derartiger Spalte und effiziente Bonding-Prozeduren ermöglichen.

[0074] Die vorliegende Prozesssequenz vermeidet eine schädliche Rekristallisierung. Zu einer Rekristallisierung kann es kommen, wenn Metallbearbeitungsprozesse und nachfolgende Wärmebehandlungszyklen zusammen genug gespeicherte Kaltumformkräfte und ausreichend Wärmeenergie erzeugen, um örtlich die Bildung neuer Körner zu bewirken. Bei Monokristallen auf Nickelbasis, die bei der Herstellung von Turbinenkomponenten verwendet werden, kann zu dieser Bearbeitung Biegen und Kaltprofilieren, maschinelle Bearbeitung mit Werkzeugmaschinen und sogar zu heftiges Reinigen durch Sandstrahlen gehören. Der durch diese Prozesse verursachte Schaden kann eine Rekristallisierung bewirken, wenn diese Prozesse vor dem Lösungsglü-

hen bei ca. 1315° C (2400° F) stattfinden, das bei derartigen Monokristallen erforderlich ist. In Übereinstimmung mit der vorliegenden Erfindung erfordern Prozesse zur Herstellung vorgefertigter Teile aus Gussstücken die sequentielle Anordnung der Reinigungs-, Bonding- und Wärmebehandlungszyklen. Bei gefügten Teilen ist es wünschenswert, im Wesentlichen alle Reste der Gießform vor dem Fügen zu entfernen. Zudem erfolgt das Fügen vorzugsweise vor dem Lösungsglühen. Daher ist es von entscheidender Bedeutung, die Teilebearbeitungsschritte zu steuern und in der richtigen Sequenz anzurufen, um eine mögliche Rekristallisierung zu vermeiden. Der vorliegende Prozesspfad begrenzt den Grad der Umformung, der durch die Bearbeitung der Teile entsteht, und sieht einen Wärmebehandlungszyklus vor, der für optimierte Eigenschaften in der Fügeregion wie im Monokristall weiter entfernt von der Fügung sorgt.

[0075] Durch sorgfältiges, druckarmes Reinigen, gesteuerte Hochtemperaturumformung und Ko-EDM-Bearbeitung der Passflächen bietet der Prozess einen kostengünstigen Weg, um monokristalline Turbinenschaufeln aus mehreren Gussteilen herzustellen.

[0076] Beispielsweise kann eine monokristalline Turbinenschaufel aus mehreren gesondert gegossenen Teilen mit Hilfe folgender Sequenz vorgefertigt werden: mechanisches Reinigen der Teile vor dem Fügen; Verbinden der Teile vor der Hochtemperatur-Lösungsglühbehandlung; Vermeiden von Rekristallisierung während der Wärmebehandlung, zu der es durch örtliche Umformung der Oberfläche während des Reinigens kommen kann; optimierte Zurichtung der zu fügenden Teile (z.B. mit einer Toleranz von ≤ 0,025 mm (0,001 Zoll) quer zur gefügten Fläche); und Entwickeln optimierter Teileprofile über die gesamte Länge der Schaufel. Eine integrierte Sequenz, die das TLP-Bonding der bearbeiteten Teile beinhaltet, erfüllt diese Ziele.

[0077] Die gegossenen Teile werden bevorzugt gereinigt, um sie genau der gewünschten Form entsprechen zu lassen, ohne eine Umformung zu bewirken, die während der nachfolgenden Wärmebehandlung eine Rekristallisierung nach sich zieht. Obwohl das Reinigen der monokristallinen Teile von Gießformresten herkömmlicherweise nach dem Lösungsglühen erfolgt, um eine Rekristallisierung zu vermeiden, werden die Komponenten hier vor dem Fügen gereinigt. Da optimale Eigenschaften erzielbar sind, wenn das Fügen vor dem Lösungsglühen erfolgt, sollte diese Reinigung dem Lösungsglühen vorausgehen. Wegen der Gefahr, dass eine Rekristallisierung erfolgt, sollte die während des Reinigens durch mechanische Abrasion bewirkte Umformung minimiert werden. Diese Anforderung verlangt nach druckarmer Reinigung, obwohl die Zwischenschaltung des Bonding-Zyklus die Tendenz zur Rekristallisierung während der Wärmebehandlung reduziert.

[0078] Bei CMSX-4 hat eine Abrasionsreinigung, bei der die Abrasionspartikelgröße auf eine Körngröße < 60 und der Druckwert der (Treib-) Druckluft auf 620528 Pascal (90 psi) begrenzt wird, ergeben, dass eine Rekristallisierung vermieden wird, wenn die Monokristalle anschließend einer Lösungsglühbehandlung gemäß dem in Tabelle 2 genannten Zyklus unterzogen werden.

[0079] Die Reinigung der künftigen Innenflächen des Teils ist notwendig, und die Reinigung der Außenflächen ist in allen Bereichen erforderlich, die in Kontakt mit der mechanischen Spannvorrichtung sind, die einen eng geschlossenen Spalt zwischen den Fügeflächen sicherstellen soll.

[0080] Das Problem, bei langen Gussstücken gute Teileprofile zu gewährleisten, kann entweder durch Verbesserung der Gusspräzision oder durch mechanische Bearbeitung der Gussteile gelöst werden. Die kontinuierliche Anpassung der Gießform, um Gieß- und thermische Verschiebungen zu berücksichtigen, bietet ein Mittel, um toleranzkonforme Profilteile zu gewinnen, die für systematische und makroskopische Verschiebungen des Teils und der Gießform geeignet sind. Änderungen des Teils und der Gießform berücksichtigen jedoch nicht die Schwankungen und erratischen, von Guss zu Guss zu beobachtenden Abweichungen gegenüber dem gewünschten Profil. Da winzige Abweichungen eine große absolute Verschiebung vom gewünschten Profil über die Länge von Bauteilen großer landgestützter Turbinen bewirken können, sollten diese Schwankungen und erratischen Abweichungen von Guss zu Guss durch andere Mittel ausgeglichen werden. Während polykristalline Legierungen mechanisch bei Zimmertemperatur gerichtet werden können, werden bei der herkömmlichen Bearbeitung monokristalliner Legierungen derartige Umformprozesse vermieden, da dies die Gefahr einer Rekristallisierung mit sich bringt. Es ist jedoch ggf. möglich, Monokristalle von Superlegierungen auf Nickelbasis mit einer Dehnung von ca. 40 % zu biegen, ohne dass eine Rekristallisierung eintritt, wenn die Temperatur und die Umformgeschwindigkeit wirksam kontrolliert werden. Dieser Prozess kann zum Strecken von Teilen angewendet werden, z.B. angemessene Formänderungen um ca. 2 bis 3 %, wobei eine schädliche Rekristallisierung nach anschließender Wärmebehandlung vermieden wird.

[0081] Das Problem der Produktion minimaler und konsistenter Spalte zwischen den zu verbindenden Teilen kann in Übereinstimmung mit der vorliegenden Erfindung dadurch gelöst werden, dass die Teile mit Übermaß

gegossen werden und dann das überschüssige Material durch maschinelle Bearbeitung der Berührungsflächen in koordinierter Weise abgetragen wird. Die Berührungsflächen sollten dann mit einer Toleranz von 0,025 mm (0,001 Zoll) bündig sein, so dass ein gutes TLP-Bonding sichergestellt wird. Durch Ko-EDM-Bearbeitung können nicht nur die Berührungsflächen der zu verbindenden Teile fertig bearbeitet werden, sondern auch eine ausreichend hohe Oberflächengüte erzielt werden. Wenn die Umschmelzschicht gesteuert hergestellt wird, kann zudem eine Rekristallisierung des Monokristalls nach dem Verbinden vermieden werden. Bei der Ko-EDM-Bearbeitung wird von beiden Seiten der Werkstücks Material abgetragen, da jedes Werkstück abwechselnd als Kathode und als Anode verwendet wird. Die Teile können mit Übermaß gegossen werden, um mehr Toleranz für den Materialabtrag zu erhalten. Die Steuerung des elektrischen Stroms während des Materialsabtrags steuert nicht nur den Spalt zwischen den Teilen (und dessen Präzision), sondern auch die Tiefe der Umschmelzschicht. Die Tiefe dieser Umschmelzschicht sollte minimiert werden, um Oberflächenrisse und oberflächennahe Risse sowie Rekristallisierung nach der anschließenden Wärmebehandlung zu vermeiden. Das Halten des EDM-Stroms auf einem Wert, bei dem ein ca. 0,025 mm (0,001 Zoll) großer Spalt zwischen den Werkstücken entsteht, begrenzt die Umschmelzschicht auch so, dass sie ausreichend klein ist und so während der anschließenden TLP-Bonding-Phase abgeschmolzen wird.

[0082] [Abb. 16](#) ist die Querschnittsansicht eines Turbinenschaufel-Flügelprofils **10**, das aus zwei Abschnitten **12** und **14** besteht, die längs der Skeletlinie des Flügelprofils **10** getrennt sind. Übermaße **16** und **18** sind an den Schnittflächen der Abschnitte **12** und **14** vorgesehen. [Abb. 16](#) stellt die geeignete Geometrie des überschüssigen Materials dar und die Art und Weise, wie dieses sich zur Bewegung der Elektroden während der EDM-Bearbeitung verhält. Das überschüssige Material **16** und **18** sollte vorzugsweise quer zur Fügefläche in umgekehrter Richtung zur Abtragrichtung vorgesehen werden, d.h. zur Richtung, in die sich die Elektroden während des Ko-EDM-Prozesses bewegen. Diese Bewegung erfolgt senkrecht zur allgemeinen Fügeebene und nicht senkrecht zur örtlichen Fügeebene. Dies ist besonders wichtig bei gerippten Teilen, z.B. Laufschaufeln innengekühlter Gasturbinen.

[0083] Das Einplanen von ca. 0,76 mm (0,03 0 Zoll) Übermaß quer zur Berührungsfläche beim Gussstück und eine Ko-EDM-Bearbeitung auf einen Spalt von 0,025 mm (0,001 Zoll) ermöglicht jene ausgezeichnete Teilepassung, die für das TLP-Bonding notwendig ist.

[0084] Das Passen von Teilen (im Gusszustand) einer Turbinenschaufel nach der EDM-Bearbeitung wird in [Abb. 17](#) dargestellt.

[0085] [Abb. 18](#) ist eine vergrößerte Ansicht zusammenpassender Teile einer Turbinenschaufel nach der Ko-EDM-Bearbeitung.

[0086] 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 eines Schaufelblocks. 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. 305 mm (12 Zoll), eine Flügeltiefe von mindestens ca. 102 mm (4 Zoll) und eine Flügeldicke von mindestens ca. 8 mm (5/16 Zoll). Bei Laufschaufeln beträgt die Mindestlänge des Flügelprofilanteils der Schaufel vorzugsweise mindestens ca. 178 mm (7 Zoll), während die Mindestlänge des Schaufelfußanteils mindestens ca. 127 mm (5 Zoll) beträgt. Der Schaufelfußanteil derartiger Laufschaufeln hat vorzugsweise eine Breite von mindestens ca. 76 mm (3 Zoll). Die vorliegenden Turbinenschaufeln haben typischerweise eine Länge von mindestens ca. 457 mm (18 Zoll), wobei der Flügelprofilanteil eine Länge von ca. 279 mm (11 Zoll) und der Schaufelfußanteil eine Länge von ca. 178 mm (7 Zoll) hat. Die Tiefe des Flügelprofilanteils beträgt typischerweise ca. 153 mm (6 Zoll), während die Dicke des Flügelprofilanteils typischerweise ca. 25 mm/1 Zoll) beträgt. Der Schaufelfußanteil hat typischerweise eine Breite von ca. 102 bzw. 127 mm (4 bzw. 5 Zoll). 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. 1,5 kg wiegen und im Wesentlichen kleinere Abmessungen haben. Neben Turbinenschaufeln können andere Turbinenkomponenten gemäß dieser Erfindung vorgefertigt werden, einschließlich Brennkammern und Heißabschnittsübergängen und -kanälen.

[0087] Um die Teilezurichtung während des Verbindens beizubehalten, müssen die Teile ggf. in eine Spannvorrichtung gespannt werden, wobei die Belastung quer zur Fügefläche aufrecht erhalten wird, während die

Teile im Ofen erwärmt werden. Die Spannvorrichtung muss während des Bonding-Prozesses hohen Temperaturen widerstehen. Verwendet werden können dazu Schnellspannvorrichtungen aus Molybdän mit punktförmigen Einspannelementen aus Keramik oder Nickellegierungen, die Spaltschließ-Presslasten auf die Teile auf Grund unterschiedlicher thermischer Ausdehnung ausüben.

[0088] Vor dem Zusammenbau der Teile in der Spannvorrichtung kann ein Bonding-Medium (Folie oder Paste) auf die Fügefläche aufgebracht werden. Die Spannvorrichtung stellt nicht nur sicher, dass der Spalt schließt, bevor die Teile in den Ofen kommen, sondern hält den Spalt auch während der Wärmebehandlung aufrecht. Der Wärme- und Druckzyklus für das Bonding kann bei Bedarf so gesteuert werden, dass eine Gasabgabe (z.B. von Bindemittelsubstanzen in der Bonding-Paste) berücksichtigt wird. Anschließend können die Teile mit Hilfe des für monokristallines Material genannten Zyklus verbunden werden.

[0089] Ein bevorzugter Prozess bzw. eine bevorzugte Sequenz zur Entwicklung optimaler Eigenschaften im Teil sieht wie folgt aus: Gießen (Züchten) des monokristallinen Teils der Schaufel mit Übermaß (ca. 0,76 mm (0,030 Zoll) überschüssiges Material) senkrecht zur Fügefläche, um ausreichend Material für den Materialabtrag während der Zurichtungsbearbeitung zu haben; Reinigen und Entfernen der keramischen Gießform mittels übertragener Vibrationen (z.B. manuell auf ein überflüssiges Teil des Gussstücks wie etwa Keim, Rampe oder Speiser mit einem Hammer schlagen und anklebende Keramikstücke durch Sandstrahlen bei niedrigem Druck, z.B. < 620528 Pascal (90 psi) und Sandkorngröße < 120, reinigen; Ko-EDM-Bearbeitung der Teile, um gute Zurichtung über die gesamten Fügeflächen zu erzielen; Fügeflächen mit Alkohol (Methyl- oder Äthyl), Azeton oder in Wasser aufgelöster Seife reinigen, um nach der EDM-Bearbeitung verbleibende kohlenstoffhaltige Ablagerungen (d.h., den Karbonfilm, der sich während der EDM-Bearbeitung auf der monokristallinen Fläche bilden kann) zu entfernen; Oberfläche beim Reinigen leicht mit einer Borstenbürste abbürsten, um die Oberfläche der Kohlenstoffschicht aufzubrechen und das Abfließen der Ablagerungen in die Reinigungsflüssigkeit zu unterstützen; ein Bonding-Medium in den Spalt zwischen den Teilen bringen – entweder zurechtgeschnittene Folie oder aufzutragende Paste, um eine Bonding-Füllung von ca. 0,025 mm (0,001 Zoll) des TLP-Bondingmediums zu erhalten; Teile in eine Spannvorrichtung einspannen, die gesteuerte Lasten quer zu den Fügeflächen ermöglicht, um normale Lasten auf Anteile der Außenflächen des Teils mit Hilfe von Stiften zu beaufschlagen, die senkrecht zur Fügeebebene angeordnet sind, und zwar so, dass sie eine maximale Schließung des Spalt über das gesamte Teil ergeben; unter Hochvakuum fügen (mehr als 10^{-5} Torr) gemäß dem Temperaturzyklus, der für monokristalline Legierungen angegeben wird (bei CMSX-4: 4 Stunden lang 1.232° C (2.250° F)); Spannvorrichtung nach Abkühlen auf Zimmertemperatur wieder entfernen; Lösungsglühen gemäß dem herkömmlicherweise für diese Legierung angewendeten Behandlungstyp: Reinigen der Außenflächen ist optional möglich (obwohl dies auch nach der Ausscheidungswärmebehandlung durchführbar ist); 4 Stunden lang Ausscheidungswärmebehandlungprozess zur Optimierung der Eigenschaften (bei CMSX-4 ein zweistufiger Ausscheidungswärmebehandlungprozess bei 1.140° C (2.084° F) und 24 Stunden lang bei 900° C (1.652° F)); und mechanisches Abrichten der Turbinenschaufel auf Fertigmaß und anschließendes Polieren.

[0090] In einem zusätzlichen Schritt können die Teile optional durch Biegen mittels eines Prozesses gerichtet werden, der keine Rekristallisierung hervorruft. Dieser Prozess beinhaltet spannungsarmes Hochtemperaturredrumformung (vergleichbar mit superplastischer Umformung), die eine Verschiebung der Teile bewirkt, ohne zugleich einen so starken Umformungsschaden hervorzurufen, dass es zu einer Rekristallisierung kommt.

[0091] Auf diese Weise wird ein integrierter Prozesspfad für das Verbinden monokristalliner Teile zur Herstellung kompletter Turbinenschaufeln gewonnen. Die sequentiellisierten Prozessschritte bieten die Materialqualität und die Wärmebehandlungsschritte, mit denen qualitativ hochwertige monokristalline Komponenten gefertigt werden können, die den hohen Temperaturen widerstehen, die bei Komponenten in Gasturbinemaschinen anfallen. Das Verfahren deckt die gesamte Verarbeitung der Teile ab und ermöglicht eine optimale Füge-spaltzurichtung und Verarbeitung sowie optimale Teileprofile.

[0092] Zusammengefasst läuft dieser Prozess vorzugsweise wie folgt ab: Komponenten im Gusszustand, die aus ihren keramischen Gießschalen durch leichtes Sandstrahlen entfernt werden, Ko-EDM-Bearbeitung der zu fügenden Teile, um genaue Zurichtung zu gewährleisten, effizientes Fügen der Teile im Gusszustand und anschließende Lösungsglüh- sowie zuletzt Ausscheidungswärmebehandlung der Teile. Eine Änderung dieser Sequenz ist ebenfalls möglich, wobei eine gesteuerte Warmumformung der vorgefügten Teile zur Anwendung kommt, um Profil und Zurichtung zu optimieren.

[0093] In Übereinstimmung mit einem anderen Ausführungsbeispiel der vorliegenden Erfindung bietet die Möglichkeit, monokristalline Legierungen auf Nickelbasis mit polykristallinen Legierungen auf Nickelbasis zu verbinden, beim Bau von Turbinenkomponenten erhebliche Kosteneinsparungen im Vergleich zu der bisher

üblichen komplett monokristallinen Bauweise. Ein Großteil dieser Kosteneinsparung ist darauf zurückzuführen, dass die monokristallinen Legierungen teures Rhenium enthalten, während polykristalline Legierungen dieses Element nicht enthalten. Zudem kann die Fähigkeit, dünne polykristalline Schalen mit monokristallinen mittleren Schaufelabschnitten zu verbinden, das Potenzial bieten, dünnwandige Strukturen herzustellen, die die Maschineneffizienz verbessern.

[0094] Ausgewählte Gruppen monokristalliner und polykristalliner Legierungen auf Nickelbasis können unter Anwendung einer Folie oder Paste als Bonding-Medium sowie von Wärmebehandlungszyklen miteinander verbunden werden, die von denen abgeleitet sind, die für das Verbinden von Teilen, die aus einer einzelnen Legierung bestehen, angewendet werden. Die Legierungen, die miteinander verbunden werden können, sind solche, bei denen die monokristalline und die polykristalline Legierung Zusammensetzungen aufweisen, die sich ausreichend ähneln, um ähnliche γ' -Werte hervorzurufen, und bei denen sich die chemischen Zusammensetzungen der γ - und der γ' -Phase ähnlich sind. Das Verbinden der Legierungen erfolgt durch TLP-Bonding, und zwar 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-Wärmebehandlungszyklus ist vergleichbar mit den Bonding-Wärmebehandlungszyklen beim 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 Wärmebehandlungszyklus dauert lang genug, um sicherzustellen, 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.

[0095] 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; sowie SC-16 und IN738. Diese Legierungen weisen ähnliche chemische Zusammensetzungen auf; praktisch bleibt bei den polykristallinen Materialien die chemische Zusammensetzung der γ' -Matrix nach der Karbidausscheidung während des Gießens gleich. Die Legierungspaare werden auch so ausgewählt, dass die chemische Vermischung während des TLP-Bonding nicht ausreicht, um schädliche Ausscheidungspartikel zu produzieren, z.B. 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 quer zur Fügezone. Wenn Materialien verwendet werden, die weniger gut miteinander abgeglichen sind, kann dies schädliche Phasen in der Fügezone und eine damit einhergehende Verschlechterung der Eigenschaften nach sich ziehen. Dies könnte jedoch noch 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.

[0096] Als Bonding-Medien kommen solche in Frage, die für monokristalline Verbindungen benutzt werden. Falls CMSX-4 mit CM247 verbunden wird, kann die Ni-Flex 110-Folie, die 1,3 Gewichtsprozent Bor als Schmelzpunkt-Senkungsmittel enthält, bei 1.232° C (2.250° F) gefügt 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. 10° C (50° F), und die durch Hinzufügen von Bor erzielte Senkung des Schmelzpunktes beträgt ca. 38° C (100° F) je Gewichtsprozent Bor. Wenn also die Bonding-Werte für das monokristalline und das polykristalline Material eng genug beieinander liegen, so können sie in der Regel integriert werden, indem das Fügeverfahren 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.

[0097] 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 wirtschaftliche 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. Der Vorteil des Fügens zweier unterschiedlicher Materialien besteht darin, dass für einen großen Teil der Struktur die Kosten für das Rhenium entfallen. Da Rhenium in die Matrix seigert und γ' auf Grund der langsamen Diffusion stabilisiert, dürfen die Eigenschaften nicht beeinträchtigt werden, wenn kein Re in der Fügezone vorhanden ist.

[0098] Ziel eines hochwertigen Bonding-Verfahrens wie „TLP-Bonding“ ist es normalerweise, in der Fügezone

eine chemische Zusammensetzung und ein Mikrogefüge zu erzielen, das identisch mit dem in der Masse der Metallsegmente ist. Dies wird in der Regel erreicht durch Abgleich der chemischen Zusammensetzung der Bonding-Folie mit der chemischen Zusammensetzung des Basismetalls, wobei die selektive Seigerung 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 γ' -Volumenfraktionen aufweisen, ist es möglich, ähnliche Zusammensetzungen polykristalliner und monokristalliner Legierungen, die miteinander verbunden werden sollen, auszuwählen und ihre Zusammensetzungen mit einer Bonding-Folie abzugleichen, die angewendet wird, um Teile, die jeweils aus einer einzelnen Legierung bestehen, miteinander zu verbinden.

[0099] Tab. 4 zeigt die Zusammensetzung mehrerer monokristalliner und polykristalliner Legierungen. Aus dieser Tabelle lässt sich entnehmen, dass mehrere Gruppe monokristalliner Legierungen in ihrer Zusammensetzung einigen polykristallinen Legierungen sehr ähnlich sind, z.B.: CMSX-4 und CM186, PWA1480 und MarM247, SC-16 und IN738. CMSX-4 und CM247 sind sich beispielsweise in ihrer chemischen Zusammensetzung und ihrem Gefüge 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 Fügezone einen allmählichen Gefüge- und Eigenschaftenübergang, der nicht schädlich für die Leistung der Fügenaht ist. Auf Grund des hohen Rhenium-Preises ist es also wünschenswert, monokristalline, rheniumhaltige Legierungen mit rheniumfreien polykristallinen Legierungen zu bonden.

[0100] Tab. 5 zeigt beispielhaft Bonding-Folien, die für das Verbinden 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 verbinden. So können diese Bonding-Folien verwendet werden, um monokristalline Legierungen des Typs CMSX-4 mit der ähnlichen Klasse polykristalliner Legierungen zu verbinden, z.B. CM247. Um umgekehrt chromreiche Materialien wie die monokristalline Legierung SC-16 mit polykristallinen Legierungen wie z.B. IN738 zu verbinden, kann eine Folie wie MFB80/80A vorgezogen werden.

Tabelle 4

Monokristalline und polykristalline Superlegierungen auf Nickelbasis für Turbinenschaufeln (Gewichtprozent)

Legierung	Ni	Cr	Co	Al	Ti	Nb	Mo	Ta	W	Re	Hf	Zr	B	C	vol.-% γ'
CMSX-4	Unbestimmter 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.	16	---	3,5	3,5	---	3	3,5	---	--	---	---	---	---	41

	Restan- teil									-						
CMSX-11	Unbest. Restan- teil	12,5	7	3,4	4,2	0,1	0,5	5	5	--	0,04	---	---	---	---	-45
CM247	Unbest. Restan- teil	8,1	9,2	5,6	0,7	---	0,5	3,2	9,5	--	1,4	0,015	0,015	0,07	62	
MarM002	Unbest. Restan- teil	9	10	4,7	1,7	1	---	---	12,5	--	--	--	--	--	57	
MarM002	Unbest. Restan- teil	9	10	5	2	1	---	---	12,5	--	1,8	0,06	0,02	0,14	58	
MarM246	Unbest. Restan- teil	9	10	5,5	1,5	---	2,5	1,5	10	--	---	0,06	0,015	0,15	65	
CM186	Unbest. Restan- teil	---	---	---	---	---	---	---	---	--	---	---	---	---	---	
IN792	Unbest. Restan- teil	12,4	9	4,5	4,5	---	1,8	3,9	3,9	--	1	0,02	0,015	0,08	45	
IN738	Unbest. Restan- teil	16	8,5	3,4	3,4	0,9	1,7	1,75	2,6	--	---	0,1	0,01	0,11	37	

Tabelle 5

Chemische Zusammensetzung von Bonding-Folien (Gewichtprozent)

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

[0101] Als Beispiel für das Verbinden einer monokristallinen Legierung mit einer polykristallinen Legierung kann folgender Fall dienen- Die monokristalline Legierung CMSX-4 kann wie oben beschrieben mit der polykristallinen Legierung CM247 verbunden 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; Fügetemperatur 1.232° C (2250° F); Fügezeit 4 Stunden.

[0102] [Abb. 19](#) zeigt das Gefüge der Fügelinie zwischen Monokristall und Polykristall in leichter Vergrößerung.

[0103] [Abb. 20](#) zeigt die entsprechenden Abweichungen der chemischen Zusammensetzung quer zu den Fügeregionen des Monokristalls CMSX-4 und des Polykristalls CM247.

[0104] Um Komponenten aus einer monokristallinen Superlegierung und einer polykristallinen Superlegierung in einem einzigen Prozess miteinander zu verbinden, werden die Wärmebehandlungszyklen sowohl für

die monokristallinen als auch die polykristallinen Teile der Komponente vorzugsweise integriert. Insbesondere kann in der Regel herkömmlich gegossenes polykristallines Material den hohen Temperaturen beim Lösungsglühen, die für das monokristalline Material angewendet werden, nicht widerstehen. Tabellen 6a bis 6c zeigen typische Wärmebehandlungszyklen, die für die monokristalline Legierung CMSX-4 und die polykristalline Legierung CM247 angewendet werden können, und gibt auch an, wie der kombinierte Wärmebehandlungszyklus für das Fügen einer kompletten monokristallinen/polykristallinen Komponente aus den beiden Zyklen ableitbar ist.

Tabelle 6a

Fügen und Wärmebehandlung von CMSX-4

Fügen bei 1232° C (2250° F) im Gusszustand.	TLP-Bonding und Diffusion von Bor, um den örtlichen Schmelzpunkt von 1232° C auf über 1316° C zu erhöhen (2250° F auf über 2400° F).
Lösungsglühbehandlung, 6 Stunden bei 1321° C (2410° F).	Homogenisierung des monokristallinen Gefüges und seiner chemischen Zusammensetzung nach dem Bonding.
Ausscheidungswärmebehandlung, 4 Stunden bei 1140° C (2084° F).	Anregung der Bildung grober γ', die während der anschließenden Alterungswärmebehandlung auf 0,5 μm Größe wachsen.
Alterungswärmebehandlung, 24 Stunden bei 871° C (1600° F).	Wachstum grober γ' auf 0,5 μm Größe und Ausscheiden feiner, z.B. nur 200 bis 500 Å großer sekundärer kugelförmiger γ'.

Tabelle 6b

Fügen und Wärmebehandlung von CM247

Fügen bei 1177° C (2150° F), 4 Stunden lang.	TLP-Bonding und Diffusion von Bor, um den örtlichen Schmelzpunkt auf über 1177° C (2150° F) zu erhöhen.
Lösungsglühbehandlung, 4 Stunden bei 1177° C (2150° F).	Teilweise Homogenisierung der chemischen Zusammensetzung des Polykristalls und des γ'-Phasengefüges.
Hinweis: Die beiden vorgenannten Schritte können gleichzeitig erfolgen.	
Ausscheidungswärmebehandlung, 4 Stunden bei 1066° C (1950° F).	Anregung der Bildung grober γ', die während der anschließenden Alterungswärmebehandlung auf 0,5 μm Größe wachsen.
Alterungswärmebehandlung, 24 Stunden bei 871° C (1600° F).	Wachstum grober γ' auf optimale Größe (- 0,5 μm) und Ausscheiden feiner, z.B. nur 200 bis 500 Å großer sekundärer, kugelförmiger γ'. Außerdem Ausscheiden interdendritischer und Korngrenzenkarbide.

Tabelle 6c

Fügen und Wärmebehandlung von CMSX-4/CM247 in Kombination

Fügen monokristalliner Segmente bei 1232° C (2250° F), 4 Stunden lang.	TLP-Bonding und Diffusion von Bor, um den örtlichen Schmelzpunkt der monokristallinen Anteile auf über 1321° C (2410° F) zu erhöhen.
Lösungsglühbehandlung monokristalliner Segmente, 4 Stunden bei 1321° C (2410° F).	Homogenisierung der chemischen Zusammensetzung des Monokristalls und seines Gefüges sowie der Fügeregion.
Fügen monokristalliner und polykristalliner Abschnitte, 4 Stunden bei 1177° C (2150° F).	TLP-Bonding und Diffusion von Bor in die gefügten Regionen, um den Schmelzpunkt der polykristallinen Anteile auf über 1177° C (2150° F) zu erhöhen; teilweise Lösungsglühen des Polykristalls; Anregung der Bildung grober γ' im Monokristall.
Ausscheidungswärmebehandlung*, 4 Stunden bei 1066° C (1950° F).	Anregung der Bildung grober γ' im monokristallinen Anteil; Anregung der Ausscheidung grober γ' in der polykristallinen Region.
Alterungswärmebehandlung, 24 Stunden bei 871° C (1600° F)	Wachstum grober γ' auf fast optimale Größe im monokristallinen und im polykristallinen Anteil; Ausscheiden feiner, sekundärer, kugelförmiger γ' in beiden Anteilen. Außerdem Ausscheiden interdendritischer und Korngrenzenkarbide im polykristallinen Anteil.

* Kann durch gleichwertige Behandlung zur Integration von Beschichtungszyklen geändert werden.

[0105] Im kombinierten Zyklus werden die monokristallinen Teile im Gusszustand gefügt. Die gefügten monokristallinen Teile werden dann bei relativ hohen Temperaturen lösungsgeglüht. Das lösungsgeglühte monokristalline Segment und die polykristallinen Segmente im Gusszustand werden dann unter Bedingungen miteinander verbunden, die gewöhnlich für das Fügen monokristallinen Materials zur Anwendung kommen würden. Dieser Schritt regt ein wenig Wachstum von primärem γ' im monokristallinen Material an. Das gefügte Aggregat wird dann einem weiteren Alterungsschritt unterzogen, der das Wachstum von primärem γ' in der polykristallinen Legierung und von weiterem primärem γ' in der monokristallinen Legierung anregt. Das Aggregat wird dann einer abschließenden Alterungswärmebehandlung bei niedrigeren Temperaturen unterzogen, die das primäre γ' ändert und auch das Wachstum von sekundärem γ' in beiden Legierungen anregt, um so ein optimiertes Mikrogefüge in der monokristallinen/polykristallinen Turbinenschaufel zu erzielen. Die in den vorstehenden Tabellen angegebenen Temperaturen und Zeiten zeigen, wie der komplette Wärmebehandlungszyklus so ausgewählt werden kann, dass das Gesamtgefüge und die Eigenschaften optimiert werden.

BEISPIELE

[0106] Die Wirkung der chemischen Zusammensetzung der Bonding-Folie und der Wärmebehandlungen auf das Mikrogefüge und die mechanischen Eigenschaften wurden experimentell geprüft. Anfangs wurden verschiedene chemische Bonding-Folien-Zusammensetzungen und Wärmebehandlungsprozesse angewendet, um Proben für die metallografische Untersuchung zu erhalten. Die Prozesse, die die homogenste chemische Zusammensetzung und das homogenste Mikrogefüge quer zur Fügelinie und im gesamten Basismaterial ergeben, wurden dann zur weiteren Bewertung durch Prüfen der Zug- und Kriechfestigkeit ausgesucht.

[0107] CMSX-4-Basismaterial wurde im Gusszustand in Form monokristalliner Brammen mit den Maßen 9,5 × 76,2 × 152,4 mm (0,375 × 3 × 6 Zoll) geliefert. Als Bonding-Medium wurden 50 µm (0,002 Zoll) dicke Folien benutzt, die im Handel angeboten werden.

[0108] Die Boranteile der Bonding-Folien sind eigentlich als „B-Prozentbereiche“ anzusehen, da zwei der Folien in mehreren Formen mit leicht unterschiedlichen Boranteilen geliefert wurden: Ni-Flex 110 wurde geliefert

mit 1,3%, 1,7% und 2,5% Borgehalt, und Ni-Flex 120 wurde geliefert mit 1,5%, 1,7% und 1,9% Borgehalt. Zudem war zu beachten, dass die Borkonzentration nicht über die gesamte Tiefe der Folie einheitlich war, da die Folien mittels eines Diffusionsprozesses hergestellt worden waren. Die in der Tabelle genannten Borgehaltsangaben sind also als mittlere Konzentrationen über die Tiefe der Folie zu verstehen.

[0109] Die einzelnen Proben wurden für die metallografischen und mechanischen Versuchsphasen des Programms in ähnlicher Weise vorbereitet. Die einzigen Unterschiede bestanden darin, dass die größeren Proben als mechanische Versuchsproben benutzt wurden und dass die verfeinerten Oberflächenvorbereitungsmethoden, die während der Anfangsphase des Programms entwickelt wurden, für das Fügen der Proben bei den mechanischen Versuchen zur Verfügung standen. Die Fügeflächen der Proben für die metallografischen Untersuchungen wurden durch spannungsarmes Schleifen, Polieren mit Poliermitteln der Korngrößen 120, 320 bzw. 600 oder Elektropolitur fertig bearbeitet, während die Fügeflächen der Proben für die mechanischen Versuche nur durch spannungsarmes Schleifen fertig bearbeitet wurden.

[0110] Um Probleme durch Fehlorientierung der Kristalle in den Proben zu vermeiden, wurden alle Fügeproben durch Schneiden und erneutes Zusammenfügen einzelner Monokristalle vorbereitet, d.h. eine monokristalline Originalbramme wurden senkrecht in Kristallwachstumsrichtung in Abschnitte getrennt, und die so erzeugten Flächen wurden nach der Fertigbearbeitung der Oberflächen wieder miteinander verbunden. Alle anfänglichen Trennarbeiten an den Proben erfolgten mittels einer metallografischen Siliziumkardid-Schleifscheibe, die auch dazu diente, die kleineren metallografischen Proben aus der Brammenbreite zu gewinnen. Die gefügten Proben, die für die metallografische Evaluierung dienten, waren Parallelepipede (Spate) mit den Circa-Maßen $13 \times 13 \times 13$ mm ($0,5 \times 0,5 \times 0,5$ Zoll), während die Proben für die mechanischen Versuche mit dem Maßen $9,5 \times 76,2 \times 38$ mm ($0,375 \times 3 \times 1,5$ Zoll) gefertigt wurden, d.h. Brammen mit normaler Breite und einem Viertel der Normalhöhe.

[0111] Das Bonding wurde in einem Hochvakuumofen durchgeführt, in dem die Proben durch eine Molybdän-Spannvorrichtung festgehalten wurden. Vor dem Verbinden wurden die Folien und die Monokristalle vollständig entfettet. Die Bonding-Folie wurde exakt zugeschnitten, so dass sie genau dem Querschnitt der Fügung entsprach und zwischen die beiden Berührungsflächen passte, als die Proben in der Spannvorrichtung zusammengefügt wurden. Diese Spannvorrichtung sorgte nicht nur für das Fluchten der Monokristalle, sondern entwickelte auch gesteuerte Lasten in der Größenordnung von 0,1 bis 1,0 MPa (15–150 psi) quer zur Fügelinie während des Aufheizens des Ofens sowie während der Bonding-Temperaturen.

[0112] Die CMSX-4- Brammen wurden entweder im Gusszustand oder im lösungsgeglühten Zustand verbunden. Die Lösungsglühbehandlung, die für diese Legierung typisch ist, wurde in einer Schutzgasatmosphäre durchgeführt und beinhaltete einen rampenförmigen Zyklus bis max. 6 Stunden Dauer bei 1.593 K (1.320° C, 2.408° F). Die Abkühlgeschwindigkeit nach dem Lösungsglühen betrug ca. 433 K/min (160° C/min, 300° F/min). Was das Verbinden der Monokristalle betrifft, so wurden 2 verschiedene Bonding-Zyklen untersucht. Zyklus A wurde 4 Stunden lang bei 1.543 K (1.270° C, 2.318° F) durchgeführt, während Zyklus B 4 Stunden lang bei 1.505 K (1.232° C, 2.250° F) durchgeführt wurde. Beide Bonding-Zyklen wurden in einem Vakuum von mind. $1,3 \times 10^{-2}$ Pa (1×10^{-5} torr) durchgeführt.

[0113] Nach dem Verbinden wurden die Proben entweder zuerst einer Lösungsglüh- und dann einer Ausscheidungswärmebehandlung unterzogen oder einfach nur letztgenannter Behandlung unterzogen. Das Lösungsglühen nach dem Verbinden war identisch mit dem vor dem Verbinden. Die Ausscheidungswärmebehandlung war die zweistufige Standard-Wärmebehandlung der Wahl für diese Legierung, insbesondere mit einem langsamen vierstündigen Temperaturanstieg auf 1.413 K (1.140° C, 2.084° F) und Luftkühlung und anschließender Wärmebehandlung bei 1.123 K (850° C, 1.562° F) für 20 bis 24 Stunden mit Luftkühlung. Die jeweils untersuchten Kombinationen von Folien verschiedener chemischer Zusammensetzungen und Wärmebehandlungsbedingungen werden in Tab. 7 dargestellt.

Tabelle 7

Kombinationen von Folien verschiedener chemischer Zusammensetzungen und Wärmebehandlung/Oberflächenvorbereitung

Name der Probe	Name der Folie	Bor gehalt der Folie, Gewicht-%	Wärmebehandlung vor dem Fügen	Bonding-Zyklus	Wärmebehandlung nach dem Fügen
A	Ni-Flex 110	2,5	Im Gusszustand	A	Lösungsglühen & Ausscheidung
B	Ni-Flex 110	2,5	Lösungsglühen	A	Lösungsglühen & Ausscheidung
C	Ni-Flex 110	2,5	Lösungsglühen	B	Lösungsglühen & Ausscheidung
D	Ni-Flex 115	3,0	Im Gusszustand	A	Lösungsglühen & Ausscheidung
E	Ni-Flex 115	3,0	Lösungsglühen	A	Lösungsglühen & Ausscheidung
F	Ni-Flex 110	1,7	Im Gusszustand/ Polieren mit Korngr. 120	A	Lösungsglühen & Ausscheidung
G	Ni-Flex 120	1,7	Im Gusszustand/ Polieren mit Korngr. 320	A	Lösungsglühen & Ausscheidung
H	Ni-Flex 110	1,3	Im Gusszustand/ Polieren mit Korngr. 600	A	Lösungsglühen & Ausscheidung
I	Ni-Flex 110	1,3	Im Gusszustand	B	Lösungsglühen & Ausscheidungswärmebehandlung
J	Ni-Flex 110	1,3	Lösungsglühen	A	Lösungsglühen & Ausscheidungswärmebehandlung
K	Ni-Flex 110	1,3	Lösungsglühen	A	Lösungsglühen & Ausscheidung
L	Ni-Flex 110	1,3	Lösungsglühen	A	Lösungsglühen & Ausscheidung
M	Ni-Flex 110	1,3	Lösungsglühen	A	Lösungsglühen & Ausscheidung
N	Ni-Flex 110	1,3	Im Gusszustand	B	Ausscheidung
O	Ni-Flex 110	2,5	Lösungsglühen	B	Ausscheidung

Anm.: Lösungsglühen = Lösungsglühbehandlung; Ausscheidung = Ausscheidungswärmebehandlung

[0114] Die in Tab. 7 aufgelisteten Proben wurden mit Hilfe von Rasterelektronenmikroskopie (SEM) untersucht und einer chemischen Analyse durch energiedispersive Spektroskopie (EDS) unterzogen. Zusätzliche Mikrogefügeuntersuchungen, einschl. Lichtmikroskopie, Mikrosondenanalyse und Transmissionsrasterelekt-

ronenmikroskopie (STEM), wurden an ausgesuchten Proben durchgeführt. Die Proben wurden nach dem Fügen und ggf. nach dem Lösungsglühen im Anschluss an das Fügen untersucht, um die zeikale Gleichförmigkeit quer zur Fügeregion zu prüfen. Die Proben wurden anschließend nach der Ausscheidungswärmebehandlung geprüft, um Form und Gleichförmigkeit des γ' -Gefüges zu prüfen.

[0115] Alle in Tab. 7 aufgelisteten Bedingungen ergaben gleichförmige chemische Zusammensetzungen quer zur Fügelinie und erzeugten große γ' -Fraktionen innerhalb der Fügeregion. Unterschiede wurden bei der spezifischen γ' -Volumenfraktion und insbesondere bei der γ' -Morphologie in Abhängigkeit von der Wärmebehandlung und der Zusammensetzung des Bonding-Materials beobachtet. Das optimale Gefüge, das der optimal wärmebehandelten Basislegierung entsprach, wurde in Probe 1 erzielt, und zwar mit Hilfe der Ni-Flex-110-Folie mit 1,3% Bor, einer niedrigeren Bonding-Temperatur von 1.505 K (1.232° C, 2.250°F) und anschließender Lösungsglüh- und Ausscheidungswärmebehandlung.

[0116] Als die Zyklen mit höheren Bonding-Temperaturen mit höheren Borwerten angewendet wurden, wurde übermäßige Bonding-Verflüssigung, die sich durch Auslaufen an der Probenseite manifestierte, beobachtet. Übermäßige Bonding-Verflüssigung ist beim Bonding von Präzisionsgefügen unerwünscht. Geringere Borwerte und niedrigere Bonding-Temperaturen könnten übermäßige Verflüssigung vermeiden helfen, und wenn sie gute Gefüge in der Fügeregion ergeben, sollten sie bevorzugt werden.

[0117] Obwohl die chemische Zusammensetzung der Folien – was nicht die Hauptelemente betrifft – wenig Auswirkungen auf die chemische Zusammensetzung der gefügten Region zu haben schien, hatte sie dennoch einen deutlichen Einfluss auf die γ' -Morphologie in der Fügeregion. Das in der Fügeregion der Probe, die mit der Ni-Flex-Folie 115 verarbeitet wurde, gebildete γ' ist runder als jenes, das sich in der Fügeregion der Probe bildete, die mit der Ni-Flex-Folie 110 verarbeitet wurde. Stärker quaderförmige γ'/γ' -Gefüge sind vorzuziehen, da dies auf größere Anisotropie und Festigkeit unter Kriechbedingungen hindeutet. Daher wurde Flex-Folie 110 als bevorzugte Bonding-Folie für CMSX-4 ausgewählt.

[0118] Die Untersuchung der Gefüge, die mit verschiedenen Folien, verschiedenen Substratbedingungen und verschiedenen Wärmebehandlungsprozessen nach dem Fügen erzielt wurden, ergibt, dass alle diese Parameter das Ausmaß beeinflussen, in dem der Bonding-Prozess das Basismetall auflöst und anschließend die chemische Zusammensetzung und das Gefüge in der Fügeregion steuert. Ein optimales Mikrogefüge wird erzielt, wenn die Auflösung des Basismetalls dafür sorgt, dass die Zusammensetzung des Bonding-Herds so ausreichend ist, dass er mit annähernd der gleichen Zusammensetzung wie das Basismaterial erstarrt, jedoch nicht ausreichend genug, um die Bildung von γ' -Eutektika bei der endgültigen Erstarrung an der Fügelinie zu erlauben.

[0119] Übermäßige Auflösung des Basismetalls, die zur Bildung von γ' -Eutektika an der Fügelinie führt, wurde bei der Probe C beobachtet, die mit 2,5% Bor gefügt wurde. Obwohl die Bonding-Folie weniger Aluminium und Titan enthält als die Basislegierung, verursacht das aggressive Auflösen dieser Elemente in den Bonding-Herd anschließend die Bildung von γ' -Eutektika an der Fügelinie. Wenn die eutektischen Partikel klein sind, können sie durch Lösungsglühen nach dem Fügen aufgelöst werden; es wurde beobachtet, dass Fügungen mit höheren Borwerten eine Lösungsglühbehandlung nach dem Fügen erforderten, um bessere γ' -Mikrogefüge zu entwickeln. Da jedoch eine Lösungsglühbehandlung nach dem Fügen das Auflösen größerer eutektischer Partikel nicht garantieren kann, sind wohl geringere Borwerte und niedrigere Bonding-Temperaturen vorzuziehen.

[0120] Umgekehrt gilt, dass – wenn Aluminium und Titan aus dem Basismetall gelöst werden – die chemische Zusammensetzung und das Gefüge des γ' in der Fügezone modifiziert werden. Folge dieser Verarmung sind eine reduzierte γ' -Volumenfraktion und das Rundwerden der verstärkenden γ' -Quader. Da mehr Aluminium im γ' zu einer stärker winkligen γ' -Morphologie führt, sollte die erhöhte Auflösung des Aluminiums im Basismetall eine bessere Anisotropie und Kriechfestigkeit ergeben. Bei Probe I war das Substrat im Gusszustand, und bei Probe M war das Substrat im lösungsgeglühten Zustand vor dem Fügen. Probe I zeigte die bevorzugte winklige γ' -Morphologie – wahrscheinlich, da mehr Aluminium für die Auflösung aus eutektischen und interdendritischen Regionen des Gefüges im Gusszustand vorhanden war.

[0121] Um die Wirkung der Oberflächenvorbereitung auf die Fügequalität zu beurteilen, wurden Fügeflächen mit verschiedenen Oberflächengüten durch starkes Polieren mit Korngrößen von 120 über 320 bis 600, leichtes Polieren mit Korngröße 600, spannungarmes Schleifen und Elektropolitur vorbereitet. Obwohl keine der so vorbereiteten Flächen Rekristallisierung ergab, ergaben sich auf den mechanisch stärker polierten Flächen sehr kleine gerundete γ' -Partikel in der Fügezone, während die optimale, quaderförmige γ' -Morphologie durch leichtes Polieren mit Korngröße 600, spannungarmes Schleifen und Elektropolitur erzielt wurde. Obwohl Elek-

tropolituren eine ausgezeichnete, spannungsfreie, glatte Oberfläche ergaben, neigte dieses Verfahren dazu, die Kanten der Proben abzurunden, an denen sich anschließend beim Fügen häufig Kantenkerben auf Grund dieses Effektes ergaben. Da spannungarmes Schleifen eine optimale Fügeregion produzierte und da dieses Oberflächen-Fertigbearbeitungsverfahren eine präzise maschinelle Bearbeitung der Prüfblöcke erlaubte, wurde das letztgenanntes Verfahren für das Vorbereiten gegenüberliegender Flächen für die Proben gewählt, die für die mechanischen Versuche vorgesehen waren.

[0122] Die mechanischen Eigenschaften, die durch die gut verbundenen Monokristalle belegt wurden, erwiesen sich als denen herkömmlicher, nicht gefügter, optimal wärmebehandelter Monokristalle sehr ähnlich. Tabelle 8 präsentiert einige Zugfestigkeitsdaten für einige der gefügten Proben und vergleicht diese Daten mit denen der Referenzlegierung CMSX-4. Tabelle 9 präsentiert die Kriechbruchfestigkeitsdaten für einige Bonding-Prozesse und vergleicht diese Daten mit denen der Referenzlegierung CMSX-4.

[0123] Die Proben für die mechanischen Prüfungen wurden durch erneutes Bonding von 2 Viertelabschnitten der gegossenen Originalbrammen gewonnen, so dass diese anschließend Brammen mit den Maßen $9,5 \times 76,2 \times 76$ mm ($0,375 \times 3 \times 3$ Inch) bilden. Diese Brammen wurden anschließend in $9,5$ mm ($0,375$ Inch) breite Probenrohlinge geschnitten, die dann durch maschinelle Bearbeitung in Proben mit $0,6$ mm ($0,25$ Inch) Durchmesser für die Kriech- und Zugfestigkeitsprüfungen geschnitten wurden. Die Achsen der Proben lagen daher parallel zur Originalwachstumsrichtung der monokristallinen Brammen.

[0124] Die Zugfestigkeitsprüfungen wurden bei Zimmertemperatur, 1.172 K (899° C, 1.650° F) und 1.255 K (982° C, 1.800° F) durchgeführt. Die Proben ergaben Festigkeiten, die den Werten ähnelten, die für gute CMSX-4-Monokristalle erwartet werden. Einige der Duktilitätswerte waren jedoch niedriger als die, die für gute CMSX-4-Monokristalle erwartet werden. Dennoch sind die aufgezeichneten Werte immer noch hoch im Vergleich zu denen polykristalliner Superlegierungen, die unter ähnlichen Bedingungen geprüft wurden. Zudem traten fast alle Brüche der gefügten Proben im Basismaterial auf.

[0125] Im Gegensatz zu den Zugbrüchen neigten alle Kriechbrüche eher dazu, in den Fügeregionen aufzutreten. Dennoch war die Kriechbruch-Lebensdauer nicht nur der für CMSX-4 erwarteten Lebensdauer sehr ähnlich, sondern übertraf in einigen Fällen sogar die Lebensdauer nicht gefügter monokristalliner Proben, die aus demselben Gießlos entnommen worden waren. Die Lokalisierung der Brüche manifestierte sich jedoch innerhalb der Fügezonen durch reduzierte Duktilitätswerte der gefügten Proben, die immer niedriger als die der nicht gefügten Proben waren. Da es kein Mikrogefugegefälle quer zur Fügezone gab, war der Grund für diese Beschränkung nicht eindeutig erkennbar. Da die Kriechbruch-Duktilitätswerte, die sich bei den am besten abschneidenden Proben ergaben, immer im Bereich 10 bis 20 Prozent lagen, scheint das Gefüge nach dem Bonding mehr als genug Festigkeit und Duktilität für den Betrieb zu haben.

[0126] Die Festigkeits- und Duktilitätswerte, die sich aus den Kriech- und Zugfestigkeitsprüfungen ergaben, unterstützen die Auswahl der Bonding-Folien und Wärmebehandlungbedingungen für das Bonding von monokristallinem CMSX-4. Die in diesem Programm entwickelten mechanischen Eigenschaften zeigen, dass gefügte CMSX-4-Monokristalle eine signifikante Fraktion (mind. 90%) der thermischen und mechanischen Eigenschaften aufweisen, die bei reinen CMSX-4-Monokristallen zu beobachten sind. Ein Vergleich dieser Eigenschaften mit denen, die zur Unterstützung der konstruktiven Lasten quer zu potenziellen Fügeebenen bei vorgefertigten Turbinenschaufeln erforderlich sind, zeigt, dass die Fügeahrtregionen bei vorgefertigten Turbinenschaufeln keine Quelle für Schwächen oder Anfälligkeit sein dürfen.

Tabelle 8

Zugfestigkeitseigenschaften von gefügtem CMSX-4

CMSX-4						
Proben-name	Verarbeitung	Fehlerort	Streckgrenze (ksi)	UTS (ksi)	% Streckung	% R.A.
	Datenbank, typisch	Basismetall	130	150	14	18
C	110 2,5 B S/B/S+P	Basismetall	140	152	13,5	16,1
N	110 1,3 B A-C/B/P	Basismetall	117, 118	142, 157	14,5, 25,4	15,4, 24,5
O	110 2,5 B S/B/P	Basismetall	111	122	14,7	17,1
I	110 1,3 B A-C/B/S+P	Basismetall	N/R	137	2,6	6,4
	Abnahmekriterien	Basismetall	115	123	---	---
	Datenbank, typisch	Basismetall	110	150	18	37
C	110 2,5 B S/B/S+P	Basismetall	114	140	3,4	5,9
N	110 1,3 B A-C/B/P	Fügenaht	100, 99	128, 128	13,7, 16,5	19,6, 24,3
O	110 2,5 B S/B/P	Basismetall	105, 106	130, 131	22,9, 18,5	34,5, 28,4
I	110 1,3 B AC/B/S+P	Basismetall	106	106	1,1	2,6
	Abnahmekriterien	Basismetall	95	130	---	---
	Datenbank, typisch	Basismetall	95	125	18	45
C	110 2,5 B S/B/S+P	Basismetall	102	117	4,1	6,9
N	110 1,3 B AC/B/P	Fügenaht	74,83	103,99	10,4, 8,1	16,8, 17,8
O	110 2,5 B S/B/P	Basismetall	90, 82	101, 104	19,3, 19,5	26,3, 37,2
I	110 1,3 B A-C/B/S+P	Basismetall	110, 61	119, 61	13,6, 4,6	21,4, 7,9
	Abnahmekriterien	Basismetall	78	110	---	---

CM247LC / MAR-M247						
Probenname	Verarbeitung	Fehlerort	Streckgrenze (ksi)	UTS (ksi)	% Streckung	% R.A.
	Datenbank, typisch	Basismetall	116	139	7,5	11
	115 3 B A-C/B/P	Basismetall	129	141	8,5	9,1
	115 3 B A-C/B	Basismetall	111	137	10,1	17,2
	Abnahmekriterien	Basismetall	94	126	6	7
	Datenbank, typisch	Basismetall	105	132	9	11
	115 3 B A-C/B/P	Füge naht	89	109	1,1	1,8
	115 3 B A-C/B	Basismetall	80	110	2,3	4,9
	Abnahmekriterien	Basismetall	75	105	7,5	8
	Datenbank, typisch	Basismetall	50	80	14	19
	115 3 B A-C/B/P	Füge naht	54	67	1,5	1,8
	115 3 B A-C/B	Füge naht	52	70	0,4	1,1
	Abnahmekriterien	Basismetall	30	65	12	15

Tabelle 9

Kriechfestigkeitseigenschaften

CMSX-4							
Probenname	Temperatur	Belastung (ksi)	Verarbei- tung	Fehler- lokalisie- rung	Bruchzeit (Stunden)	% Stre- ckung	% R.A.
	1650 F	50	Datenbank, typisch	Basisme- tall	~ 1000	---	---
C	1650 F	50	110 2,5 B S/B/S+P	Fügenaht	872,7	18,5	23,7
N	1650 F	50	110 1,3 B A-C/B/P	Fügenaht	342,5	11,4	17,8
O	1650 F	50	110 2,5 B S/B/P	Fügenaht	393,1	6,4	8,3
I	1650 F	50	110 1,3 B A-C/B/S+P	Fügenaht	1125,4, 405	11,2, 3,1	18,7, 9,4
	1650 F	50	Ohne Ver- bindung, Basisle- gierung	Basisme- tall	893	33,6	34,9
	1650 F	80	Datenbank, typisch	Basisme- tall	30 - 100	---	---
C	1650 F	80	110 2,5 B S/B/S+P	Fügenaht	67,6	13,8	18,4
N	1650 F	80	110 1,3 B A-C/B/P	Fügenaht	11,5	7,6	17
O	1650 F	80	110 2,5 B S/B/P	Fügenaht	19,8	16,7	20,2
I	1650 F	80	110 1,3 B A-C/B/S+P	Basisme- tall, Fü- genaht	16,7, 59,6	5,1, 10,6	5,3, 21,2
	1650 F	80	Ohne Ver- bindung, Basisle- gierung	Basisme- tall	7,8	15,1	23,8
	1800 F	28	Datenbank, typisch	Basisme- tall	~ 1000	---	---
C	1800 F	28	110 2,5 B S/B/S+P	Fügenaht	793,6	23,5	24
N	1800 F	28	110 1,3 B A-C/B/P	Fügenaht	235,5	6,7	10,8

O	1800 F	28	110 2,5 B S/B/P	Fügenaht	187,9	2,6	3,9
I	1800 F	28	110 1,3 B A-C/B/S+P	Fügenaht, Fügenaht	784,4, 838	15,3, 17,1	15,4, 18,5
	1800 F	28	Ohne Ver- bindung, Basisle- gierung	Basisme- tall	384	24,3	27,6
CMSX - 4							
	1800 F	45	Datenbank, typisch	Basisme- tall	~ 100	---	---
C	1800 F	45	110 2,5B S/B/S+P	Fügenaht, Fügenaht	97,8, 102,8	20,2, 25,6	26,3, 27,8
N	1800 F	45	110 1,3 B A-C/B/P	Fügenaht	6	2,5	6,2
O	1800 F	45	110 2,5 B S/B/P	Fügenaht	21,2	11,3	24,6
I	1800 F	45	110 1,3 B A-C/B/S+P	Fügenaht, Fügenaht, Basisme- tall	32,1, 78,1, 81,8	3,9, 17,8, 11,8	9,8, 23,5, 16,3
	1800 F	45	Ohne Ver- bindung, Basisle- gierung	Basisme- tall	75,6	27,6	28

[0127] Die in den Tabellen 8 und 9 dargestellten Eigenschaften spiegeln die Eigenschaften gefügter Monokristalle wider, bei denen die beiden Kristallflächen gut fluchten und bei denen die Prüfachse der Ausrichtung <001> sehr nahe kommt, die die stärkste Prüfrichtung bei monokristallinen Legierungen auf Nickelbasis ist. Für die Eigenschaften eines gefügten Monokristalls wird erwartet, dass sie die gleiche Richtungsabhängigkeit zeigen, wie dies bei einem ungefügten Monokristall der Fall ist. Da das Mikrogefüge quer zur Originalberührungsfläche fortlaufend ist, stellt die Fügeregion keine übermäßige Schwachebene dar, wenn durch Fehlorientierung die mechanische Prüfachse weg vom Lot auf der Fügelinie verschoben wird, und es dürfte sich keine Abweichung vom Verhalten herkömmlicher Monokristalle ergeben, falls die beiden gefügten Anteile die gleich kristallografische Ausrichtung haben.

[0128] Eine andere Situation ergibt sich, wenn die beiden gefügten Kristallanteile nicht die gleiche Ausrichtung haben. In diesem Fall kann die Fehlorientierung zwischen den beiden Kristallgefügen die Bildung einer Korngrenzenstruktur zwischen den beiden Anteilen nach ihrem Fügen bewirken. Bekanntermaßen sind Korngrenzen bei Monokristallen bei hohen Temperaturen Schwachstellen, an denen es zu vorzeitigem Versagen kommt. Die mit Superlegierungen auf Nickelbasis gemachte Erfahrung hat gezeigt, dass sich die Materialeigenschaften schrittweise verschlechtern, wenn die Fehlorientierung der Korngrenze zunimmt.

[0129] Die Gießspezifikationen berücksichtigen in der Regel das Vorhandensein von Korngrenzen bis ca. 10 Grad, obwohl einige Fälle bekannt sind, in denen Fehlorientierungen von 15 bis 20 Grad toleriert wurden. Da das Vorhandensein einer starken Fehlorientierung nicht die Struktur der Korngrenze beeinträchtigt, die sich beim Fügen bildet, sind die Eigenschaften einer gefügten Korngrenze identisch mit denen einer Korngrenze, die sich bei einem herkömmlichen Gussstück bildet. Daher dürfte die zulässige Fehlpassung quer zu einer gefügten Korngrenze identisch mit der sein, die für eine gegossene Korngrenze zulässig ist, z.B. 10, 15 oder 20 Grad (je nach Abnahmekriterien). Um die praktische Anwendung des Bondings sicherzustellen, sollten die kristallografischen Ausrichtungen der zu fügenden Teile innerhalb dieser Grenzwerte liegen.

[0130] 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 zum Verbinden gegossener Superlegierungen, das Folgendes beinhaltet:
das Gießen gesonderter Superlegierungssegmente (**12, 14**);
das Vorbereiten der Berührungsflächen (**18, 16**) benachbarter Segmente;
gekennzeichnet durch folgende Schritte:
das Platzieren einer Bonding-Mediumschicht zwischen die Berührungsflächen;
das Verbinden der Segmente durch das Bonding-Medium in einem isothermischen TLP-Bonding-Prozess (Transient Liquid Phase Bonding); und
die Ausscheidungswärmebehandlung der gefügten Segmente.
2. Verfahren nach Anspruch 1, das zusätzlich eine Lösungsglühbehandlung der gefügten Segmente vor der Ausscheidungswärmebehandlung der gefügten Segmente beinhaltet.
3. Verfahren nach Anspruch 1, das zusätzlich eine Ausscheidungswärmebehandlung der gefügten Segmente durch Erwärmen der gefügten Segmente mit einer ersten Temperatur und anschließend mit einer zweiten Temperatur beinhaltet, die niedriger als die erste Temperatur ist.
4. Verfahren nach Anspruch 1, bei dem mindestens eines der Superlegierungssegmente eine monokristalline Superlegierung beinhaltet.
5. Verfahren nach Anspruch 4, bei dem die monokristalline Superlegierung eine Superlegierung auf Nickelbasis ist.
6. Verfahren nach Anspruch 5, 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.
7. Verfahren nach Anspruch 5, bei dem mindestens ein anderes Superlegierungssegment eine polykristalline Superlegierung auf Nickelbasis beinhaltet, die mit der monokristallinen Superlegierung auf Nickelbasis verbunden wird.
8. Verfahren nach Anspruch 5, bei dem mindestens ein anderes Superlegierungssegment eine gerichtet erstarnte Superlegierung auf Nickelbasis beinhaltet, die mit der monokristallinen Superlegierung auf Nickelbasis verbunden wird.
9. Verfahren nach Anspruch 8, bei dem die gerichtet erstarnte Superlegierung auf Nickelbasis ca. 8,1 Gewicht-% Cr, 9,2 Gewicht-% Co, 5,6 Gewicht-% Al, 0,7 Gewicht-% Ti, 0,5 Gewicht-% Mo, 3,2 Gewicht-% Ta, 9,5 Gewicht-% W, 1,4 Gewicht-% Hf, 0,015 Gewicht-% Zr, 0,015 Gewicht-% B, 0,07 Gewicht-% C und für den unbestimmten Restanteil Ni beinhaltet.
10. Verfahren nach Anspruch 1, das zusätzlich die Vorbereitung der Berührungsflächen benachbarter Segmente mit einer Toleranz von < ca. 0,0025 cm beinhaltet.
11. Verfahren nach Anspruch 1, das zusätzlich die Vorbereitung der Berührungsflächen benachbarter Segmente durch Funkenerosionsbearbeitung (EDM) beinhaltet.
12. Verfahren nach Anspruch 1, das zusätzlich Folgendes beinhaltet:
Bereitstellung von Übermaßmaterial auf den Fügeflächen zwischen benachbarten Segmenten, das sich in eine Richtung erstreckt, die im Wesentlichen lotrecht zu einer Gesamtebene der Fügeebebe liegt; und
Vorbereiten der Berührungsflächen benachbarter Segmente durch Abtragen des Übermaßmaterials.
13. Verfahren nach Anspruch 1, bei dem das Bonding-Medium ein Material ähnlicher Zusammensetzung, wie sie mindestens eines der Superlegierungssegmente aufweist, sowie ein Schmelzpunkt-Senkungsmittel be-

inhaltet.

14. Verfahren nach Anspruch 13, bei dem das Schmelzpunkt-Senkungsmittel Bor beinhaltet.
15. Verfahren nach Anspruch 13, bei dem das Bonding-Medium eine Bonding-Folie beinhaltet.
16. Verfahren nach Anspruch 1, bei dem die Fügezone zwischen den ausscheidungswärmebehandelten Segmenten im Wesentlichen nicht rekristallisiert ist.
17. Verfahren nach Anspruch 1, bei dem mindestens eines der Superlegierungssegmente eine monokristalline Superlegierung auf Nickelbasis aufweist, und eine Fügezone zwischen dem monokristallinen Superlegierungssegment auf Nickelbasis und einem benachbarten Superlegierungssegment im Wesentlichen das gleiche Mikrogefüge aufweist wie das monokristalline Superlegierungssegment auf Nickelbasis.
18. Verfahren nach Anspruch 1, bei dem mindestens eines der Superlegierungssegmente eine monokristalline Superlegierung auf Nickelbasis aufweist, und eine Fügezone zwischen dem monokristallinen Superlegierungssegment auf Nickelbasis und einem benachbarten Superlegierungssegment im Wesentlichen die gleiche chemische Zusammensetzung aufweist wie das monokristalline Superlegierungssegment auf Nickelbasis.
19. Verfahren nach Anspruch 1, bei dem mindestens zwei der benachbarten Superlegierungssegmente monokristalline Superlegierungen auf Nickelbasis beinhalten und die Orientierungen der Monokristalle der Superlegierungen auf Nickelbasis mit einer Toleranz von 20 Grad miteinander fluchten.
20. Verfahren nach Anspruch 1, bei dem mindestens zwei der benachbarten Superlegierungssegmente monokristalline Superlegierungen auf Nickelbasis beinhalten und die Orientierungen der Monokristalle der Superlegierungen auf Nickelbasis mit einer Toleranz von 15 Grad miteinander fluchten.
21. Verfahren nach Anspruch 1, bei dem mindestens zwei der benachbarten Superlegierungssegmente monokristalline Superlegierungen auf Nickelbasis beinhalten und die Orientierungen der Monokristalle der Superlegierungen auf Nickelbasis mit einer Toleranz von 10 Grad miteinander fluchten.
22. Verfahren nach Anspruch 1, bei dem die verbundenen Segmente eine Gesamtlänge von mehr als ca. 305 mm (12 Inches), eine Gesamtbreite von mehr als ca. 102 mm (4 Inches) und eine Gesamtdicke von mehr als ca. 8 mm (5/16 Inch) erreichen.
23. Verfahren nach Anspruch 1, bei dem die verbundenen Segmente eine Turbinenschaufel beinhalten.

Es folgen 8 Blatt Zeichnungen

Anhängende Zeichnungen

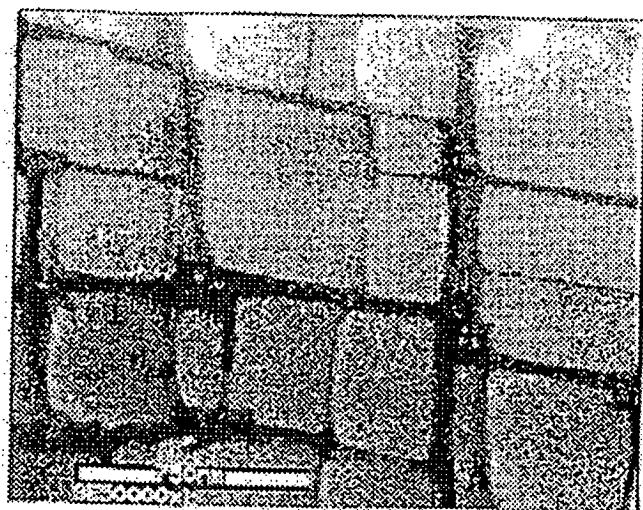


Abb. 1

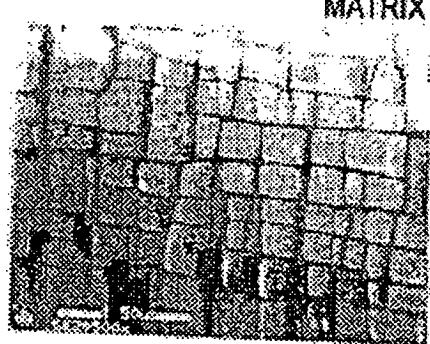


Abb. 2

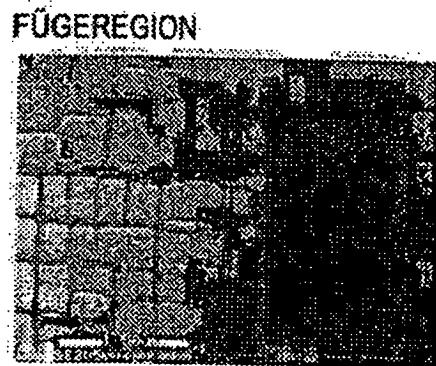


Abb. 3

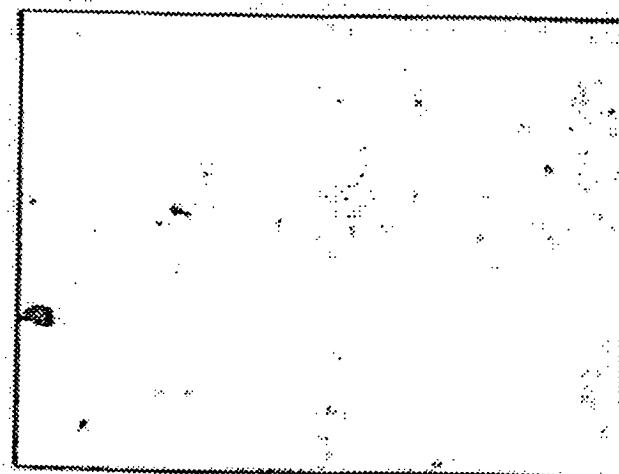


Abb. 4

ERSATZBLATT (VORSCHRIFT 26)

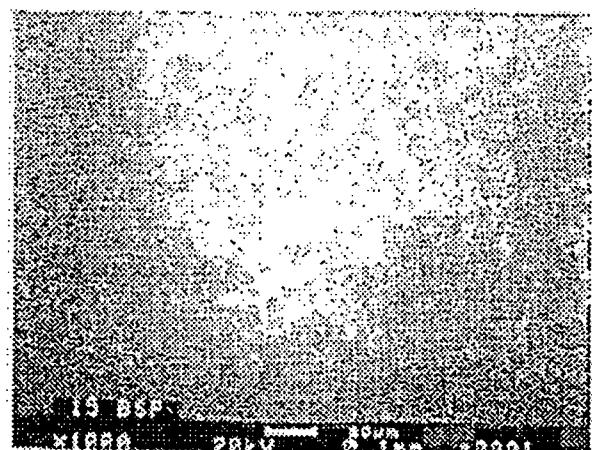


Abb. 5

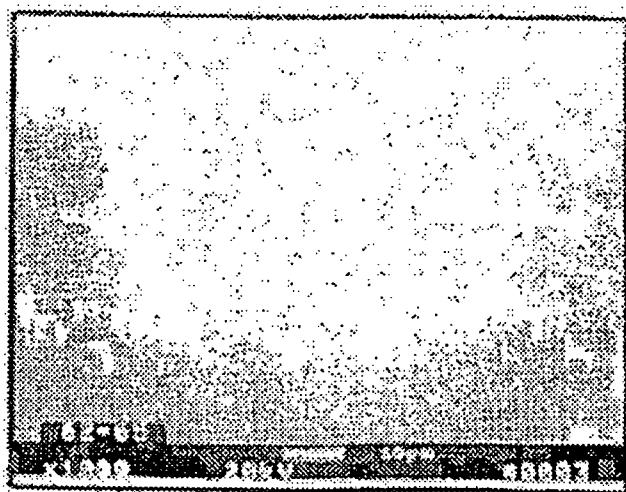


Abb. 7

Gusszustand/Fügung/
Lösungsglühen+Ausscheidungswärmebehandlung



Abb. 8

ERSATZBLATT (VORSCHRIFT 26)

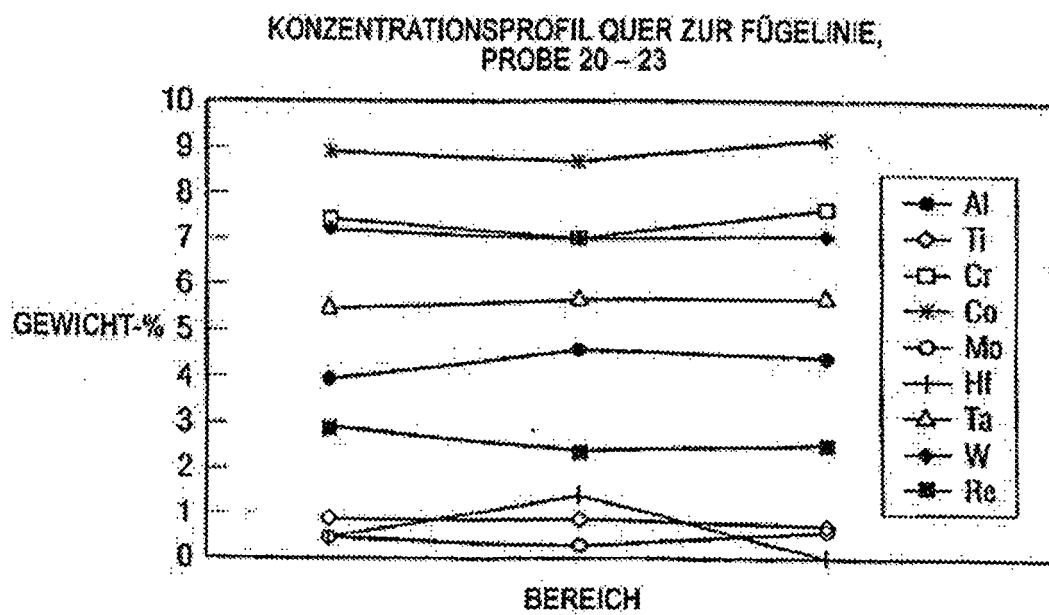


Abb. 6

ERSATZBLATT (VORSCHRIFT 26)

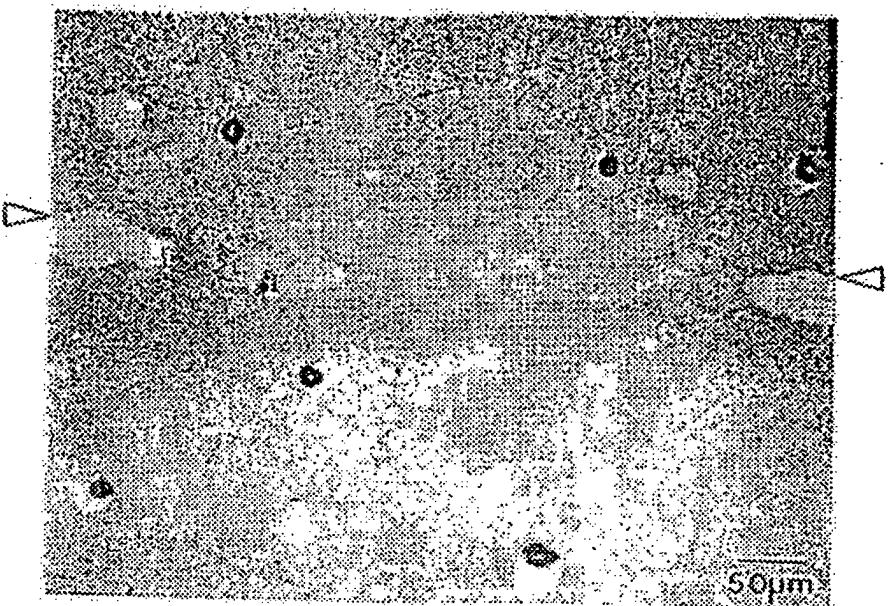


Abb. 9

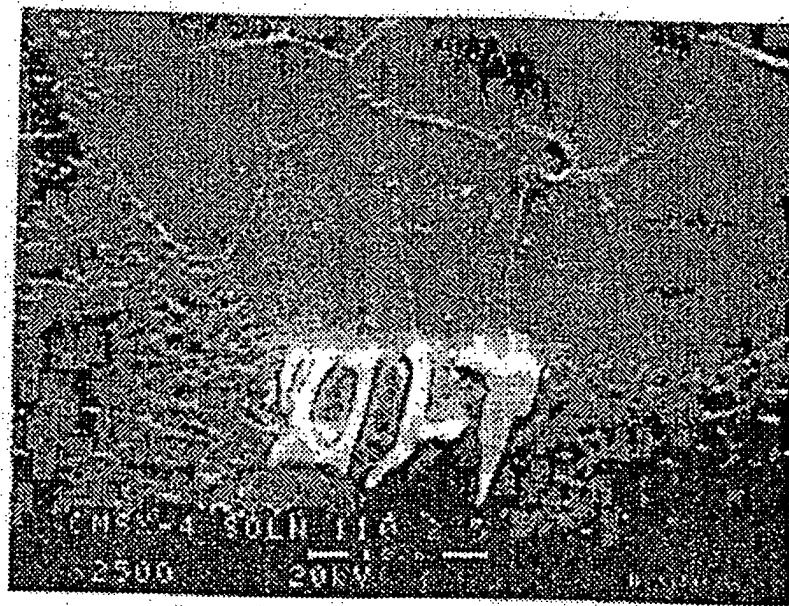


Abb. 10

ERSATZBLATT (VORSCHRIFT 26)

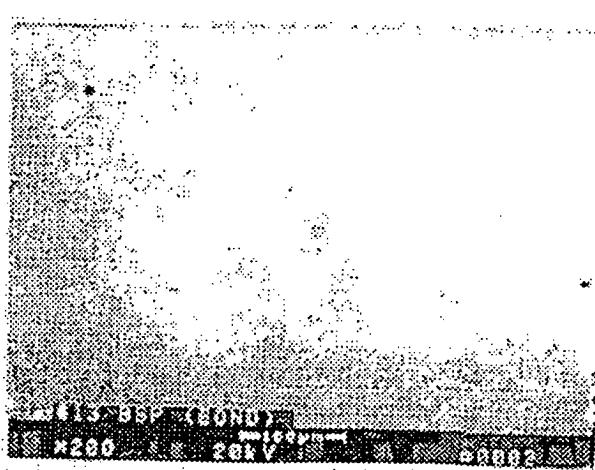


Abb. 11

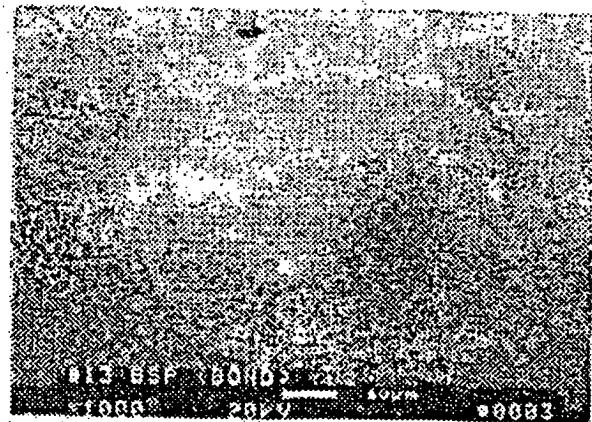


Abb. 12

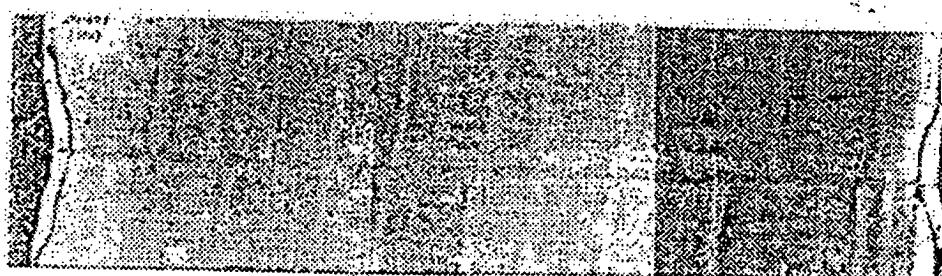


Abb. 13

ERSATZBLATT (VORSCHRIFT 26)

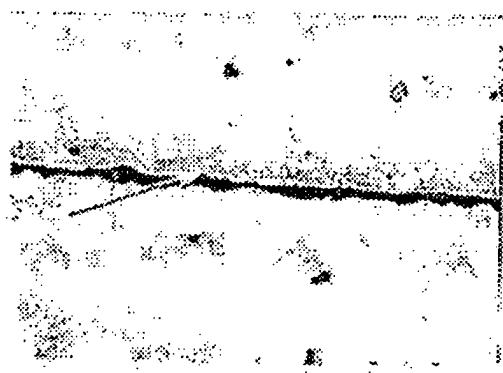


Abb. 14

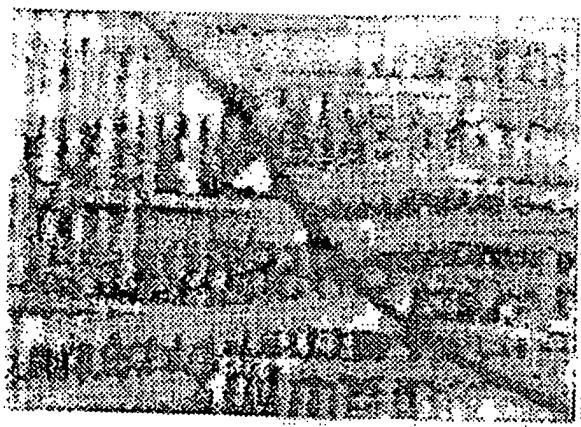


Abb. 15

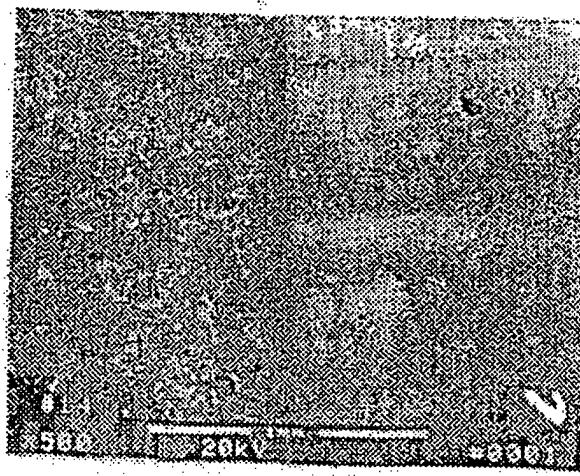


Abb. 19

ERSATZBLATT (VORSCHRIFT 26)

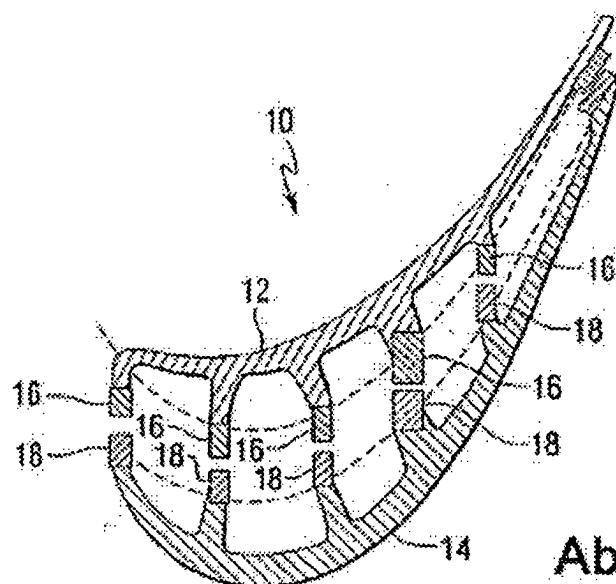


Abb. 16

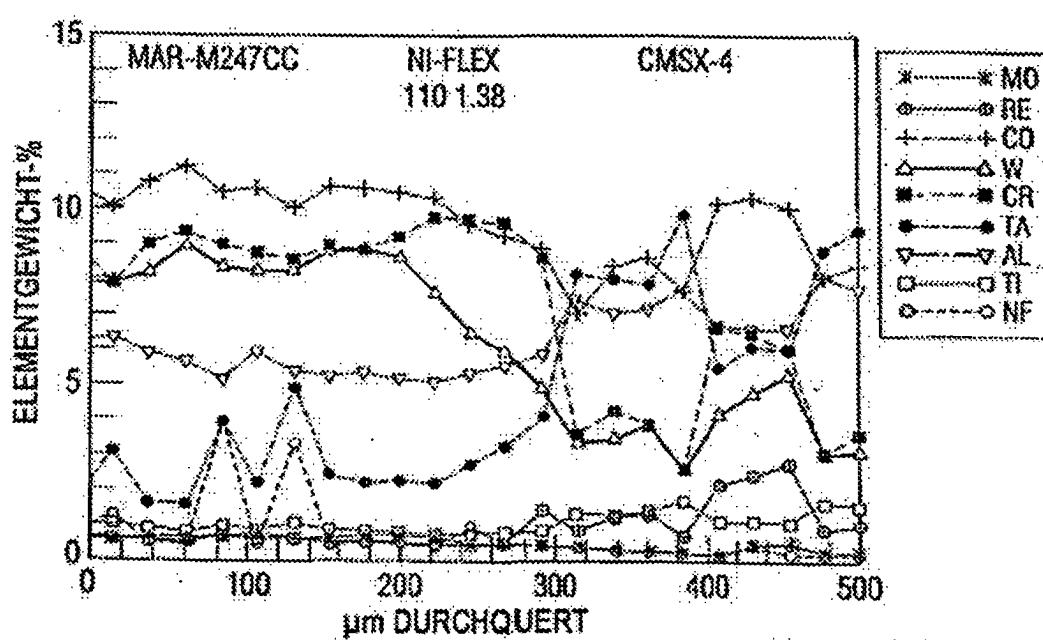


Abb. 20

ERSATZBLATT (VORSCHRIFT 28)

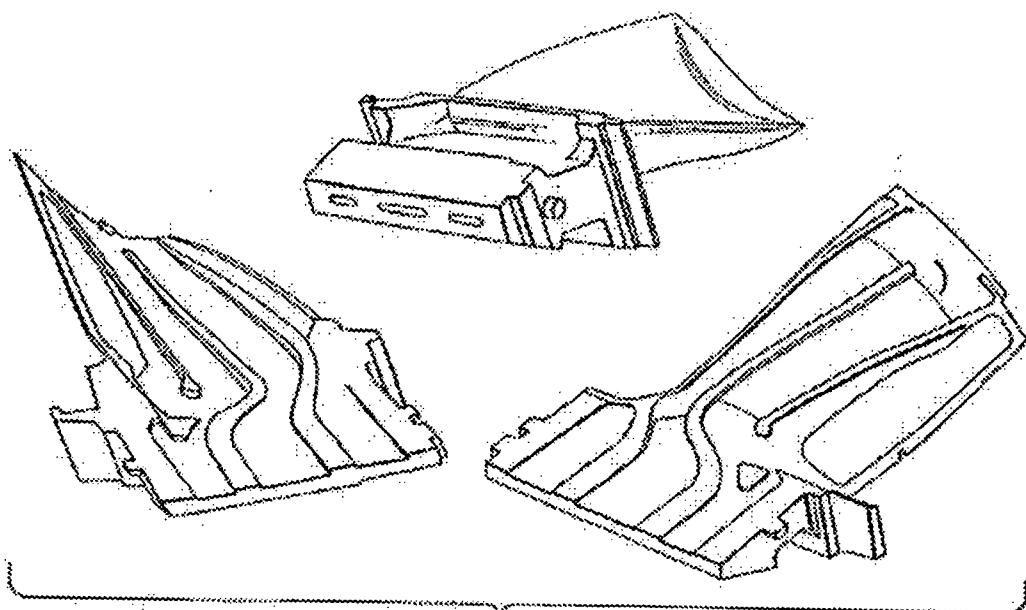


Abb. 17

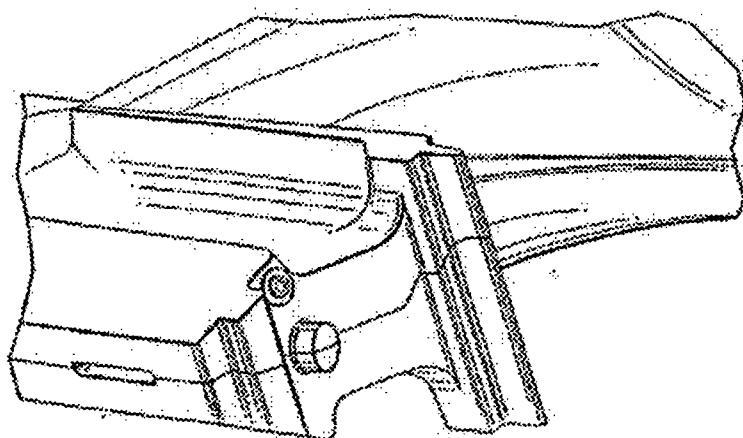


Abb. 18

ERSATZBLATT (VORSCHRIFT 26)