



(12) **EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG**

(43) Veröffentlichungstag:
10.08.2011 Patentblatt 2011/32

(51) Int Cl.:
C22C 19/05 (2006.01)

(21) Anmeldenummer: **11151997.1**

(22) Anmeldetag: **25.01.2011**

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

(71) Anmelder: **Alstom Technology Ltd**
5400 Baden (CH)

(72) Erfinder:
• **Nazmy, Mohamed**
5442 Fislisbach (CH)
• **Gerdess, Claus Paul**
5406 Rütihof (CH)
• **Künzler, Andreas**
5400 Baden (CH)

(30) Priorität: **05.02.2010 CH 1422010**

(54) **Nickel-Basis Superlegierung mit verbessertem Degradationsverhalten**

(57) Die Erfindung betrifft eine Nickel-Basis-Superlegierung. Die erfindungsgemässe Legierung ist gekennzeichnet durch folgende chemische Zusammensetzung (Angaben in Gew.-%): 7.7-8.3 Cr, 5.0-5.25 Co, 2.0-2.1 Mo, 7.8-8.3 W, 5.8-6.1 Ta, 4.9-5.1 Al, 1.3-1.4 Ti, 0.1-0.6

Pt, 0.1-0.5 Nb, 0.11-0.15 Si, 0.11-0.15 Hf, 200-750, vorzugsweise 200-300 ppm C, 50-400, vorzugsweise 50-100 ppm B, Rest Ni und herstellungsbedingte Verunreinigungen. Sie zeichnet sich durch ein verbessertes Degradationsverhalten aus.

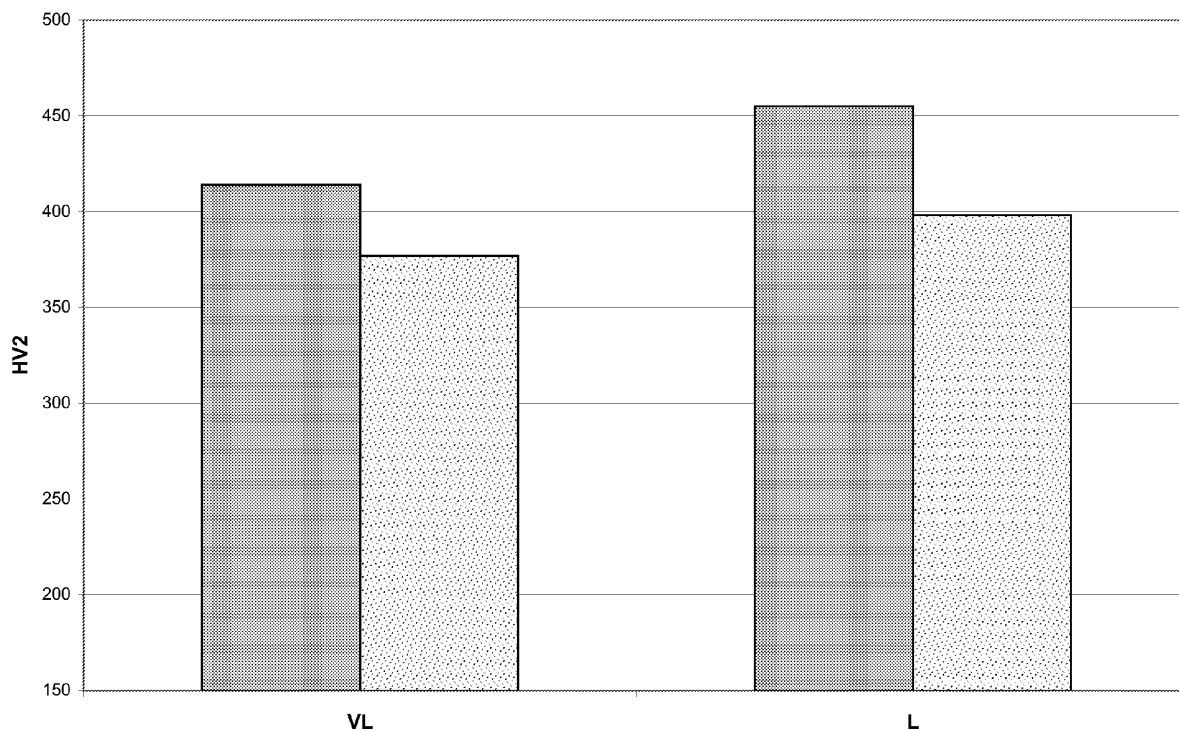


Fig. 3

Beschreibung

[0001] Die Erfindung bezieht sich auf das Gebiet der Werkstofftechnik. Sie betrifft eine Nickel-Basis-Superlegierung, insbesondere zur Herstellung von Einkristall-Komponenten (SX-Legierung) oder Komponenten mit gerichtet erstarrtem Gefüge (DS-Legierung), wie beispielsweise Schaufeln für Gasturbinen, welche sich durch ein verbessertes Degradationsverhalten auszeichnet.

Stand der Technik

[0002] Nickel-Basis-Superlegierungen sind bekannt. Einkristall-Komponenten aus diesen Legierungen weisen bei hohen Temperaturen eine sehr gute Materialfestigkeit auf. Dadurch kann z. B. die Einlasstemperatur von Gasturbinen erhöht werden, wodurch die Effizienz der Gasturbine steigt.

[0003] Nickel-Basis-Superlegierungen für Einkristall-Komponenten, wie sie beispielsweise aus US 4,643,782, EP 0 208 645 und US 5,270,123 bekannt sind, enthalten dazu mischkristallverfestigende Legierungselemente, beispielsweise Re, W, Mo, Co, Cr, sowie γ -Phasen bildende Elemente, beispielsweise Al, Ta, und Ti. Der Gehalt an hochschmelzenden Legierungselementen (W, Mo, Re) in der Grundmatrix (austenitische γ -Phase) nimmt kontinuierlich zu mit der Zunahme der Beanspruchungstemperatur der Legierung. So enthalten z. B. übliche Nickel-Basis-Superlegierungen für Einkristalle 6-8 % W, bis zu 6 % Re und bis zu 2 % Mo (Angaben in Gew.-%). Die in den oben genannten Druckschriften offenbarten Legierungen weisen eine hohe Kriechfestigkeit, gute LCF (Ermüdung bei niedriger Lastspielzahl)- und HCF (Ermüdung bei hoher Lastspielzahl)-Eigenschaften sowie einen hohen Oxidationswiderstand auf.

[0004] Diese bekannten Legierungen wurden für Flugzeugturbinen entwickelt und deshalb optimiert auf den Kurz- und Mittelzeiteinsatz, d.h. die Beanspruchungsdauer wird auf bis zu 20 000 Stunden ausgelegt. Im Gegensatz dazu müssen industrielle Gasturbinen-Komponenten auf eine Beanspruchungsdauer von bis zu 75 000 Stunden ausgelegt werden.

[0005] Nach einer Beanspruchungsdauer von 300 Stunden zeigt z. B. die Legierung CMSX-4 aus US 4,643,782 beim versuchsweisen Einsatz in einer Gasturbine bei einer Temperatur oberhalb von 1000 °C eine starke Vergrößerung der γ' -Phase, die nachteilig mit einer Erhöhung der Kriechgeschwindigkeit der Legierung einhergeht.

[0006] Es ist auch erforderlich, die Oxidationsbeständigkeit der bekannten Legierungen bei sehr hohen Temperaturen zu verbessern. Aus dem Dokument US 4,719,080 erhält man beispielsweise die Information, dass die Zugabe von Pt, Pd, Ru, und Os einen positiven Einfluss auf eine Erhöhung des Oxidations- und Korrosionswiderstandes der in diesem Dokument beschriebenen Einkristallsuperlegierungen hat, wobei der gesamte Anteil dieser Elemente in einem sehr weiten Bereich von 0-10 Gew.-% liegen soll.

[0007] Ein weiteres Problem der bekannten Nickel-Basis-Superlegierungen, beispielsweise der aus US 5,435,861 bekannten Legierungen, besteht darin, dass die Giessbarkeit bei grossen Komponenten, z. B. bei Gasturbinenschaufeln mit einer Länge von mehr als 80 mm, zu wünschen übrig lässt. Das Giessen einer perfekten, relativ grossen gerichtet erstarrten Einkristall-Komponente aus einer Nickel-Basis-Superlegierung ist extrem schwierig, weil die meisten dieser Komponenten Fehler aufweisen, z. B. Kleinwinkelkorngrenzen, "Freckles" (das sind Fehlstellen bedingt durch eine Kette von gleichgerichteten Körnern mit einem hohem Gehalt an Eutektikum), äquiaxiale Streugrenzen, Mikroporositäten u. a. Diese Fehler schwächen die Komponenten bei hohen Temperaturen, so dass die gewünschte Lebensdauer bzw. die Betriebstemperatur der Turbine nicht erreicht werden. Da aber eine perfekt gegossene Einkristall-Komponente extrem teuer ist, tendiert die Industrie dazu, so viele Defekte wie möglich zuzulassen ohne dass die Lebensdauer oder die Betriebstemperatur beeinträchtigt werden.

[0008] Einer der häufigsten Fehler sind Korngrenzen, welche besonders schädlich für die Hochtemperatureigenschaften der Einkristall-Komponenten sind. Während Kleinwinkelkorngrenzen bei kleinen Bauteilen vergleichsweise wenig vorkommen, sind sie in Bezug auf die Giessbarkeit, die mechanischen Eigenschaften und das Oxidationsverhalten bei hohen Temperaturen bei grossen SX- oder DS-Bauteilen von hoher Relevanz.

[0009] Korngrenzen sind Gebiete hoher örtlicher Fehlordnung des Kristallgitters, da in diesen Gebieten die Nachbarkörner zusammenstossen und somit eine bestimmte Desorientierung zwischen den Kristallgittern vorhanden ist. Je grösser die Desorientierung ist, desto grösser ist die Fehlordnung, d. h. desto grösser ist die Anzahl der Versetzungen in den Korngrenzen, die notwendig sind, damit die beiden Körner zusammenpassen. Diese Fehlordnung steht in direktem Zusammenhang zum Verhalten des Materials bei hohen Temperaturen. Sie schwächt das Material, wenn sich die Temperatur über die äquikohäsive Temperatur ($= 0,5 \times \text{Schmelzpunkt in K}$) erhöht.

[0010] Aus GB 2 234 521 A ist dieser Effekt bekannt. So sinkt bei einer konventionellen Nickel-Basis-Einkristall-Legierung beispielsweise bei einer Prüftemperatur von 871 °C die Bruchfestigkeit extrem ab, wenn die Desorientierung der Körner grösser als 6° ist. Dies wurde auch bei Einkristall-Komponenten mit gerichtet erstarrtem Gefüge festgestellt, so dass allgemein die Ansicht vertreten wurde, Desorientierungen grösser als 6° nicht zuzulassen.

[0011] Aus der genannten GB 2 234 521 A ist auch bekannt, dass durch die Anreicherung von Nickel-Basis-Superlegierungen mit Bor oder Kohlenstoff bei einer gerichteten Erstarrung Gefüge erzeugt werden, welche eine äquiaxiale

oder prismatische Kornstruktur aufweisen. Kohlenstoff und Bor festigen die Korngrenzen, da C und B die Ausscheidung von Karbiden und Boriden an den Korngrenzen verursachen, welche bei hohen Temperaturen stabil sind. Ausserdem verringert die Anwesenheit dieser Elemente in den und entlang der Korngrenzen den Diffusionsprozess, der eine Hauptursache der Korngrenzenschwäche ist. Es ist daher möglich, die Desorientierungen auf 10 bis 12° zu erhöhen und trotzdem gute Eigenschaften des Materials bei hohen Temperaturen zu erzielen. Insbesondere bei grossen Einkristallkomponenten aus Nickel-Basis-Superlegierungen beeinflussen diese Kleinwinkelkorngrenzen aber negativ die Eigenschaften.

[0012] Aus EP 1 359 231 B1 ist eine Nickel-Basis-Superlegierung zur Herstellung von Einkristallkomponenten bekannt, die eine verbesserte Giessbarkeit und einen erhöhten Oxidationswiderstand im Vergleich zu den oben genannten Legierungen aufweist und durch folgende chemische Zusammensetzung (Angaben in Gew.-%) gekennzeichnet ist:

7.7-8.3 Cr
5.0-5.25 Co
2.0-2.1 Mo
7.8-8.3 W
5.8-6.1 Ta
4.9-5.1 Al
1.3-1.4 Ti
0.11-0.15 Si
0.11-0.15 Hf
200-750 ppm C
50-400 ppm B

Rest Nickel und herstellungsbedingte Verunreinigungen.

[0013] Derartige Superlegierungen werden nach dem Giessprozess einer Wärmebehandlung unterzogen, bei der in einem ersten Lösungsglühschritt die während des Giessprozesses ungleichmässig ausgeschiedene γ' -Phase im Gefüge ganz oder teilweise aufgelöst wird. In einem zweiten Wärmebehandlungsschritt wird diese Phase wieder kontrolliert ausgeschieden. Um optimale Eigenschaften zu erzielen, wird diese Ausscheidungswärmebehandlung derart durchgeführt, dass feine gleichmässig verteilte Teilchen der γ' -Phase in der γ -Phase (= Matrix) entstehen.

[0014] Es wurde festgestellt, dass es bei Einwirkung einer mechanischen Belastung unter langzeitiger Hochtemperaturbeanspruchung (Kriechbeanspruchung) oder nach einer plastischen Deformation des Materials, an die sich eine Hochtemperaturbeanspruchung des Materials anschliesst, im Gefüge derartiger Legierungen zu einer gerichteten Vergröberung der γ' -Teilchen, der sogenannten Flossbildung (rafting) kommt. Bei hohen γ' -Gehalten (d.h. bei einem γ' -Volumenanteil von mindestens 50%) führt dies zur Invertierung der Mikrostruktur, d.h. γ' wird zur durchgehenden Phase, in der die frühere γ -Matrix eingebettet ist. Eine derartige Strukturveränderung bildet sich auch durch eine plastische Deformation der Superlegierung aus, an welche sich eine Wärmebehandlung (Hochtemperatur-Glügen) anschliesst.

[0015] Da die intermetallische γ' -Phase zur Umgebungsversprödung (environmental embrittlement) neigt, führt dies nachfolgend unter bestimmten Belastungsbedingungen zu massivem Abfall der mechanischen Eigenschaften - vor allem der Streckgrenze - bei Raumtemperatur (25 °C) im Vergleich zu Proben, die keiner vorgängigen derartigen Kriechbeanspruchung unterzogen wurden. Diese Verschlechterung der Streckgrenze wird mit dem Begriff "Degradierung" der Eigenschaften beschrieben (siehe Pessah-Simonetti, P. Caron and T. Khan: Effect of long-term prior aging on tensile behaviour of high-performance single crystal superalloy, Journal de Physique IV, Colloque C7, Volume 3, November 1993).

[0016] Wird der Zugversuch aber nicht bei Raumtemperatur, sondern bei hohen Prüftemperaturen, z. B. 950 °C, durchgeführt, so ist dieser eben beschriebene Unterschied zwischen den unterschiedlich beanspruchten Materialien in Bezug auf die Streckgrenze und die Duktilität nicht bzw. kaum vorhanden.

Darstellung der Erfindung

[0017] Ziel der Erfindung ist es, die genannten Nachteile zu vermeiden. Der Erfindung liegt die Aufgabe zu Grunde, eine Nickel-Basis-Superlegierung der oben beschriebene Art zu entwickeln, welche sich durch ein verbessertes Degradationsverhalten auszeichnet, bei der also z. B. in Anschluss an eine erfolgte langzeitige mechanischen Beanspruchung bei hohen Temperaturen nachfolgend bei Raumtemperatur eine möglichst hohe (Rest)-Festigkeit/Härte vorhanden ist.

[0018] Erfindungsgemäss wird diese Aufgabe dadurch gelöst, dass die erfindungsgemässe Nickel-Basis-Superlegierung mit verbessertem Degradationsverhalten durch folgende chemische Zusammensetzung (Angaben in Gew.-%) gekennzeichnet ist:

7.7-8.3 Cr

EP 2 354 261 A1

5.0-5.25 Co
2.0-2.1 Mo
7.8-8.3 W
5.8-6.1 Ta
5 4.9-5.1 Al
1.3-1.4 Ti
0.1-0.6 Pt
0.1-0.5 Nb
0.11-0.15 Si
10 0.11-0.15 Hf
200-750 ppm C
50-400 ppm B

Rest Nickel und herstellungsbedingte Verunreinigungen.

15 **[0019]** Die Vorteile der Erfindung bestehen darin, dass diese Legierung die sehr guten Eigenschaften (gute Giessbarkeit, guten Oxidationswiderstand bei hohen Temperaturen, gute Zeitstandfestigkeit) der aus EP 1 359 231 B1 bekannten Legierung aufweist, welche aber zusätzlich keinen Abfall der Streckgrenze bei Raumtemperatur nach einer vorgängigen HochtemperaturKriechbeanspruchung aufweist, also ein gutes Degradationsverhalten besitzt.

[0020] Von besonderem Vorteil ist, wenn die Legierung folgende Zusammensetzung (Angaben in Gew.- %) aufweist:

20 7.7-8.3 Cr
5.0-5.25 Co
2.0-2.1 Mo
7.8-8.3 W
25 5.8-6.1 Ta
4.9-5.1 Al
1.3-1.4 Ti
0.1-0.5 Pt
0.1-0.2 Nb
30 0.11-0.15 Si
0.11-0.15 Hf
200-300 ppm C
50-100 ppm B

35 Rest Nickel und herstellungsbedingte Verunreinigungen.

[0021] Eine besonders bevorzugte Legierung hat folgende chemische Zusammensetzung (Angaben in Gew.- %):

8 Cr
40 5 Co
2 Mo
8 W
45 6 Ta
5 Al
50 1.4 Ti
0.5 Pt
0.2 Nb
55 0.1 Si
0.1 Hf

200 ppm C

80 ppm B

5 Rest Nickel und herstellungsbedingte Verunreinigungen. Diese Legierung ist hervorragend geeignet zur Herstellung von grossen Einkristall-Komponenten, beispielsweise Schaufeln für Gasturbinen.

Kurze Beschreibung der Zeichnungen

10 **[0022]** In den Zeichnungen ist ein Ausführungsbeispiel der Erfindung dargestellt. Es zeigen:

Fig. 1 jeweils ein Gefügebild der Vergleichslegierung

15 a) im Ausgangszustand und
b) nach Kaltwalzen und anschliessender Hochtemperaturbehandlung bei 1050 °C/204 h;

Fig. 2 jeweils ein Gefügebild der erfindungsgemässen Legierung

20 a) im Ausgangszustand und
b) nach Kaltwalzen und anschliessender Hochtemperaturbehandlung bei 1050 °C/204 h;

Fig. 3 die Abhängigkeit der Härte vom jeweiligen Gefügezustand der Vergleichslegierung VL und der erfindungsgemässen Legierung L.

25 Wege zur Ausführung der Erfindung

[0023] Nachfolgend wird die Erfindung anhand eines Ausführungsbeispieles und der Fig. 1 bis 3 näher erläutert.

[0024] Es wurden Nickel-Basis-Superlegierungen mit der in Tabelle 1 angegebenen chemischen Zusammensetzung untersucht (Angaben in Gew.-%):

30

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Legierungen

35

40

45

50

55

	Vergleichslegierung (VL)	Erfindungsgemässe Legierung (L)
Ni	Rest	Rest
Cr	8	8
Co	5	5
Mo	2	2
W	8	8
Ta	6	6
Al	5	5
Ti	1.4	1.4
Pt	-	0.5
Nb	-	0.2
Si	0.1	0.1
B	0.008	0.008
C	0.02	0.02
Hf	0.1	0.1

[0025] Die Legierung L ist eine Nickel-Basis-Superlegierung für Einkristall-Komponenten, deren Zusammensetzung unter den Patentanspruch der vorliegenden Erfindung fällt und die eine besonders bevorzugte Ausführungsvariante

darstellt. Die Vergleichslegierung VL ist aus dem Stand der Technik (EP 1 359 231 B1) bekannt. Sie unterscheidet sich von der erfindungsgemässen Legierung darin, dass sie nicht mit Pt und Nb legiert ist.

[0026] Kohlenstoff und Bor festigen die Korngrenzen, insbesondere auch die in <001>-Richtung bei SX- bzw. DS-Gasturbinenschaufeln aus Nickel-Basis-Superlegierungen auftretenden Kleinwinkelkorngrenzen, da diese Elemente die Ausscheidung von Karbiden und Boriden an den Korngrenzen verursachen, welche bei hohen Temperaturen stabil sind. Ausserdem verringert die Anwesenheit dieser Elemente in den und entlang der Korngrenzen den Diffusionsprozess, der eine Hauptursache der Korngrenzenschwäche ist. Dadurch wird die Giessbarkeit langer Einkristall-Komponenten, beispielsweise Gasturbinenschaufeln mit einer Länge von ca. 200 bis 230 mm, erheblich verbessert.

[0027] Durch die Zugabe von 0.11 bis 0.15 Gew.-% Si, vorzugsweise 0.1 %, vor allem in Kombination mit Hf in etwa gleicher Grössenordnung, wird eine wesentliche Verbesserung des Oxidationswiderstandes bei hohen Temperaturen gegenüber bisher bekannten Nickel-Basis-Superlegierungen erzielt.

[0028] Platin und Niob sind Elemente, welche gemäss der vorliegenden Erfindung in kontrollierten geringen Mengen (Pt: 0.1-0.6, vorzugsweise 0.5 Gew.-%, Nb: 0.1-0.5, vorzugsweise 0.2 Gew.-%) zu der aus EP 1 359 231 B1 bekannten Legierung (mit entsprechender Reduktion des Restanteils an Ni) zugeben werden. Diese beiden Elemente beeinflussen die Grösse des Gitterversatzes zwischen der γ' - und der γ -Phase, welcher wiederum für die morphologischen Veränderungen der Phasen und die Restfestigkeit des Materials nach einer Hochtemperaturkriechbeanspruchung von Nickel-Basis-Einkristallsuperlegierungen verantwortlich ist. Das Mikrolegieren mit Pt und Nb in den angegebenen Grenzen führt dazu, dass bei hohen Temperaturen der Gitterversatz zwischen γ' - und der γ -Phase in etwa Null ist. Das bewirkt eine geringere Tendenz der γ' -Phase zur Flossbildung bzw. sogar ein Unterdrücken dieser Tendenz, d.h. die γ' -Phase bleibt sphärisch.

[0029] Dies ist anhand eines Vergleiches der Gefügebildung der beiden Legierungen gut zu erkennen. Fig. 1a zeigt das Gefüge der Vergleichslegierung VL und Fig. 2a das Gefüge der erfindungsgemässen Legierung L im Ausgangszustand. Die γ' -Phase ist in beiden Proben gleichmässig in der Matrix (γ -Phase) verteilt und hat eine in etwa sphärische Form.

[0030] Fig. 1b und Fig. 2b zeigen dagegen das Gefüge für die Vergleichslegierung (Fig. 1b) und die erfindungsgemässe Legierung (Fig. 2b) nach Kaltverformung (Kaltwalzen) und einer anschliessenden Auslagerungsbehandlung bei hohen Temperaturen mit folgenden Parametern: 1050 °C/204 h.

[0031] In Fig. 1b ist sehr gut die Flossbildung der γ' -Phase der Vergleichslegierung zu erkennen, denn gegenüber dem Ausgangszustand hat sich die γ' -Phase einerseits vergrößert und andererseits in eine Vorzugsrichtung gestreckt.

[0032] Demgegenüber zeigt die Fig. 2b, dass die γ' -Phase der erfindungsgemässen Legierung zwar ebenfalls gegenüber dem Ausgangszustand vergrößert ist, aber hier keine bzw. nur eine ganz schwach ausgebildete Flossbildung der γ' -Phase auftritt.

[0033] Wie sich diese unterschiedliche Gefügebildung, welche durch die geringe Zugabe von Pt und Nb verursacht wurde, auf die Eigenschaften bei Raumtemperatur auswirkt, ist in Fig. 3 deutlich zu erkennen.

[0034] In Fig. 3 ist die Abhängigkeit der Vickershärte bei Raumtemperatur vom jeweiligen Gefügezustand der Vergleichslegierung VL und der erfindungsgemässen Legierung L entsprechend den Figuren 1a) und 1b) bzw. 2a) und 2b) aufgetragen. Links ist jeweils die Härte HV2 des Ausgangszustandes und rechts die Härte HV2 nach der Behandlung des Materials unter degradierenden Bedingungen (Kaltwalzen und Glühen bei 1050 °C/204 h) dargestellt.

[0035] In beiden Fällen ist die Überlegenheit der erfindungsgemässen Legierung zu erkennen.

[0036] Im Ausgangszustand ist die Härte HV2 bei der erfindungsgemässen Legierung um ca. 10 % besser als bei der Vergleichslegierung. Nach der (Degradations-)Behandlung ist die bei Raumtemperatur gemessenen Härte HV2 zwar bei beiden Legierungen im Vergleich zum jeweiligen Ausgangszustand erwartungsgemäss niedriger, aber bei der erfindungsgemässen Legierung L immer noch um über 5 % höher als bei der Vergleichslegierung VL.

Patentansprüche

1. Nickel-Basis-Superlegierung mit verbessertem Degradationsverhalten **gekennzeichnet durch** folgende chemische Zusammensetzung (Angaben in Gew.-%):

7.7-8.3 Cr
5.0-5.25 Co
2.0-2.1 Mo
7.8-8.3 W
5.8-6.1 Ta
4.9-5.1 Al
1.3-1.4 Ti
0.1-0.6 Pt

EP 2 354 261 A1

0.1-0.5 Nb
0.11-0.15 Si
0.11-0.15 Hf
200-750 ppm C
50-400 ppm B

5

Rest Nickel und herstellungsbedingte Verunreinigungen.

2. Nickel-Basis-Superlegierung nach Anspruch 1, insbesondere zur Herstellung von Einkristall-Komponenten, **gekennzeichnet durch** folgende chemische Zusammensetzung (Angaben in Gew.-%):

10

7.7-8.3 Cr
5.0-5.25 Co
2.0-2.1 Mo
7.8-8.3 W
5.8-6.1 Ta
4.9-5.1 Al
1.3-1.4 Ti
0.1-0.5 Pt
0.1-0.2 Nb
0.11-0.15 Si
0.11-0.15 Hf
200-300 ppm C
50-100 ppm B

15

20

25

Rest Nickel und herstellungsbedingte Verunreinigungen.

3. Nickel-Basis-Superlegierung nach Anspruch 2 **gekennzeichnet durch** folgende chemische Zusammensetzung (Angaben in Gew.-%):

30

8 Cr
5 Co
2 Mo
8 W
6 Ta
5 Al
1.4 Ti
0.5 Pt
0.2 Nb
0.1 Si
0.1 Hf
200 ppm C
80 ppm B

35

40

45

Rest Nickel und herstellungsbedingte Verunreinigungen.

50

55

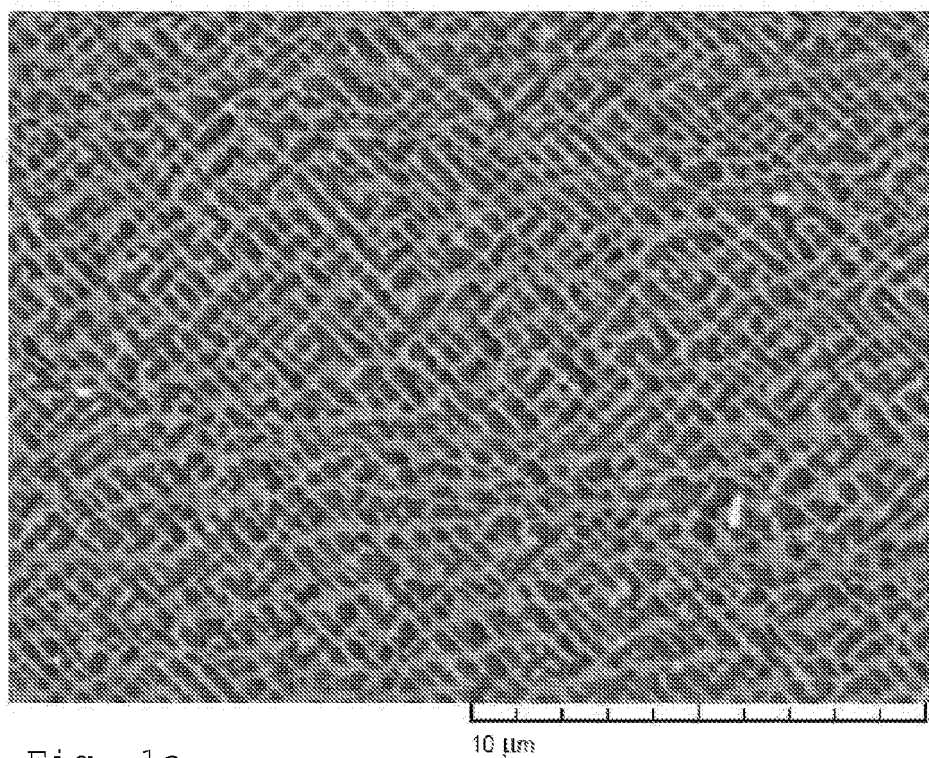


Fig. 1a

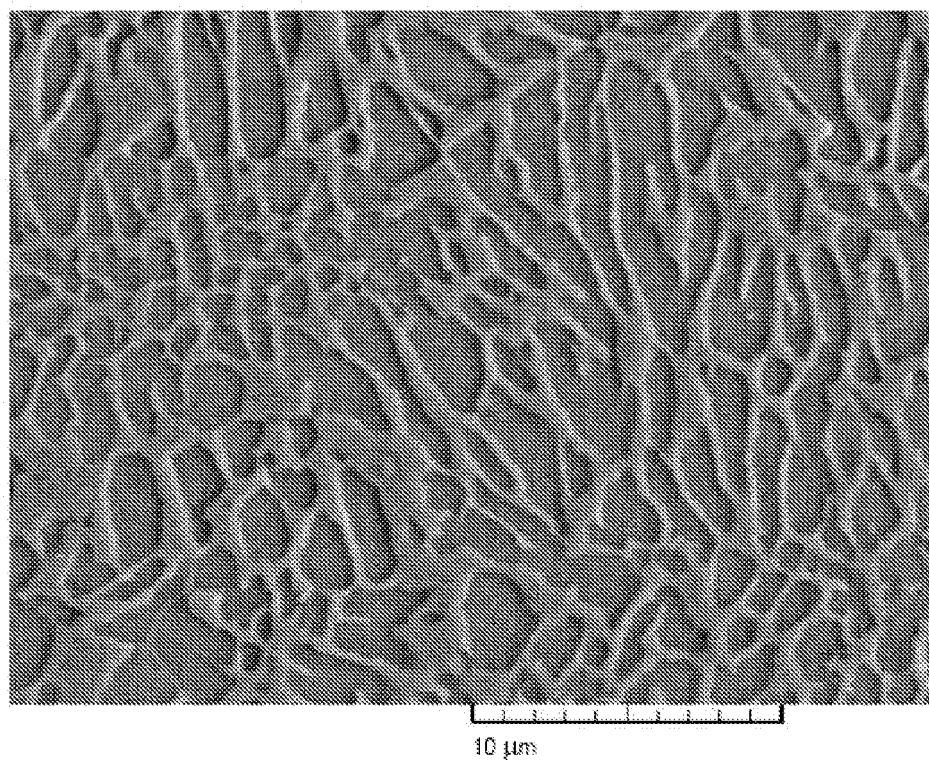


Fig. 1b

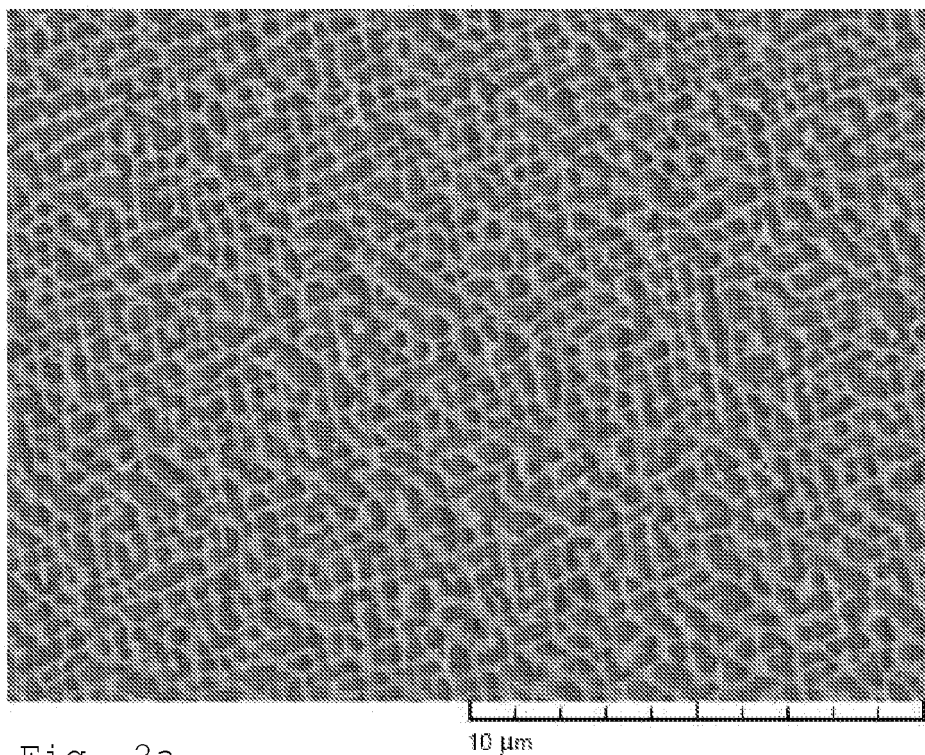


Fig. 2a

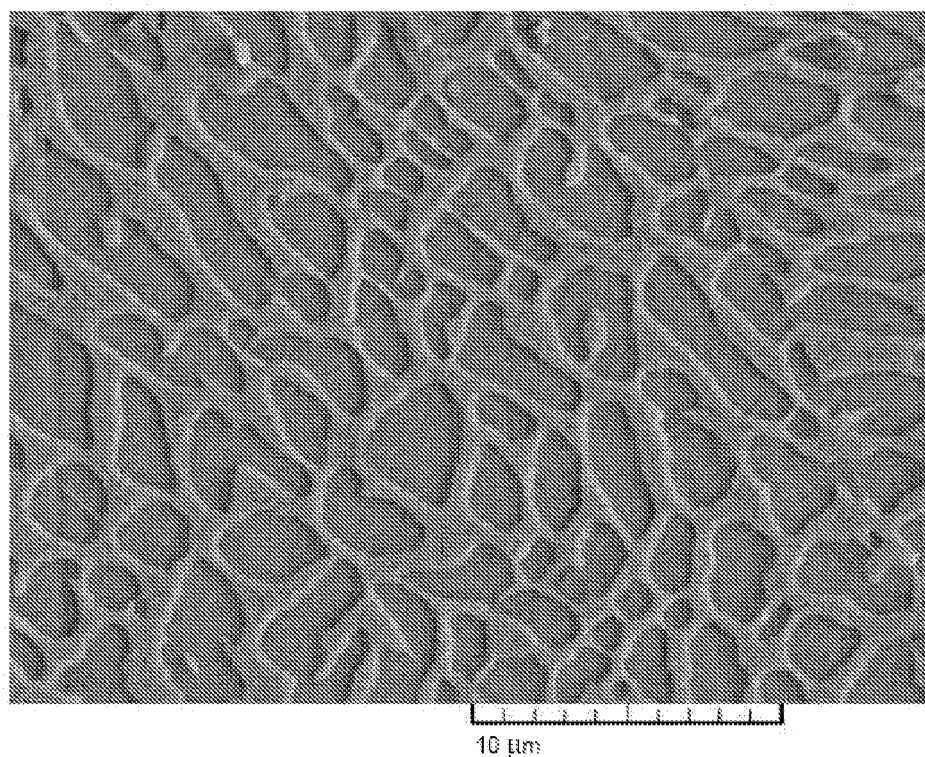


Fig. 2b

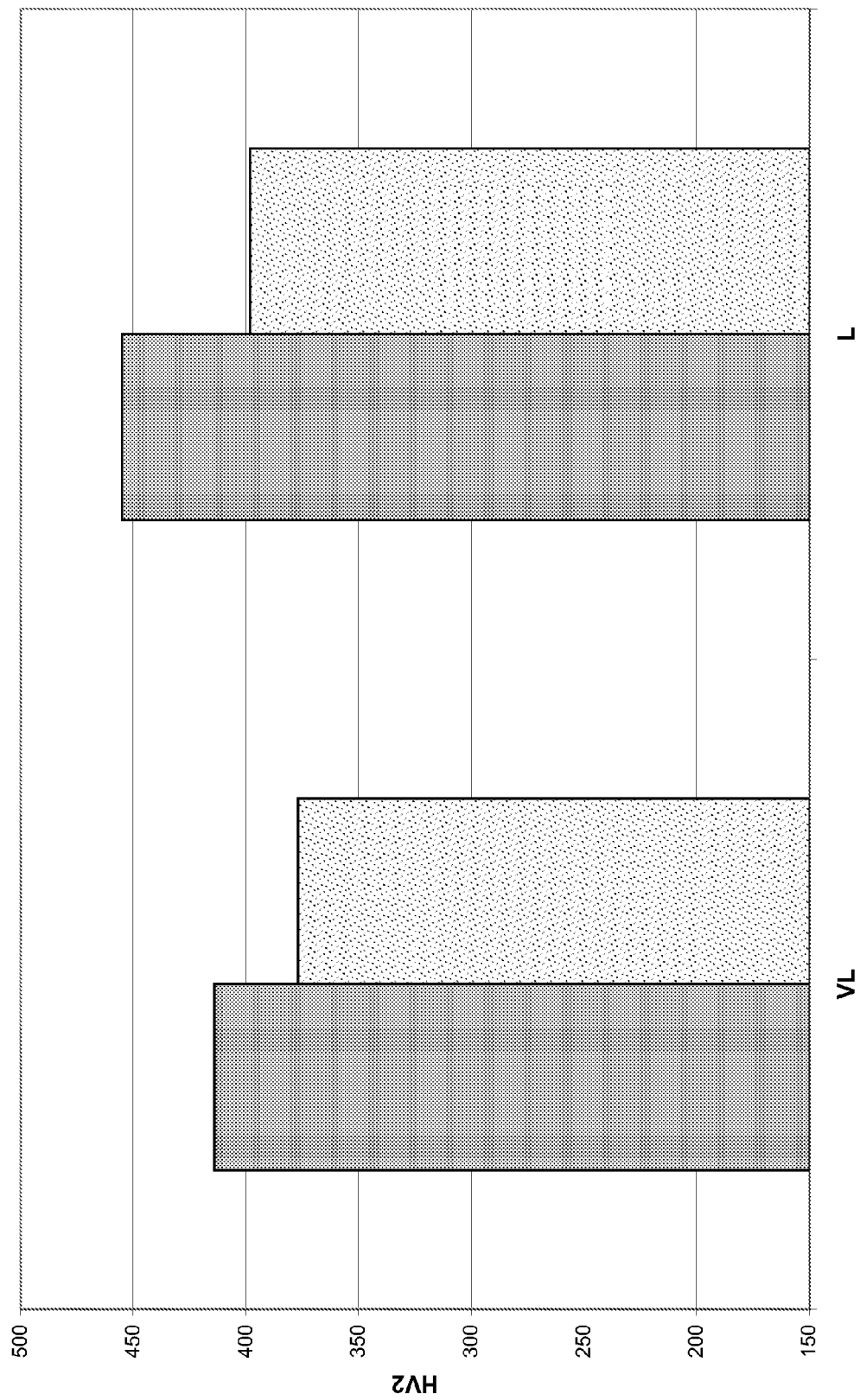


Fig. 3



EUROPÄISCHER RECHERCHENBERICHT

 Nummer der Anmeldung
EP 11 15 1997

EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE			
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der maßgeblichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (IPC)
A	EP 1 359 231 A1 (ALSTOM SWITZERLAND LTD [CH] ALSTOM TECHNOLOGY LTD [CH]) 5. November 2003 (2003-11-05) * Absatz [0013] - Absatz [0017]; Abbildungen 1-5 *	1-3	INV. C22C19/05
A	US 4 643 782 A (HARRIS KENNETH [US] ET AL) 17. Februar 1987 (1987-02-17) * Anspruch 1 *	1-3	
A	EP 0 208 645 A2 (UNITED TECHNOLOGIES CORP [US]) 14. Januar 1987 (1987-01-14) * Seite 3, Zeile 1 - Zeile 22; Tabelle 1 * * Seite 5, Zeile 16 - Zeile 19 *	1-3	
A	US 5 270 123 A (WALSTON WILLIAM S [US] ET AL) 14. Dezember 1993 (1993-12-14) * Anspruch 1 *	1-3	
A	EP 0 555 124 A1 (ONERA (OFF NAT AEROSPATIALE) [FR]) 11. August 1993 (1993-08-11) * Zusammenfassung *	1-3	
A	GB 2 234 521 A (GEN ELECTRIC [US]) 6. Februar 1991 (1991-02-06) * Anspruch 1; Tabelle 1 *	1-3	RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (IPC) C22C
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt			
Recherchenort München		Abschlußdatum der Recherche 14. April 2011	Prüfer Rolle, Susett
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : nichtschriftliche Offenbarung P : Zwischenliteratur		T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentdokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus anderen Gründen angeführtes Dokument & : Mitglied der gleichen Patentfamilie, übereinstimmendes Dokument	

 1
EPO FORM 1503 03.82 (P04C03)

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

EP 11 15 1997

In diesem Anhang sind die Mitglieder der Patentfamilien der im obengenannten europäischen Recherchenbericht angeführten Patentdokumente angegeben.

Die Angaben über die Familienmitglieder entsprechen dem Stand der Datei des Europäischen Patentamts am
Diese Angaben dienen nur zur Unterrichtung und erfolgen ohne Gewähr.

14-04-2011

Im Recherchenbericht angeführtes Patentdokument		Datum der Veröffentlichung	Mitglied(er) der Patentfamilie		Datum der Veröffentlichung
EP 1359231	A1	05-11-2003	AT	307219 T	15-11-2005
			CH	695497 A5	15-06-2006
			ES	2250826 T3	16-04-2006
			JP	4326830 B2	09-09-2009
			JP	2004027361 A	29-01-2004
			US	2004005238 A1	08-01-2004

US 4643782	A	17-02-1987	DE	3570094 D1	15-06-1989
			EP	0155827 A2	25-09-1985
			IL	74567 A	31-10-1988
			JP	1622138 C	09-10-1991
			JP	2045694 B	11-10-1990
			JP	60211031 A	23-10-1985

EP 0208645	A2	14-01-1987	CA	1251059 A1	14-03-1989
			DE	3686525 D1	01-10-1992
			DE	3686525 T2	21-01-1993
			IL	78072 A	10-09-1989
			JP	1808448 C	10-12-1993
			JP	5008263 B	01-02-1993
			JP	61284545 A	15-12-1986
			US	4719080 A	12-01-1988

US 5270123	A	14-12-1993	US	5455120 A	03-10-1995

EP 0555124	A1	11-08-1993	DE	69318436 D1	18-06-1998
			DE	69318436 T2	28-01-1999
			FR	2686902 A1	06-08-1993
			JP	5271831 A	19-10-1993

GB 2234521	A	06-02-1991	AU	626581 B2	06-08-1992
			AU	4164089 A	28-03-1991
			CA	1337624 C	28-11-1995
			DE	3612628 A1	05-11-1998
			FR	2731714 A1	20-09-1996
			IL	91633 A	11-11-1994

EPO FORM P0461

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

IN DER BESCHREIBUNG AUFGEFÜHRTE DOKUMENTE

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

In der Beschreibung aufgeführte Patentdokumente

- US 4643782 A [0003] [0005]
- EP 0208645 A [0003]
- US 5270123 A [0003]
- US 4719080 A [0006]
- US 5435861 A [0007]
- GB 2234521 A [0010] [0011]
- EP 1359231 B1 [0012] [0019] [0025] [0028]

In der Beschreibung aufgeführte Nicht-Patentliteratur

- **PESSAH-SIMONETTI ; P. CARON ; T. KHAN.** Effect of long-term prior aging on tensile behaviour of high-performance single crystal superalloy. *Journal de Physique IV*, November 1993, vol. 3 [0015]