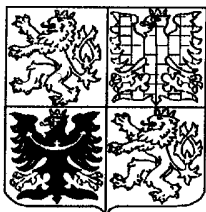


ČESKÁ
REPUBLIKA

(19)



ÚŘAD
PRŮMYSLVÉHO
VLASTNICTVÍ

ZVEŘEJNĚNÁ PŘIHLÁŠKA VYNÁLEZU

(12)

(22) 05.02.93

(40) 16.08.95

(21) 2402-94

(13) A3

6(51)

C 03 B 37/08

C 03 B 37/095

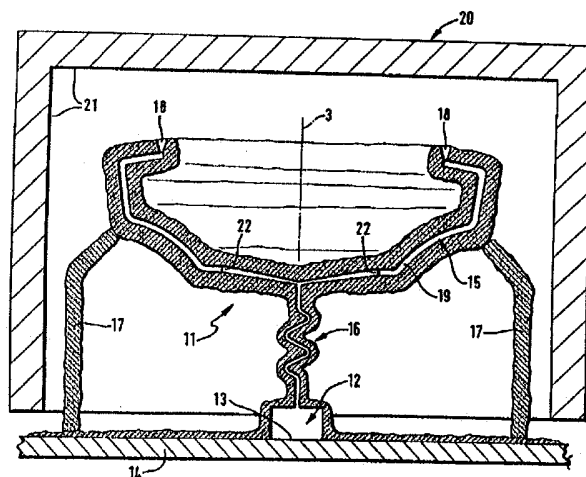
C 30 B 15/00

(71) ISOVER SAINT-GOBAIN, Courbevoie, FR;

(72) Bernard Jean Luc, Clermont, FR;

(54) **Kovová součást pro výrobu vlny z nerostného materiálu a způsob výroby této kovové součásti**

(57) Kovová spřádací součást pro výrobu minerální vlny obsahuje jediný litý kus z kovové superslitiny, zejména na bázi niklu nebo kobaltu, ve formě monokrystalu. Při způsobu výroby kovové součásti se roztavená superslitina zavede do lící formy (11) sestávající ze spodní tvarovací komory (12) krystalu a z horní tvarovací komory (15), a monokrystal vyrůstající z omerovacího kanálu (16) do horní komory (15) se postupně ochlazuje změnou relativní polohy ohřívacího prostředku (20) vzhledem k lící formě (11).



KOVOVÁ SOUČÁST PRO VÝROBU VLNY Z NEROSTNÉHO MATERIÁLU A ZPŮSOB
VÝROBY TÉTO KOVOVÉ SOUČÁSTI

Oblast techniky

Vynález se týká kovové součásti pro výrobu vlny nebo jiných výrobků z nerostného materiálu, přičemž výroba zahrnuje roztavení materiálu a jeho uvedení do styku se zmíněnou kovovou součástí. Vynález se dále týká způsobu výroby kovové součásti definované výše.

Dosavadní stav techniky

Kovové součásti výše uvedeného druhu jsou vystaveny korozi následkem napadení roztaveným nerostem jako je sklovina, oxidy nebo podobné látky. Koroze vzniká v součástkách jako jsou pouzdra nebo podobné součásti bez podstatného mechanického napětí když jsou vystaveny teplotám 1300°C a vyšším, a v součástech jako jsou spřádací prstény při mechanickém namáhání. Ve všech případech prvky nebo sloučeniny obsažené v tavenině reagují se složkami kovové součásti, což má za následek rozrušení některých složek, což případně vede k poruše nebo snížení pevnosti nebo k nutnosti výměny součásti. Když je součást vyrobena z kovu vytvářejícího ochrannou vrstvu proti korozi nebo oxidaci, roztavený nerost bude jevit sklon rozpustit takovou ochrannou vrstvu, což má za následek, že vrstva je stále obnovována difuzí rozpuštěných složek součásti, kterýžto proces případně také vede ke snížení koncentrace rozpouštěné složky v kovové součásti. Je-li vytvářen film z oxidu chromitého jako ochranná vrstva ve případě superslitiny z kovu tvrzeňého karbidem na bázi niklu nebo kobaltu, napadení roztaveným nerostným materiálem vyleptá chrom, a je-li vytvořena ochranná vrstva z oxidu hlinitého jako v superslitině gamma-prim, bude vyleptán hliník s tím následkem, že ve slitině nezůstane dostatečné množství hliníku pro vytváření intermetalické fáze Ni_3Al .

Tato situace je dále zhoršena, jestliže kovová součást je také vystavena podstatnému mechanickému namáhání, jako tomu je ve případě spřádacího prstenu.

Takové spřádací prstény pro tak zvané vnitřní odstředivání roztaveného nerostného materiálu, který má být rozdělen v minerální vlákna pro vytváření nerostné vlny pro tepelné a/nebo zvukové izolace, jsou vystaveny různým způsobům kritického namáhání

namáhání. Ony musí pracovat při vysokých teplotách, často nad 1000°C a při vysokém mechanickém namáhání následkem velkých odstředivých sil způsobených vysokou rychlostí otáčení. Současně jsou vystaveny korozi a oxidaci následkem napadání roztaveným nerostným materiálem a horkými proudy plynu používaných pro rozdělení roztavených svazků do vláken. Z těchto důvodů je obtížné dosáhnout užitečné životnosti takových spřádacích prstenu při uspokojivých ekonomických požadavcích jako je minimalizace přerušování výroby nerostné vlny za účelem výměny spřádacího prstenu a minimalizace nákladů na spotřebu prstenu.

Ve snaze o prodloužení životnosti spřádacích prstenu používaných ve výrobě skleněných vláken patentový spis Spojených států amerických číslo 4,402,767 navrhuje použití tak zvaných slitin zpevněných rozptýlením oxidu pro spřádací prstenu tohoto druhu. Při výrobě těchto materiálů se jemné prachové částice oxidu rozptýlí uvnitř kovové matrice, také ve formě prachu, pro následující konsolidaci a mechanické spojení ve slitinu.

Technologie válcování prstenu zde použitá je omezena na vytváření válcových částí pouze s malými radiálními přírubicemi, takže složitější tvary musí být vytvářeny technikou kompozitů popisovanou v patentovém spisu Spojených států amerických číslo 5,118,332.

Tato výrobní technika válcování prstenu vycházející z jemných prachů je velmi choulostivá v praktickém provádění a vyžaduje vysoký stupeň odbornosti v technických oborech velmi odlišných od lití kovů obvykle užívaných při výrobě takových součástí včetně spřádacích prstenu. Dále, zatímco odolnost vůči korozi je uspokojivá při použití materiálu podle zmíněného spisu US 4,402,767, vysoké výrobní náklady nejsou přípustné pro součásti, které nejsou vystaveny mechanickému namáhání, a tedy takové vysoké náklady nejsou ospravedlněny. Dále není jisté, zdali takto vyrobený spřádací prsten bude vykazovat hospodárnou životnost při vysokých provozních teplotách nad 1200°C či dokonce 1300°C . Při takových vysokých teplotách se jeví sklon ke vzniku mikrotrhlin následkem různé tepelné roztažnosti jednotlivých rází a orezené tažnosti materiálu.

Takové vysoké provozní teploty se však vyžadují u takových spřádacích prstenu použitých pro výrobu nerostné vlny, jak se uvádí v PCT/EP92/01754 přihlašovatele předložené přihlášky vynálezu. Kromě toho je z praxe známo, že roztavený nerost,

například čedič, je mnohem agresivnější než sklovina pokud jde o korozi, takže za těchto podmínek je mnohem obtížnější získat uspokojivou životnost spřádacího prstenu.

Úkolem vynálezu je tudíž vytvořit kovovou součást, která je při použití ve styku s roztaveným nerostným materiálem a která má zlepšenou odolnost vůči korozi působené roztaveným nerostem. Dalším úkolem vynálezu je vytvořit kovovou součást, která je při použití ve styku s roztaveným nerostným materiálem a která má delší životnost před opravou nebo náhradou.

Dalším úkolem vynálezu je vytvořit kovovou součást ve formě spřádacího prstenu pro uvedený účel, který by měl přijatelnou životnost i při vysokých provozních teplotách.

Podstata vynálezu

Vynález řeší výše uvedené úkoly tím, že vytváří kovovou součást pro výrobu vlny nebo jiných výrobků z nerostného materiálu, přičemž výroba zahrnuje roztavení materiálu a jeho uvedení do styku se zmíněnou kovovou součástí, kterážto součást sestává, nebo alespoň obsahuje, když je ve styku s roztaveným materiálem, jediný litý kus kovové slitiny, jejíž podstata spočívá v tom, že jediný litý kus je ve formě monokrystalu.

Takové monokrystalové slitiny byly vyvinuty v šedesátých letech v průmyslu tryskových motorů pro výrobu turbinových lopatek bez hranic zrn jako potenciálního zdroje tecení nebo trhlin. Koncepce monokrystalu vylučující jakékoli hranice zrn zavedí použití gamma-prím krystalitů nebo ekvivalentů jemně dispergovaných v gamma nebo podobné matrici a zamezujících dislokace ve krystalové struktuře postupující materiálem při stříhových silách.

S použitím kovových součástí podle předloženého vynálezu bylo zjištěno, že odolnost vůči korozi působené napadením taveninou je značně zvýšena ve srovnání se součástmi z polykrystalu stejného složení. Ukazuje se, že nepřítomnost hranic zrn zamezuje jakékoli jimi způsobené nehomogenity a také zamezuje korozivní a/nebo oxidační jevy, jejichž zdrojem hranice zrn potenciálně jsou. Nepřítomnost hranic zrn také příznivě zvyšuje chemickou odolnost vůči korozivním a/nebo oxidačním napadením, která, zejména při značně zvýšených provozních teplotách a s agresivnějšími materiály přednostními ve vynálezu je předmětem zájmu.

Ačkoliv geometrie kovové součásti jako je spřádací prsten pro uvedený účel je značně rozdílná od běžné geometrie turbínové lopatky, nepřítomnost hranic zrn a s nimi souvisící nebezpečí zvýšení jevů tečení nebo trhlin může být, podle předloženého vynálezu i ve případě takové kovové součásti využita ke zvýšení mechanických pevnostních vlastností.

Dále bylo zjištěno, že tažnost monokrystalických superslitin při vysokých teplotách je vyšší než tažnost obvyklých slitin používaných pro takové spřádací prsteny, což platí i pro slitiny zpevněné rozptýlením oxidu zmíněné výše. Tažnost má rozhodující význam při provozu při vysokých teplotách s místním odlišným tepelným roztažením vlivem různých úrovní teploty materiálu, neboť připouští nevyhnutelná přetvoření způsobená rozdíly roztažení. Čím vyšší je provozní teplota, tím vyšší jsou rozdíly teplot a rozdíly roztažení mezi různými body kovové součásti nebo spřádacího prstenu při větším nebo menším přímém vlivu ohřívacího prostředku a/nebo roztaveného materiálu a tím menší je rezerva protažení materiálu při daném napětí. Vysoká tažnost tedy zamezuje vznik přídavných místních napětí na vrcholu vysokého mechanického protažení způsobeného například odstředivými silami, což by mohlo vést ke předčasnému selhání.

Monokrystalické superslitiny dosud nebyly používány při teplotách nad 1100°C ani ve spojení s agresivním roztaveným nerostným materiálem. S překvapením bylo zjištěno, že kovové součásti jako spřádací prsteny vytvořené podle předloženého vynálezu se ukázaly vhodnými pro uspokojivý provoz za takových odlišných a tvrdých podmínek při dosažení ekonomicky přijatelné životnosti.

Tvorba monokrystalu

Jestliže směr růstu monokrystalu je alespoň v podstatě rovnoběžný s osou souměrnosti kovové součásti jako je osa souměrnosti spřádacího prstenu bude ve mnohých případech vytvořena maximální souměrnost ve struktuře krystalu a bude tedy minimální nesouměrné rozdělení vlastností jako je tečení. Navíc to usnadňuje homogenní růst krystalu.

Jestliže směr růstu monokrystalu je shodný s orientací (001), může být použit přírodní dendritický růst. Růst v tomto

směru pravidelně nastává po ztuhnutí za nepřítomnosti jakýchkoli omezení. Žádá-li se odlišný směr růstu, například orientace (111) pro nejvíce izotropní rozdělení charakteristik jako je modul pružnosti, může to být dosaženo pomocí nukleu ve formě řezu z krystalu orientovaného takovým způsobem, že gradient teploty působící ztuhnutí je v žádaném směru, například orientaci (111). Také směr gradientu teploty by mohl být zvolen tak, že přírodní dendritický růst v orientaci (001) vede na směr souměrnosti nebo jiný přednostní směr výrobku v jiném směru než je orientace (001), jestliže to výrobek v daném případě dovoluje.

Použití superslitin

Je-li kovová součást vystavena mechanickému protažení při vysokých teplotách za takových podmínek koroze, slitina monokrystalu by měla být zvolena přednostně jako superslitina na bázi niklu nebo kobaltu. Zde používaný výraz superslitina má definovat kovovou slitinu obsahující jemně rozptýlené sraženiny v obklopující matici, kteréžto sraženiny zamezují pohyb dislokací krystalové mřížky skrze matici až do vysokých teplot a tedy minimalizují tečení. Takové superslitiny zvláště výhodné pro spřádací prstény mohou být přednostně tvrzené karbidem nebo gamma-prim tvrzené.

Je-li zvolena superslitina tvrzená karbidem, může být na bázi niklu nebo kobaltu. Přednostní slitiny tohoto typu na bázi niklu mají následující složení v procentech hmotnostních:

Cr	20 - 35 %
Co	0 - 20 %
Mo	nejvýše stopa
W	0 - 12 %
Ti	nejvýše stopa
Ta	0 - 5 %
Re, Y, La a jiné vzácné zeminy	2 %
C	0,1 - 3 %
Si	0 - 3 %
Mn	0 - 2 %
Fe	0 - 10 %
Ni	zbytek do 100 %

Přednostní slitiny tohoto typu na bázi kobaltu mají následující složení v procentech hmotnostních:

Cr	20 - 40 %
Ni	0 - 15 %
Mo	nejvýše stopa
W	0 - 12 %
Ti	nejvýše stopa
Ta	0 - 5 %
Re, Y, La a jiné vzácné zeminy	2 %
C	0,1 - 1 %
Fe	0 - 10 %
Co	zbytek do 100 %

Je třeba poznamenat, že metaloidní prvky N, O, S, B a kov Zr jsou vyloučeny. Tyto prvky se používají v malých množstvích pro napnutí hranic zrn polykrystalů, mají však účinek snižující T_{SOLIDUS} . Jak bude podrobněji ukázáno dále, takové snížení T_{SOLIDUS} slitiny zmenšuje dosažitelný interval mezi T_{SOLIDUS} a T_{SOLVUS} pro eutektickou směs gamma matrice a zvláštěních fází srážení. To zneshadňuje při následujícím tepelném zpracování udržovat výrobek na střední teplotě mezi těmito dvěma teplotami.

Použití slitin ve krajně čisté formě také omezuje nebezpečí segregací následkem přítomnosti nízko tavitelných fází a možnosti vytváření nežádoucích krystalizačních jader a růst sekundárních zrn.

Také Mo a Ti jsou vyloučeny pokud je to jen možné, neboť mají negativní vliv na chování vůči korozi. Odolnost vůči korozi tohoto typu slitiny je zvláště dobrá vzhledem k vytvářené ochranné vrstvě Cr_2O_3 a krajně vysokému obsahu chrómu. Ani difuze chrómu k povrchu výrobku pro obnovu vyloučené ochranné vrstvy neovlivňuje negativně vlastnosti výrobku v pozorovatelném rozsahu vzhledem k vysokému obsahu chrómu. Kromě toho je vrstva Cr_2O_3 poměrně stabilní vůči roztavenému materiálu jako je sklo nebo čedič.

Přednostní monokrystalické superslitiny s gamma-prim vytvrzením jsou na bazi niklu a mají následující složení v procentech hmotnostních:

Cr	5 - 20 %, přednostně až do 10 %
Co	4,5- 15 %
Mo	0 - 20 %

W	0 - 10 %
Al	3 - 6 %
Ti	0 - 3,5 %
Ta	0 - 15 %
Re	0 - 3 %
V	0 - 1 %
Hf	0 - 1,4 %
C	0 - 0,07 %
Ni	zbytek do 100 %

Uspokojivější výsledky byly zjištěny při následujících rozsazích složek v procentech hmotnostních:

Cr	6 - 10 %
Co	4,5- 7 %
Mo	1 - 3 %
W	4 - 10 %
Al	5 - 6 %
Ti	1 - 3 %
Ta	2 - 10 %
Re	0 - 2 %
Ni	zbytek do 100 %

Opět jsou metaloidní prvky jako N, O, B, S a v tomto případě i C a kov Zr nežádoucí z důvodů uvedených výše s ohledem na slitiny vytvrzené karbidem.

Prvky Al, Ti a Ta příznivě ovlivňují vytváření a stabilitu intermetalické fáze Ni_3Al , zatímco Cr a Mo se přednostně akumulují v gamma fázi a W je poměrně indiferentní.

Odolnost vůči korozi závisí v jistém rozsahu na obsahu chrómu, odolnost vůči oxidaci na obsahu hliníku tvořícího vrstvu Al_2O_3 . Kompromis pro obsah chrómu řádově 7 až 8 % slouží k současnému dosažení vytvrzení a odolnosti vůči korozi. Přílnavost vrstvy oxidu hlinitého není vždy dostatečná a může být podepřena povrchovým povlakem z intermetalické sloučeniny s hliníkem jako je hlinitan.

S vyššími obsahy Ta, Ti a W a nižšími obsahy chrómu je možné zvýšit $T_{SOLIDUS}$ a T_{SOLVUS} pro eutektickou směs fází gamma a gamma-prim.

I když tyto gamma-prim vytvrzené superslitiny nemohou vytvářet ochrannou vrstvu Cr_2O_3 , jejich odolnost vůči korozi je nicméně vysoká s ohledem na přítomnost krajně stabilní

intermetalické fáze Ni_3Al a nepřítomnost jakýchkoli hranic zrn, kde by agresivní materiál mohl vnikat do výrobku. Protože hliník je velmi těsně vázán ve stabilní gamma-prim fázi, nemůže snadno difundovat k povrchu výrobku a odpadnout. Vysoký stupeň atomového pořádku v monokrystalu zamezuje takové odpadnutí a zvyšuje podstatně odolnost vůči korozi. Je tedy výhodné mít kubickou plošně centrovanou strukturu, která je vyztužena intermetalickou fází (Ni_3Al) koherentně jak je jen možno v krystalografickém smyslu základní strukturou (gamma-prim sraženina v gamma matici).

Re, Y, La a jiné vzácné zeminy obsažené v superslitinách vytvrzených karbidem i v gamma-prim vytvrzených superslitinách v malých množstvích slouží ke zvýšení odolnosti vůči oxidaci zejména jevu drcení bez zhoršení žáruvzdornosti.

Kromě zkoušených superslitin byly pro vynález nalezeny vhodné směsi uvedené v tabulce 1. Zvláště výhodné jsou superslitiny 1 až 3 a 13 a z těchto je nejvýhodnější superslitina 1.

Tabulka 1

Superslitina		Prvek (hmot. %)													
#	Ni	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Ta	Re	V	Hf	C	Fe	Si	Mn
1	Zb.	8	5	2	8	5	1.5	6	-	-	-	-	-	-	-
2	Zb.	8	5.5	2.25	5	6	2	3.5	-	-	-	-	-	-	-
3	Zb.	7.8	6.5	2	5.7	5.2	1.1	7.9	-	-	-	-	-	-	-
4	Zb.	10	15	3	-	5.5	4	-	-	1	-	0.02	-	-	-
5	Zb.	8	5	2	8	5	1.5	6	-	-	-	-	-	-	-
6	Zb.	10	5	-	4	5	1.5	12	-	-	-	-	-	-	-
7	Zb.	8	4.6	0.6	7.9	5.6	0.9	5.8	-	-	-	-	-	-	-
8	Zb.	6.5	10	0.6	6	5.6	1	6	3	-	0.1	-	-	-	-
9	Zb.	16	-	3	-	3.5	3.5	3.5	-	-	-	-	-	-	-
10	Zb.	15	5	2	2	5	2	5	-	-	-	0.02	-	-	-
11	Zb.	5	10	20.6	6	5.6	-	9	3	-	0.1	-	-	-	-
12	Zb.	8	9	0.5	10	5.6	0.7	3.2	-	-	1.4	0.07	-	-	-
13	Zb.	29	-	-	7.4	-	-	-	-	-	-	0.7	7.5	1.2	0.9

Zb. = zbytek do 100 % hmotnostních

Bylo zjištěno, že chování monokrystalické superslitiny vzhledem k oxidaci horkými rozdělovacími plyny může představovat problém zejména ve případě slitin vytvrzených karbidem vytvářejících ochrannou vrstvu z Cr_2O_3 , jejíž chróm může být těkavý účinkem horkých plynů. Tudíž je výhodnější mít alespoň část kovové součásti nebo spřádacího prstenu na povrchu chráněnu proti korozi a/nebo oxidaci povlakem typu používaného také pro lopatky turbin v průmyslu tryskových motorů pro takové ochranné účely. Vhodné směsi a způsoby nanášení povlaků mohou být nalezeny v literatuře týkající se ochranných povlaků lopatek turbin. Přednostně je tento povlak vytvořen na vnějším povrchu spřádacího prstenu vystaveném horkým plynům vnějšího hořáku vytvářejícího proud rozdělovacího plynu.

Způsob výroby kovové součásti

Při výrobě kovové součásti podle předloženého vynálezu se roztažená superslitina zavede do lící formy sestávající ze spodní tvarovací komory krystalu mající chlazený povrch a z horní komory uzpůsobené pro ohřev s omezovacím kanálem monokrystalu mezi nimi a monokrystal vyrůstající z omezovacího kanálu do horní komory do tvaru výrobku je postupně ochlazován změnou relativní polohy mezi lící formou a ohřívacím prostředkem, takže je vytvořen spád teploty z omezovacího kanálu ke protilehlému konci vytvářeného výrobku.

Změnou vzájemných poloh vytahováním lící formy ze vnitřku indukčního ohřívacího prostředku tvaru digestoře je nejpraktičtější a spolehlivý způsob vytvoření teplotního spádu takový, že oblast omezování se začne ochlazovat zatímco protilehlý konec výrobku je plně ohříván, je-li třeba, může být pro dosažení tohoto konce použit ekvivalentní prostředek. Proces lití a ochlazování se provádí pod vakuem asi 10^{-3} baru nebo méně pro zamezení vnikání jakýchkoli nečistot z okolní atmosféry. Teplota lití je asi o 200°C nad T_{SOLIDUS} slitiny a typicky nad 1500°C .

Zatímco zkušební kusy byly v laboratorním měřítku úspěšně ztuženy teplotním spádem asi $230^\circ\text{C}/\text{cm}$, použití způsobu ve průmyslovém měřítku jeví výhodným použít teplotní spád pod $70^\circ\text{C}/\text{cm}$, přednostně pod $50^\circ\text{C}/\text{cm}$. Optimální teplotní gradient byl nalezen vyšší než $30^\circ\text{C}/\text{cm}$, přednostně $40^\circ\text{C}/\text{cm}$.

Tomu odpovídá maximální rychlost pohybu lící formy vzhledem

k ohřívacímu prostředku přednostně mezi 15 a 35 cm/h. Je-li výrobek nebo jeho část válcovitá, tato rychlost může být konstantní, zatímco ve případě částí majících radiální složku se tato rychlost má snížit podle sklonu radiálně probíhající části.

Ve přednostním provedení vynálezu jsou stěny licí formy z keramického materiálu získané tvarováním vrstvy keramického materiálu na povrchu modelu vyrobeného z materiálu odstranitelného teplem, jako je vosk nebo organický plastový materiál. Takový model má tvar výrobku zvětšený o prostory, které mají být vyplněny roztavenou slitinou, přičemž materiál modelu se odstraní z keramické formy před vlitím roztavené slitiny. Tímto způsobem mohou být odlity i složité tvary s vysokou přesností a tedy s minimálním následujícím strojním obráběním. Po odlití může výrobek obsahovat segregace, póry a vnitřní pnutí.

Vnitřní pnutí mohou být zdrojem místní nežádoucí krystalizace nepříznivě ovlivňující homogenní charakter monokrystalu. Uvolnění z formy má tedy být provedeno bez použití rázů nebo vibrací, které by mohly způsobit nekontrolovanou krystalizaci. Dává se proto přednost chemickému rozpuštění keramické formy například kyselinou před mechanickým uvolněním formy.

Také se s výhodou používá následná homogenizace a žíhání výrobku pro odstranění místních napětí, pórů a segregací. Jestliže takové následné tepelné zpracování zahrnuje jednak ohřátí výrobku na teplotu T_1 mezi teplotou roztoku T_{SOLVUS} pro eutektickou směs gamma a gamma-prim fází a jednak T_{SOLIDUS} slitiny na více než 1 hodinu, přednostně 3 hodiny, také segregace a celá fáze zrnité sraženiny bude rozpuštěna v prvním kroku pro přípravu optimalizace rozdělení zrnité sraženiny pro maximální mechanické napětí superslitiny. Rozpuštění a homogenizace takto dosažená je udržena ochlazením výrobku na teplotu okolí.

Teplota T_1 je přednostně zvolena mezi 1150°C a 1350°C a ve případě slitiny 1 v tabulce 1 je teplota T_1 přednostně asi 1300°C.

Přídavně k tomuto rozpouštění a homogenizaci tepelné zpracování zahrnuje ohřátí výrobku na teplotu T_2 mezi 150°C a 200°C pod teplotou roztoku T_{SOLVUS} pro eutektickou směs gamma a gamma-prim fází na dobu více než 1 hodinu, přednostně 4 hodiny. Toto tepelné zpracování zajišťuje sražení zrnité fáze, například gamma-prim fáze v jemně rozptýleném stavu, který je

stabilizován ochlazením výrobku na teplotu okolí. Následně se výrobek ohřeje na teplotu o 400 až 500°C nižší než je teplota roztoku T_{SOLVUS} pro eutektickou směs gamma a gamma-prim fází na dobu delší než 10 hodin, přednostně 24 hodin. To vede na růst jemně a homogenně rozptýlených sraženin jako gamma-prim, takže ve mnohých případech je více než 50% slitiny ve fázi zrnité sraženiny v gamma matici.

Ve případě slitiny 1 je teplota T_1 přednostně 1100°C a teplota T_2 je 850°C. To vede na obsah gamma-prim fáze až 70% a velikost částicek gamma-prim sraženiny od 300 do 500 nm, přednostně asi 400 nm.

Přehled obrázků na výkresech

Vynález je znázorněn na výkresech, kde obr.1 je perspektivní pohled na kovovou součást podle předloženého vynálezu ve tvaru spřádacího prstenu, obr.2 je schematický pohled na zařízení na výrobu spřádacího prstenu z obr.1, obr.3 je graf znázorňující odolnost vůči tečení rozličných materiálů podle dosavadního stavu techniky a podle předloženého vynálezu, a obr.4 až 7 jsou fotografie mikrostruktury vyrobené způsobem podle vynálezu v jejích jednotlivých stupních

Příklady provedení vynálezu

Kovová součást

V obr.1 je znázorněna kovová součást podle vynálezu ve tvaru spřádacího prstenu 1. Spřádací prsten má horní límec 2 pro jeho upevnění na čepu otáčejícího se hřídele pro otáčení spřádacího prstenu 1 kolem jeho osy 2 souměrnosti. Spřádací prsten 1 také má zakřivenou horní přírubu 4, kuželovitou obvodovou stěnu 5 a spodní přírubu 6 vyčnívající radiálně dovnitř ze spodního okraje obvodové stěny 5 a vymežující velký střední otvor 7.

Jak je dobře známo v technice vnitřního odstředování používající takový typ spřádacích prstenů, roztavený materiál se přivádí do prostoru uvnitř kuželovité obvodové stěny 5 spřádacího prstenu 1 rychle se otáčejícího kolem osy 2, takže odstředivé síly tlačí roztavený nerostný materiál proti vnitřnímu povrchu 8 obvodové stěny 5 a množstvím otvorů 9 v obvodové stěně 5, aby z nich vystupoval jako radiálně ven směřovaná

jemná roztavená vlákna. Roztavená vlákna vystupující z otvorů 9 potom vstupují do proudu horkých dolů směřujících rozdělovacích proudů plynu vystupujících z vnějšího prstenovitého hořáku k vytváření vláček. Další podrobnosti konstrukce a užití takového spřádacího prstenu jsou uvedeny v patentovém spisu EP-A-O 091 866.

Technologie vnitřního odstřeďování je o sobě dobře známá a proto zde nebude podrobně popisována.

Spřádací prsten 1 může mít tvar popsaný výše, avšak může také mít tvar odlišný, například u kterého je střední otvor 7 uzavřen spodní stěnou. V takovém případě může být dostatečně vytvořit stěny spřádacího prstenu 1 z jednoho kusu a přidat spodní stěnu, takže je spřádací prsten vytvořen ze součástí navzájem spojených. Protože taková část jako spodní stěna radiálně umístěná uvnitř spodní příruby 6 není vystavena působení maximálních odstředivých sil působících na úrovni obvodové stěny 5 a nemusí být ve styku s roztaveným nerostným materiálem, může být z jiného materiálu než část spřádacího prstenu 1 znázorněného v obr.1. Je zřejmé, že vynález zahrnuje oba případy jednotného spřádacího prstenu a jednotné části spřádacího prstenu doplněné přidavnými částmi.

Způsob výroby kovové součásti

Zařízení na výrobu spřádacího prstenu 1 je schematicky znázorněno v obr.2 a může být použito v rámci předloženého vynálezu. Podle obr.2 má lící forma 11 tvarovací komoru 12 krystalu mající chlazený povrch 13 tvořený deskou 14 chlazenou neznázorněným vodním pláštěm a obsahuje horní komoru 15 s omezovacím kanálem 16 monokrystalu mezi nimi. Lící forma 11 je vytvořena jako keramická forma, jejíž stěny mají tloušťku asi 1 cm a byly vyrobeny pomocí voskového modelu majícího tvar výrobku a jiných prostorů určených k vyplnění taveninou. Tento voskový model byl potom pokryt keramickým materiálem, například procesem ponoření a nanášení. Po usušení formy může být vosk ze vnitřku keramické formy odstraněn ohřevem sestavy na teplotu vyšší než je teplota tavení vosku, takže tento vyteče. Potom se keramický materiál speče při teplotách nad 1000°C.

Protože lící forma 11 má obecně tvar obráceného kužele, jsou pro stabilizaci vytvořeny podpěry 17 z keramického

materiálu. Dále může být v oblasti omezovacího kanálu 16 vosk nahrazen nějakým organickým plastovým materiálem větší pevnosti jako je pevný polystyren pro zamezení poškození této choulostivé oblasti během výroby keramické formy. Také tento organický plastový materiál může být odstraněn použitím tepla.

Licí forma 11 také obsahuje množství vtoků a výtoků 18 pro vpuštění roztavené slitiny do dutiny 19 licí formy 11 a pro snadný únik vzduchu nebo plynů z dutiny 19.

Kolem licí formy 11 je ohřívací prostředek 20 ve formě digestoře s indukčním ohřevem mající vnitřní povrch 21.

V provozu zařízení se roztavená slitina vlije do dutiny 19 licí formy 11 k vyplnění celé tvarovací komory 12 a horní komory 15 až k výtokům 18 před tím než nastane ztuhnutí. Pro zamezení předčasného ztuhnutí udržuje ohřívací prostředek 20 teplotu licí formy 11 nad teplotou tuhnutí.

Chlazený povrch 13 chlazené desky 14 začne tuhnutí ve spodní tvarovací komoře 12 krystalu, takže se tam může vyvinout množství krystalů a může růst nahoru směrem k omezovacímu kanálu 16. Omezovací kanál 16 však má malý příčný průřez a je tvarován například jako šroubovice, takže pouze jeden z krystalů může vstoupit do omezovacího kanálu 16 a objeví se na jeho horním konci, to znamená u dna horní komory 15 tvarující výrobek. Jak je obecně známo v technologii tažení monokrystalů, roste jen jeden monokrystal v horní komoře 15 vlivem postupného pohybu licí formy 11 ven z ohřívacího prostředku 20 při malé rychlosti a vhodném teplotním spádu a tvorba jiných krystalů je potlačena.

Je-li směr pohybu a tedy i teplotní spád podél osy 3 souměrností spřádacího prstenu 1, nebo výrobku, růst monokrystalu nebo směr tažení bude ve směru osy 3 souměrností přispívat k izotropickému rozdělení charakteristik kolem osy 3 souměrností a tedy ve případě spřádacího prstenu 1 kolem osy otáčení. To přispívá k dokonalosti souměrností otáčení spřádacího prstenu 1.

Nejsou-li učiněna žádná další opatření, monokrystal bude růst ve přírodním dendritickém směru (001). To je nejméně složitý způsob a vede na dobré izotropické rozdělení vlastností tečení. Nicméně může být také uvažováno jako výhodné mít orientaci (111) ve směru osy 3 souměrností pro optimalizaci izotropického rozdělení jiných charakteristik jako je modul

pružnosti. Pro tento účel se použije jádro uložené ve tvarovací komoře 12, kteréžto jádro je vyříznuto z pevného monokrystalu tak, že jeho orientace (111) je ve směru osy 3 souměrnosti když je nukleační kus umístěn na povrchu 13. Dovoluje-li to výrobek nebo kovová součást, může být takový výsledek také dosažen bez jádra změnou směru tažení monokrystalu s takovým sklonem k ose 3 souměrnosti, že přírodní dendritická orientace (001) ve směru tažení monokrystalu vede k orientaci (111) pro koincidenci s osou 3 souměrnosti.

Nukleační kus by měl typicky být válcový výřez z monokrystalu umístěný na povrchu 13. Je však možná ještě jedna alternativa, ve které nukleační kus má tvar spojovacího prostoru mezi horním koncem omezovacího kanálu 16 a spodním a/nebo vnitřním okrajem 22 výrobku. Ve případě spřádacího prstenu 1 znázorněného v obr.2 je to kuželovitý tvar sestávající z pravidelně směrem ven vybíhajících úseků spojujících horní konec omezovacího kanálu 16 s rovnoměrně rozmístěnými místy na spodním a vnitřním okraji 22. Taková technika by prováděla lící proces ve dvou stupních: V prvním stupni by se vyrobil způsobem výše popsaným startovní kus vyplňující tvarovací komoru 12, omezovací kanál 16 a prostor až ke spodnímu vnitřnímu okraji 22 při vyloučení komplikací vznikajících z celého výrobku nad takovým prostorem. Z tohoto startovního kusu by se vyřízla část nad omezovacím kanálem 16 ve formě monokrystalu a ve druhém stupni s horním koncem omezovacího kanálu 16 jako nejnižším bodem nyní použité formy užitým jako nukleační kus pro lití výrobku začínaje u okraje 22 připojeného k nukleačnímu kusu.

Uspořádání horní komory 15 pro tvarování výrobku a orientace výrobku v ní by mělo vzít v úvahu skutečnost, že příčný průřez rostoucí ve směru růstu působí příznivě na růst monokrystalu. Z tohoto důvodu se spřádací prsten 1 odlévá v obrácené poloze, jak je znázorněno v obr.2. Tato obrácená poloha spřádacího prstenu 1 mění orientaci prochnívajícího kroužku 10 směrem dolů, to znamená do směru opačného k obecnému směru tažení monokrystalu. Za takových podmínek je převrácení problémem pro správný růst monokrystalu, výrobek může, jak je znázorněno v obr.2, mít tvar obklopující výběžky jako je prochnívající kroužek 10 k odstranění jakýchkoli nesnází z něho vyplývajících a příznivě zvětšující příčný průřez výrobku.

Nicméně toto opatření vyžaduje dodatečné strojní obrobení, které by jinak nebylo nutné vzhledem k výborné hladkosti povrchu dosažené keramickou formou.

Protože ztuhlý výrobek má následkem vytažení lící formy 11 z ohřívacího prostředku 20 vnitřní pnutí, je zde nebezpečí místní parazitické krystalizace při působení přídavných rázů nebo vibrací na výrobek. Pro vyloučení mechanických pnutí ve výrobku odstraňováním formy se přednostně provede chemické rozpouštění materiálu keramické formy vhodnou látkou, například některou kyselinou.

Vnitřní pnutí, póry a segregace se odstraní následným tepelným zpracováním popsáním v jiných částech tohoto popisu. Toto tepelné zpracování také slouží k dosažení homogenně rozptýlené sraženiny vhodného množství a velikosti v matici superlitiny jestliže je použita pro kovovou součást.

Do dutiny 19 lící formy 11 byla při teplotě 1520°C zavedena tavenina mající následující složení ve hmotnostních procentech:

Cr	8 %
Co	5 %
Mo	2 %
W	8 %
Al	5 %
Ti	1,5%
Ta	6 %
Ni	zbytek do 100 %

Ohřívací prostředek 20 byl řízen tak, aby bylo zamezeno jakékoli předčasné tuhnutí taveniny a deska 14 byla chlazena pro započetí tuhnutí na povrchu 13. Ohřívací prostředek 20 a lící forma 11 byly oddalovány navzájem maximální rychlostí 25 cm/h takže nakonec byl vytažen monokrystal mající rozsah od omezovacího kanálu 16 až ke vtokům 18. Tímto způsobem byl ve výrobku vytvořen teplotní spád asi $40^{\circ}\text{C}/\text{cm}$.

Rychlost pohybu lící formy 11 může být proměnlivá a nižší v obdobích kdy se zpracovávají oblasti výrobku obsahující radiální části jako jsou příruby 4 a 6 za účelem omezení teplotního spádu v těchto oblastech. Celková doba tažení může být řádově jedna hodina.

Po ponechání výrobku ochladit na teplotu okolí může být spodní příruba 6 spřádacího prstenu 1 odříznuta od materiálu, který ji spojuje s omezovacím kanálem 16.

Odlitý monokrystal vyrobený způsobem popsaným výše je znázorněn v obr.4 ve zvětšení asi 250:1, jak je možno ověřit měřítkem znázorněným v obr.4. Obr.4 ukazuje dendritickou strukturu a vměstnané bílé oblasti představující eutektické skvrny gamma a gamma-prim fází vyloučené mezi dendritickými segregacemi při ochlazování. Prvním rozpouštěcím tepelným zpracováním při ohřátí výrobku až na 1300°C na dobu tří hodin a potom jeho ochlazením na teplotu okolí se tyto segregace rozpustí k vytvoření více homogenní strukturu, jak je patrné z obr.5, který znázorňuje tutéž oblast monokrystalu při stejném zvětšení jako v obr.4 po takovém rozpouštěcím tepelném zpracování. Také jsou odstraněna vnější pnutí a póry. Nejdůležitější je, že při následujícím tepelném zpracování jsou rozpouštěny gamma-prim sraženiny.

Výrobek se opět ohřeje až na 1100°C a udržuje na této teplotě po 4 hodiny před ochlazením na teplotu okolí. Jak je patrné z obr.6, toto zpracování vede na jemně rozptýlené gamma-prim sraženiny, nicméně ve množství, které ještě není optimální. Množství gamma-prim sraženin rovné asi 70% může být dosaženo následujícím ohřátím výrobku až na 850°C na dobu 24 hodin před ochlazením na teplotu okolí. Toto dodatečné tepelné zpracování přinese plný účinek gamma-prim sraženin rovnoměrně rozdělených v krystalu, jak je patrné z obr.7. Je třeba uvést, že v obr.6 a 7 je zvětšení asi 50000:1, to znamená 200 krát větší než v obr.4 a 5. Gamma-prim sraženiny v gamma matici jsou zde jasně viditelné. Sraženiny mají velikost asi 400 nm v průměru a tudíž poskytují velmi jemnou nosnou strukturu proti migraci poruch ve krystalu, které by měla za následek jevy tečení.

Otvory 2, které mají malý průměr, při zvláknování čediče pod 0,7 mm, mohou být vyrobeny pomocí YAG laseru v perkusním nebo řezacím módu, nebo se svazky elektronů. Toto zpracování se každopádně provádí až po rozpouštěcím tepelném zpracování, jako je jakékoli strojní obrábění, aby bylo minimalizováno nebezpečí místní parazitické krystalizace. Nicméně výroba otvorů 2 i jiné obráběcí operace by mohly být přednostně prováděny před rekuperačními tepeknými operacemi, pro gamma-prim fázi se provádějí tak, aby vznikla výhoda z nepřítomnosti vytvr-

zení gamma-prim fáze a tak pro vyloučení jakýchkoli nepříznivých účinků na výrobek, který byl nakonec tepelně zpracován.

Tabulka 2 ukazuje množství charakteristik spřádacího prstenu nebo spíše materiálu spřádacího prstenu ve srovnání s polykrystalickou slitinou (známou v průmyslu jako SG30 a popsanou v patentovém spisu FR-A-2 536 385) obecně používanou pro spřádací prstény ve výrobě skleněné vlny a se spřádacím prstenem ze slitiny zpevněné rozptýlením oxidu známé jako MA 758. Další podrobnosti jsou uvedeny v časopise "Advanced Materials & Processes" 10/90, svaz. 138, č.4, str 43-50.

Jak ukazuje tabulka 2, oxidace plynem představuje problém příkladu podle vynálezu spočívající v tom, že horké rozdělovací plyny by mohly působit oxidaci povrchu vně prochnívajícího kroužku 10. Pro zamezení toho může být nanesen povlak na tyto a případně i jiné povrchy. Takový povlak je běžný v průmyslu tryskových motorů k ochraně lopatek turbin proti oxidaci horkými plyny a může být nanesen obvyklými způsoby. Proto zde nejsou uváděny žádné další podrobnosti.

Tabulka 2

Vlastnosti	Teplota	Obvyklé (SG30)	ODS (MA 758) *	Příklad vynálezu
Prodloužení s následkem prasklin od tečení po 1000 h (MPa)	1000°C	30	120	180
	1050°C	25	95	155
	1100°C	-0	80	130
	1200°C	0	60	100
	1300°C	0	35	60
Tažnost (%)	1050°C	6,5	10	19
	1200°C	-	9	17
Modul pružnosti (GPa)	okolí	200	200	[001] 130
	1000°C	130	130	[111] 300
Odolnost vůči korozi				
	- pro sklo	1100°C	vyhovuje	vyhovuje
- pro čedič	1250°C	-	vyhovuje	vyhovuje
Oxidace plynem	1250°C		vyhovuje	problém
Povlak		žádný	žádný	doporučen

*) slitina zpevněná rozptýlením oxidu

Tažnost je velmi významná, neboť zamezuje vznik pnutí například způsobených rozdíly teplot za provozu. Jak je patrné z tabulky 2, příklad podle vynálezu je dalece nadřazený pokud jde o tažnost při vysokých teplotách také vzhledem ke slitinám zpevněným rozptýlením oxidu. To je velmi významná výhoda, neboť vysoká tažnost omezuje maximální hodnoty pnutí ve vrcholech pnutí v materiálu mnohem rovnoměrnějším rozdělením pnutí a tedy zamezuje místní vrcholy pnutí, které by mohly způsobit místní poruchu.

Nejvýznamnější parametr pro určení životnosti spřádacího prstenu je protažení mající za následek prasknutí od tečení po 1000 hodin při vysokých teplotách. Tento parametr je také uveden jako příklad v obr.3 pro obvyklou slitinu (křivka I), pro typickou slitinu zpevněnou rozptýlením oxidu (křivka II) a pro příklad podle vynálezu představovaný křivkou III v obr.3. Jak je patrné z obr.3, odolnost vůči tečení spřádacího prstenu podle vynálezu při mírně vysokých teplotách 1000°C a 1100°C je podstatně vyšší než u slitiny zpevněné rozptýlením oxidu, která i při nižších teplotách může mít nižší odolnost proti tečení než obvyklá slitina. Při teplotách nad 1100°C slitina podle vynálezu i slitina zpevněná rozptýlením oxidu mají obě sníženou odolnost vůči tečení, avšak slitina podle vynálezu může mít až dvojnásobné protažení slitiny zpevněné rozptýlením oxidu než nastane prasknutí po 1000 hodin provozu (což je více než měsíc nepřetržitého provozu a tedy rozumná životnost pro takový spřádací prsten).

Schopnost odolávat vysokému protažení při vysoké teplotě před prasknutím od tečení po 1000 hodin na jedné straně, a vysoká tažnost vedoucí k rovnoměrnější rozdělení pnutí v materiálu a vyloučení vrcholů pnutí na druhé straně způsobují, že spřádací prsten podle vynálezu je nejvhodnější pro provoz při vysokých teplotách, jaké jsou přednostně žádány při zvláknování nerostné vlny, například z čediče, vnitřním odstředováním. Spřádací prsten podle vynálezu má také vysokou odolnost vůči agresivnějšímu čedičovému materiálu. Potenciálně vyšší pravděpodobnosti oxidace plynem je možné snadno předejít odpovídajícím povlakem jaký se používá obvykle pro lopatky turbin. Výroba spřádacího prstenu podle vynálezu procesem lití snižuje výrobní náklady a umožňuje použití základního zařízení

a znalostí shromážděných v průmyslu výroby spřádacích prstenů. To není případ se slitinami zpevněnými rozptýlením oxidu, které také mají uspokojivou odolnost vůči korozi, avšak musí být vyráběny zvláštními výrobními způsoby jinými než lití, například válcováním kroužků.

P A T E N T O V É N Á R O K Y

1. Kovová součást pro výrobu vlny nebo jiných výrobků z nerostného materiálu, přičemž výroba zahrnuje roztavení materiálu a jeho uvedení do styku se zmíněnou kovovou součástí, kterážto kovová součást sestává nebo alespoň obsahuje, když je ve styku s roztaveným materiálem, jediný litý kus z kovové slitiny, vyznačující se tím, že jediný litý kus je ve formě monokrystalu.

2. Kovová součást podle nároku 1, vyznačující se tím, že směr růstu monokrystalu je alespoň v podstatě rovnoběžný s osou (3) souměrnosti kovové součásti (1).

3. Kovová součást podle nároku 1 nebo 2, vyznačující se tím, že směr růstu jediného monokrystalu je shodný s orientací (001) monokrystalu.

4. Kovová součást podle kteréhokoli z nároků 1 až 3, která má tvar spřádacího prstenu (1) pro výrobu nerostné vlny odstředováním roztaveného nerostného materiálu, vyznačující se tím, že spřádací prsten (1) obsahuje radiální vnější obvodovou stěnu (5) mající množství otvorů (9) malého průměru pro pronikání roztaveného nerostného materiálu na vnější stranu stěny (5) a je uzpůsoben k otáčení vysokou rychlostí kolem osy (3) souměrnosti spřádacího prstenu (1), přičemž slitina kovu je superslitina přednostně na bazi niklu nebo kobaltu.

5. Kovová součást podle kteréhokoli z nároků 1 až 4, vyznačující se tím, že slitina monokrystalu je superslitina vytvrzená karbidem mající tyto složky ve hmotnostních procen-
tech:

Cr	20 - 35 %
Co	0 - 20 %
Mo	nejvýše stopa
W	0 - 12 %
Ti	nejvýše stopa
Ta	0 - 5 %
Re, Y, La a jiné vzácné zeminy	2 %
C	0,1 - 3 %
Si	0 - 3 %
Mn	0 - 2 %
Fe	0 - 10 %
Ni	zbytek do 100 %

76 XI 08
01500
1 2 6 6 7 0
12

6. Kovová součást podle kteréhokoli z nároků 1 až 4, vyznačující se tím, že slitina monokrystalu je superslitina vytvrzená karbidem mající tyto složky ve hmotnostních procen-
tech:

Cr	20 - 40 %
Ni	0 - 15 %
Mo	nejvýše stopa
W	0 - 12 %
Ti	nejvýše stopa
Ta	0 - 5 %
Re, Y, La a jiné vzácné zeminy	2 %
C	0,1 - 1 %
Fe	0 - 10 %
Co	zbytek do 100 %

7. Kovová součást podle nároku 5, vyznačující se tím, že super-slitina monokrystalu má tyto složky ve hmotnostních procentech:

Cr	29 %
W	7,4 %
C	0,7 %
Si	1,2 %
Mn	0,9 %
Fe	7,5 %
Ni	zbytek do 100 %

8. Kovová součást podle kteréhokoli z nároků 1 až 4, vyznačující se tím, že slitina monokrystalu je gamma-prim vytvrzené superslitina mající tyto složky ve hmotnostních procentech:

Cr	5 - 20 %, přednostně do 10 %
Co	4,5 - 15 %
Mo	0 - 20 %
W	0 - 10 %
Al	3 - 6 %
Ti	0 - 3,5 %
Ta	0 - 15 %
Re	0 - 3 %
V	0 - 1 %
Hf	0 - 1,4 %
C	0 - 0,07 %
Ni	zbytek do 100 %

9. Kovová součást podle nároku 8, vyznačující se tím, že super-slitina monokrystalu má tyto složky ve hmotnostních procentech:

Cr	6 - 10 %
Co	4,5 - 7 %
Mo	1 - 3 %

W	4 - 10 %
Al	5 - 6 %
Ti	1 - 33&%
Ta	2 - 10 %
Re	0 - 2 %
Ni	zbytek do 100 %

10. Kovová součást podle nároku 9, vyznačující se tím, že super-slitina monokrystalu má tyto složky ve hmotnostních procentech:

Cr	8 %
Co	5,5 %
Mo	2,25 %
W	5 %
Al	6 %
Ti	2 %
Ta	3,5 %
Ni	zbytek do 100 %

11. Kovová součást podle nároku 9, vyznačující se tím, že super-slitina monokrystalu má tyto složky ve hmotnostních procentech:

Cr	7,8 %
Co	6,5 %
Mo	2 %
W	5,7 %
Al	5,2 %
Ti	1,1 %
Ta	7,9 %
Ni	zbytek do 100 %

12. Kovová součást podle nároku 9, vyznačující se tím, že super-slitina monokrystalu má tyto složky ve hmotnostních procentech:

Cr	8 %
Co	5 %
Mo	2 %
W	8 %
Al	5 %
Ti	1,5 %
Ta	6 %
Ni	zbytek do 100 %

13. Kovová součást podle kteréhokoli z nároků 1 až 12, vyznačující se tím, že alespoň část jejích povrchů je chráněna povlakem proti korozi a/nebo oxidaci.

14. Kovová součást podle nároku 13, vyznačující se tím, že povlak je vytvořen na vnějších površích vystavených horkým plynům z vnějšího hořáku vyvíjejícího proud plynu.
15. Způsob výroby kovové součásti podle kteréhokoli z nároků 1 až 14 vyznačující se tím, že roztavená superslitina se zavede do lící formy (11) sestávající ze spodní tvarovací komory (12) krystalu mající chlazený povrch (13) a z horní komory (15) uzpůsobené pro ohřev, s omezovacím kanálem (16) monokrystalu mezi nimi, a že monokrystal vyrůstající z omezovacího kanálu (16) do horní komory (15) do tvaru výrobku se postupně ochlazuje změnou relativní polohy mezi lící formou (11) a ohřívacím prostředkem (20), takže je vytvořen spád teploty z omezovacího kanálu (16) ke protilehlému konci vytvářeného výrobku.
16. Způsob podle nároku 15, vyznačující se tím, že spád teploty je menší než $70^{\circ}\text{C}/\text{cm}$, avšak větší než $30^{\circ}\text{C}/\text{cm}$, přednostně $40^{\circ}\text{C}/\text{cm}$.
17. Způsob podle nároku 15 nebo 16, vyznačující se tím, že rychlost změny relativní polohy mezi lící formou (11) a ohřívacím prostředkem (20) má maximum mezi 15 a 35 cm/h.
18. Způsob podle kteréhokoli z nároků 15 až 17, vyznačující se tím, že stěny lící formy (11) jsou z keramického materiálu získaného tvarováním vrstvy keramického materiálu na povrchu modelu vyrobeného z materiálu odstranitelného teplem, jako je vosk nebo organický plastový materiál, kterýžto model má tvar výrobku zvětšený o prostor, který má být vyplněn roztavenou slitinou, přičemž materiál modelu se z keramické formy před litím roztavené slitiny odstraní.
19. Způsob podle kteréhokoli z nároků 15 až 18, vyznačující se tím, že následné zpracování výrobku teplem zahrnuje jednak ohřev výrobku na teplotu T_1 mezi teplotou roztoku T_{SOLVUS} pro eutektickou směs gamma matrice s fázemi sražených částíček a jednak teplotou T_{SOLVUS} slitiny pro více než jednu hodinu, přednostně tři hodiny, pro rozpuštění segregací a celé fáze sražených částíček.
20. Způsob podle nároku 19, vyznačující se tím, že teplota T_1 je mezi 1150°C a 1350°C a v případě superslitiny podle nároku 12 je 1300°C .

21. Způsob podle nároku 19 nebo 20, vyznačující se tím, že po ochlazení výrobku na teplotu okolí zpracování teplem zahrnuje ohřev výrobku na teplotu T_2 na úrovni 150°C až 200°C pod teplotou roztoku T_{SOLVUS} pro eutektickou směs fází gamma a gamma-prim po dobu delší než 1 hodina, přednostně 4 hodiny, a po opětném ochlazení výrobku na teplotu okolí ohřev na teplotu o 400°C až 500°C pod teplotou roztoku T_{SOLVUS} pro eutektickou směs fází gamma a gamma-prim po dobu delší než 10 hodin, přednostně 24 hodin pro rovnoměrné rozdělení sraženin malé velikosti a jejich dostatečného množství.

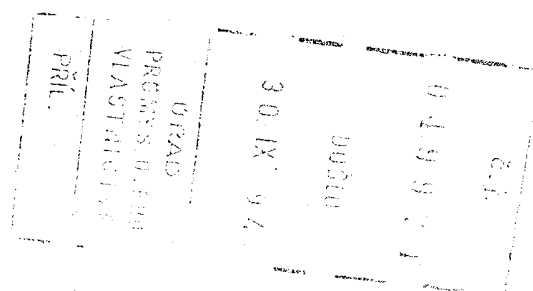
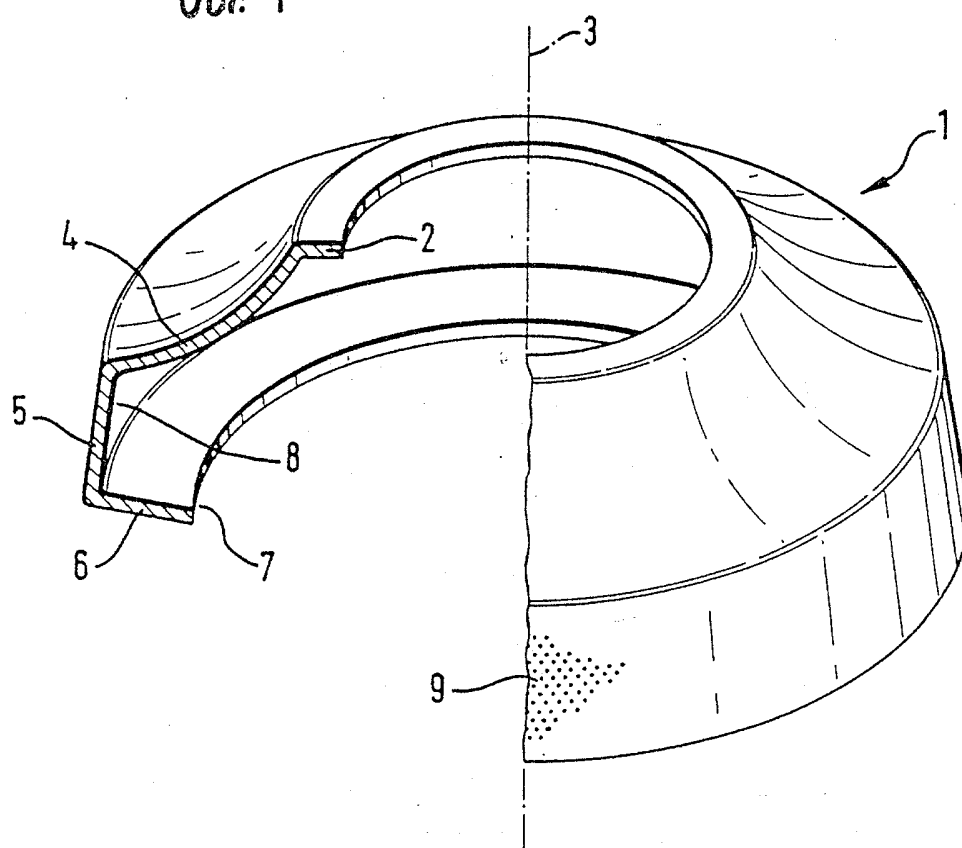
22. Způsob podle nároku 21, vyznačující se tím, že v případě superslitiny podle nároku 12 je teplota T_2 rovna 1100°C a teplota T_3 je rovna 850°C .

Zastupuje:

JUDr. Otakar ŠVORČÍK
advokát

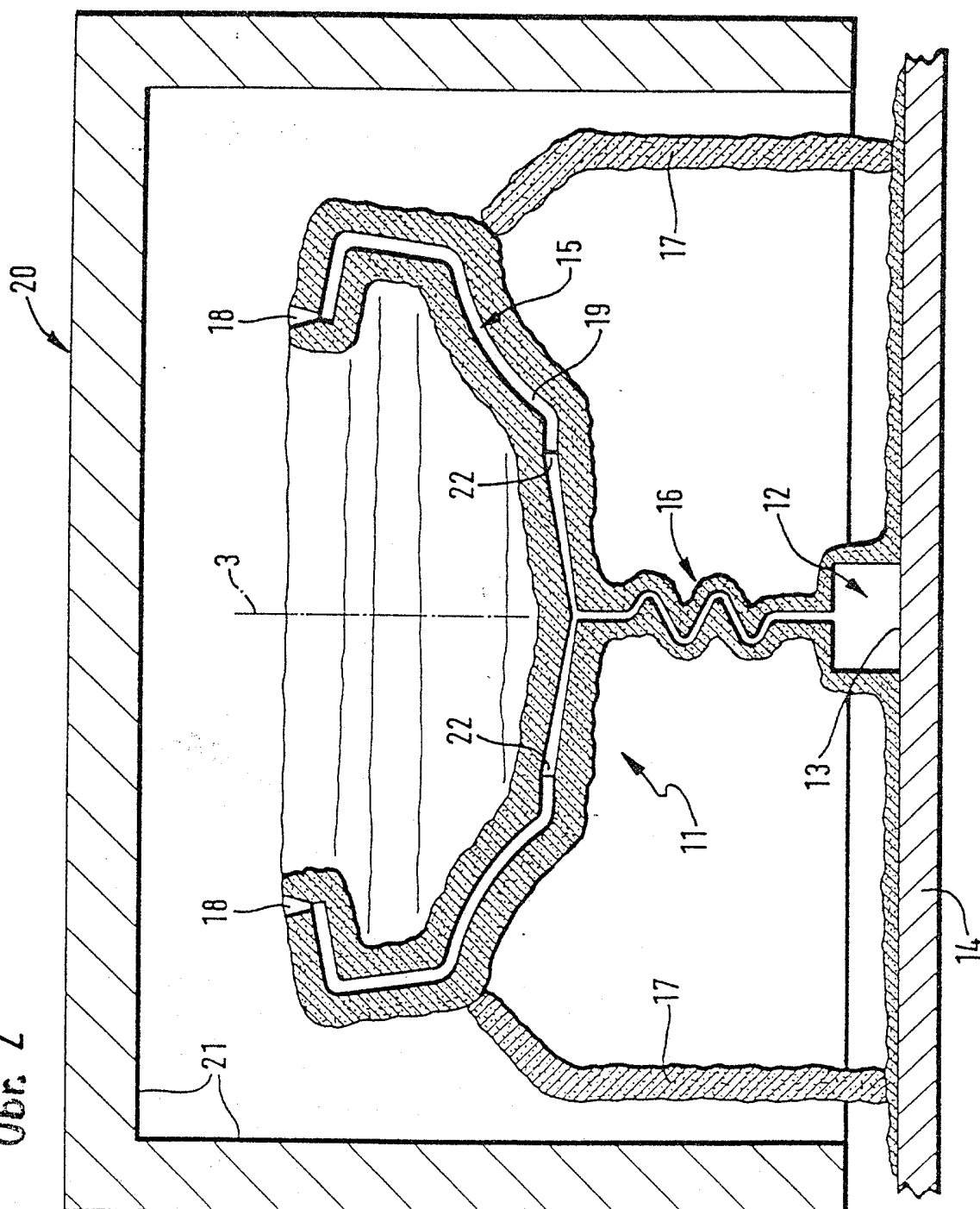
1/7

Obr. 1



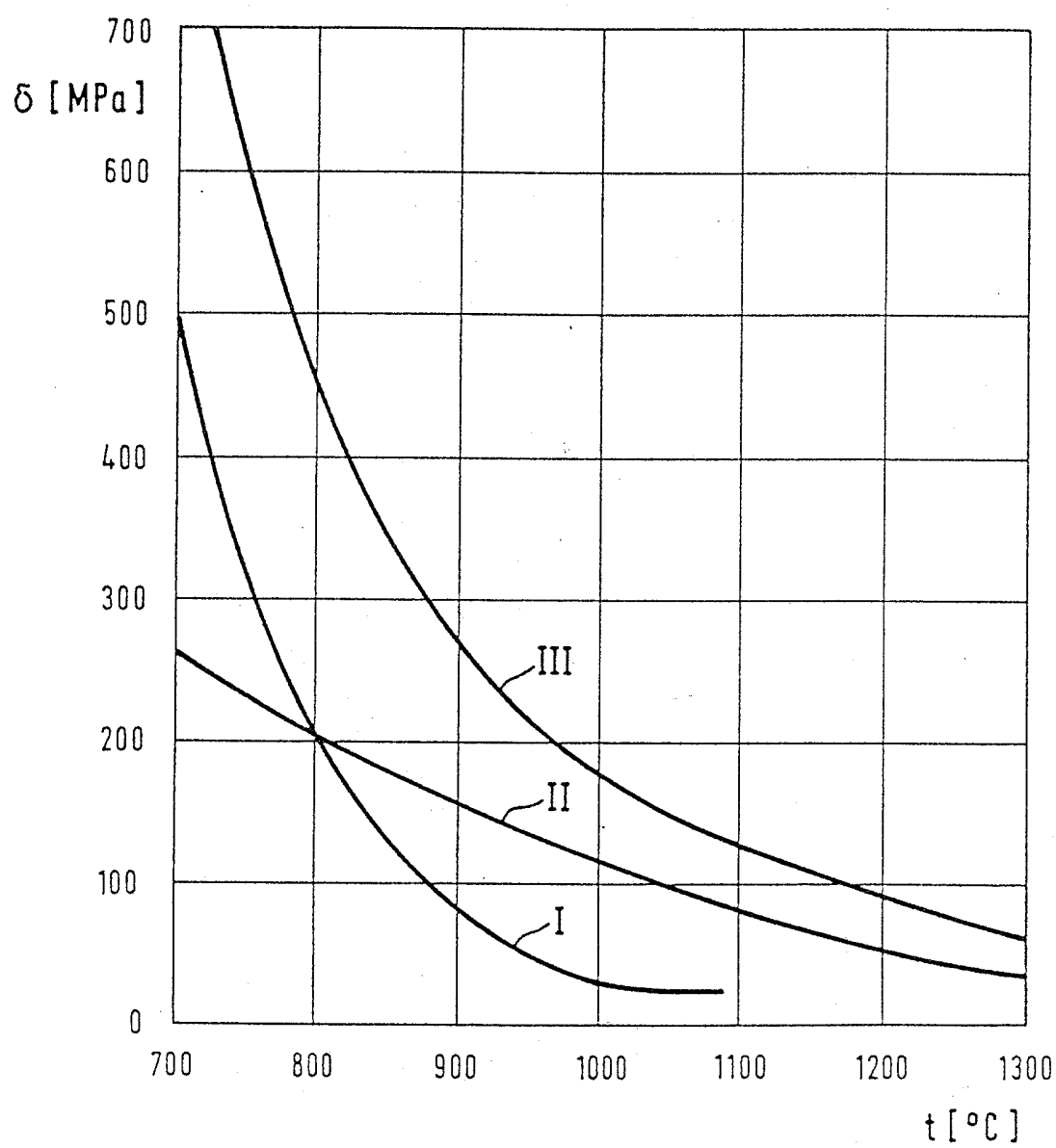
217

Obz 2



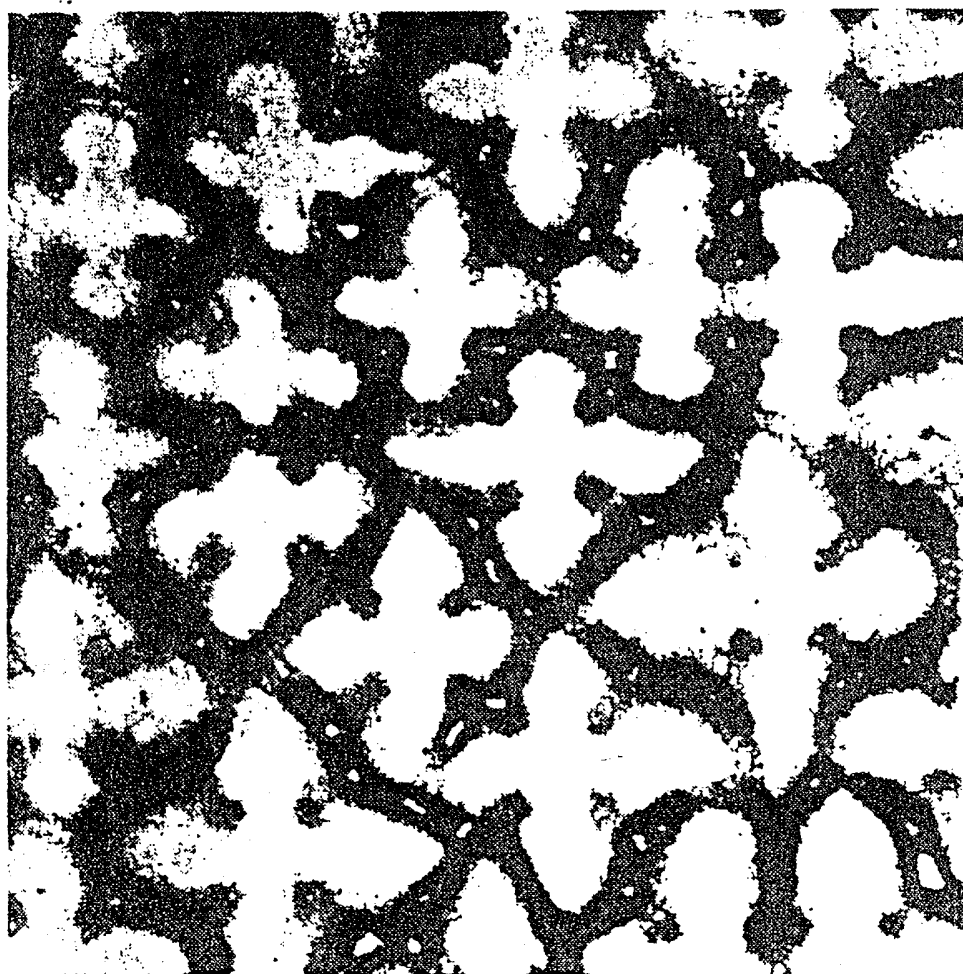
3 / 7

Obr. 3



417

Obr. 4

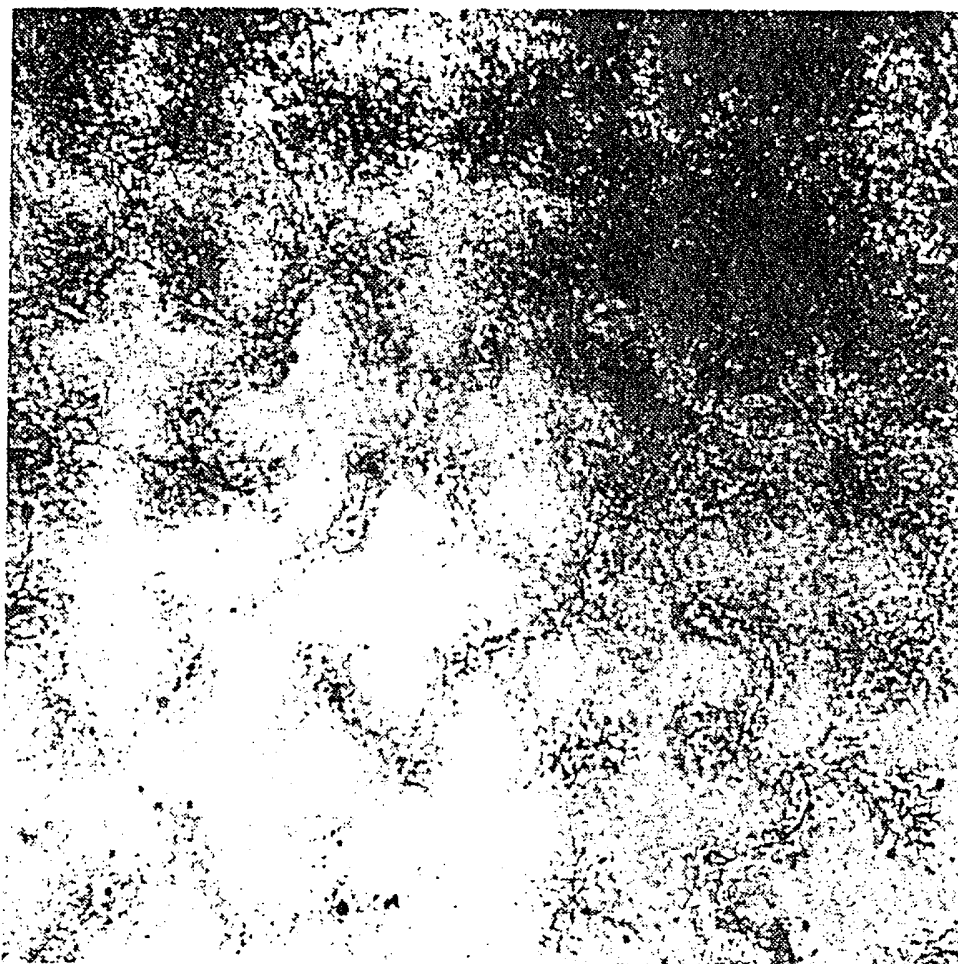


100 μ m

01240	04.09.94	01240
01240	04.09.94	01240
01240	04.09.94	01240
01240	04.09.94	01240

517

0br. 5



100 μ m

PRIL.
PLASTICITY
PRESERVED

30. IX '94

00510

049974

5.1

6 / 7

Obz. 6

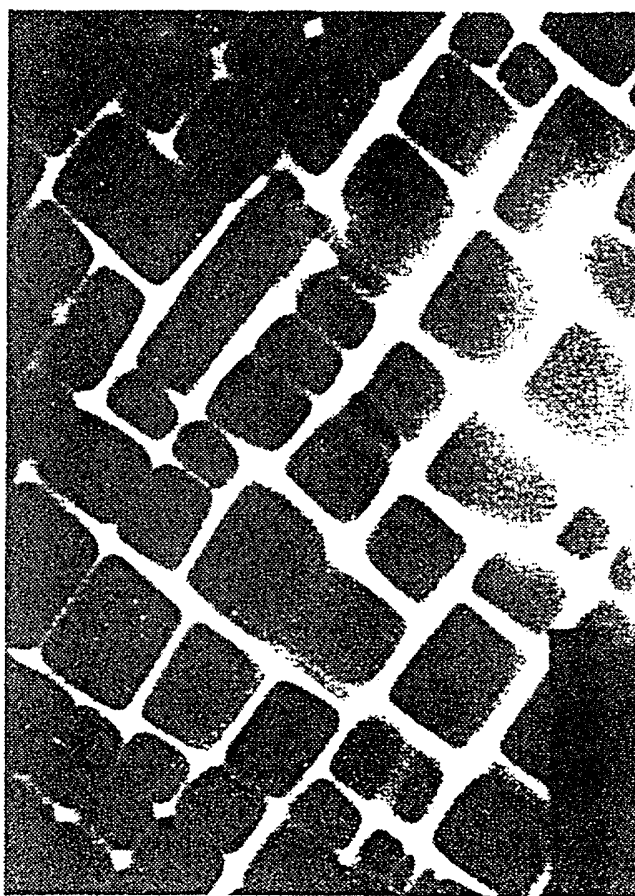


500 nm

EXPL.
PLASTICITY
PROGRESS
CRAD
30 IX 94
1000
1000

717

Obr. 7



500 nm

PRIL.
PRBMYSLJVENHO
VLASTNICTV
GRAD
30. IX. 94
00500
04. 9. 94
2.1.