

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テ-マコード [*]	(参考)
C22C 27/04	102	C22C 27/04	102	4K018
	101		101	
B22F 3/24		B22F 3/24		C
				K
C01B 21/06		C01B 21/06		D

審査請求 未請求 請求項の数 5 O L (全 9 頁) 最終頁に続く

(21)出願番号	特願平11 - 252344	(71)出願人	396020800 科学技術振興事業団 埼玉県川口市本町 4 丁目 1 番 8 号
(22)出願日	平成11年 9 月 6 日 (1999.9.6)	(72)発明者	高田 潤 岡山市清水 1 - 14 - 10
		(72)発明者	長江 正寛 岡山市吉備津1361 - 3 アメニティーライフ A 202
		(72)発明者	平岡 裕 岡山市番町 1 - 10 - 25
		(74)代理人	100108671 弁理士 西 義之

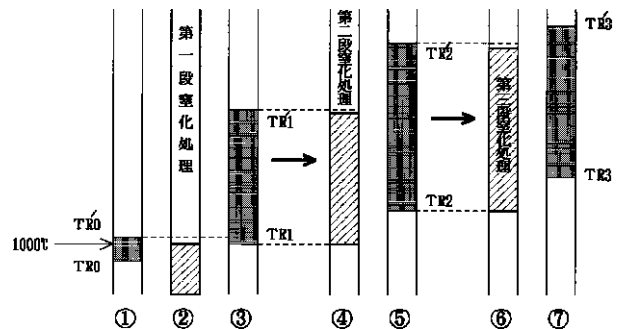
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】高靱性・高強度の高融点金属系合金材料

(57) 【要約】

【課題】 靱性、強度を著しく向上させた高融点金属系合金材料の提供。

【解決手段】 Mo , W , Cr の 1 種を母相とする合金加工材中に固溶された窒化物形成用金属元素を再結晶上限温度以下の低温で内部窒化することにより超微細窒化物を分散含有させて該加工材の再結晶下限温度を高め、該内部窒化した加工材に再結晶下限温度以上の温度で第 2 段の窒化処理を行って、加工材の少なくとも表面側が加工組織を保持したまま超微細窒化物析出粒子が粒成長し安定化した組織であるようにする。



【特許請求の範囲】

【請求項 1】 Mo, W, Cr の 1 種を母相とする合金加工材中に固溶された窒化物形成用金属元素を内部窒化することによって形成された微細窒化物を母相中に分散含有する該合金加工材であって、加工材の少なくとも表面側は加工組織を維持したまま窒化物析出粒子が粒成長した組織であることを特徴とする窒化物粒子分散型の高靱性・高強度の高融点金属系合金材料。

【請求項 2】 加工材の内部まで加工組織を維持した構造であることを特徴とする請求項 1 記載の窒化物粒子分散型の高靱性・高強度の高融点金属系合金材料。

【請求項 3】 加工材の内部側が再結晶組織である二層構造を特徴とする請求項 1 記載の窒化物粒子分散型の高靱性・高強度の高融点金属系合金材料。

【請求項 4】 Mo, W, Cr の 1 種を母相とする合金加工材であって、母相中に窒化物形成用金属元素として Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta の少なくとも 1 種を固溶する合金加工材を第 1 段窒化処理として、窒化雰囲気中において該合金の再結晶上限温度以下で、かつ再結晶下限温度 - 200 以上の温度で加熱して、窒化物形成用金属元素の超微細窒化物粒子を分散形成させ、ついで第 2 段窒化処理として、窒化雰囲気中において、第 1 段窒化処理で得られた該合金加工材の再結晶下限温度以上の温度で加熱して、第 1 段窒化処理により分散形成された超微細窒化物粒子を粒成長させ安定化させることを特徴とする窒化物粒子分散型の高靱性・高強度の高融点金属系合金材料の製造方法。

【請求項 5】 第 3 段以降の窒化処理として、窒化雰囲気中において、前段の窒化処理で得られた該合金加工材の再結晶下限温度以上の温度で加熱して、前段の窒化処理によって分散形成された窒化物粒子を更に粒成長させ安定化させることを特徴とする請求項 4 記載の窒化物粒子分散型の高靱性・高強度の高融点金属系合金材料の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【 0 0 0 1 】

【発明の属する技術分野】本発明は、高温耐熱構造材料、特に、高融点金属である Mo, W, Cr の 1 種を母相とする窒化物粒子分散強化型の高靱性・高強度の高融点金属系合金材料とその製造方法に関する。

【 0 0 0 2 】

【従来の技術】 Mo, W, Cr などの高融点金属材料は、その高温特性を活かして、航空・宇宙・発熱材、エレクトロニクス分野などで 21 世紀のキーマテリアルとして期待されている。

【 0 0 0 3 】例えば、Mo は、(1) 融点が約 2600 と高い、(2) 他の高融点金属に比べて比較的機械的強度に優れている、(3) 熱膨張率が純金属中ではタングステン (W) について小さい、(4) 電気伝導性・熱伝導性が良好、(5) 溶融アルカリ金属や塩酸に対す

る耐蝕性が良好、などの特徴を有し、(1) 鉄鋼材料への合金添加元素、(2) 電極、管用球部材 (X 線管球、放電灯用電極、CT 電極)、(3) 半導体部品 (整流器用基板、リード電極、焼結用ポート、ルツボ、ヒートシンク)、(4) 耐熱構造部品 (炉用発熱体、反射板) などの用途に広く用いられている。また、将来的用途としては、(5) 光学部品 (レーザー用ミラー)、(6) 原子炉用材料 (炉壁材料、防護壁材料) などが考えられている。しかし、Mo は、熱濃硫酸や硝酸などの酸化性の酸に対する耐蝕性がない、高温強度があまり期待できない、高温での再結晶による脆化が著しいなどの欠点を有している。

【 0 0 0 4 】一般に、炉用ヒータや蒸着用ポートなど高温下で使用される Mo 板部品には、再結晶温度が高く、再結晶後の強度が高いドープ Mo 材料が使用されている。この材料は、Mo の母相に Al, Si, K の 1 種又は 2 種以上が添加された材料である。このような Mo 板部品材料の製法として、各種の金属の酸化物、炭化物、硼化物、窒化物を 0.3 ~ 3 重量% を含むドープ Mo 焼結体をトータル加工率で 85% 以上の減面加工した後、再結晶温度より 100 高い温度から 2200 までの温度範囲にて加熱処理して、再結晶粒を細長く大きく成長させる方法が知られている (特公平 6 - 17556 号公報、特公平 6 - 17557 号公報)。

【 0 0 0 5 】また、Mo の高温での再結晶による脆化の欠点を改良した材料として、Ti, Zr, および C を添加した合金、いわゆる TZM 合金が古くから知られている。TZM 合金は、Mo に比べて延性 - 脆性遷移温度が低く (- 20 近傍)、再結晶温度が高い (1400 近傍) ため、高温部材に用いられているが、加工しにくいという欠点の他に 1400 以上での使用が制限される問題がある。

【 0 0 0 6 】ところで、Mo を高温材料として利用するためには再結晶温度を高くし、結晶粒の粗大化に伴う材料の脆弱化を抑えることが重要であり、炭化物を分散させた Mo - TiC 合金などでは高温での再結晶が抑制されることが報告されている (H. Kurishita, et. al., J. Nuc. Mater. 223-237, 557, 1996)。同様に、特開平 8 - 85840 号公報には、メカニカルアロイングと HIP を利用して、粒径 10 nm 以下の IV 族遷移金属炭化物の超微粒子が 0.05 モル% 以上 5 モル% 以下分散され、結晶粒径が 1 μm 以下である再結晶による脆化の少ない Mo 合金を製造することが開示されている。

【 0 0 0 7 】さらに、Mo に Ti, Zr を単独または複合で 0.5 ~ 2.0 重量% 含有する合金をフォーミングガス中で 1100 ~ 1300 に加熱して窒化処理して耐熱衝撃性および耐摩耗性を向上させる方法 (特公昭 53 - 37298 号公報) や、Mo - 0.01 ~ 1.0 重量% Zr 合金を 1000 ~ 1350、好ましくは、1000 ~ 1250 で内部窒化して、高温強度と加工性

を向上させる方法（特公平4-45578号公報）、Mo-0.5~1.0重量%Ti合金をN₂ガス中1300で内部窒化する方法（日本金属学会誌、43、658、1979）等も公知である。また、本発明者らは、希薄Mo-Ti合金を約1100で優先窒化し、ナノスケールの超微細TiN粒子を分散析出させることで機械的強度を著しく向上できることを報告した（粉末冶金協会講演概要集、平成9年度春季大会、255、1997）。

【0008】

【発明が解決しようとする課題】高融点金属は、核融合炉壁材、航空宇宙用材料などの超高温耐熱構造材料として有望視されているが、現在のところ耐熱構造材料としての有効な用途開発や実用化は行われていない。その最大の原因は、結晶粒界の脆弱さに起因する低温脆性にある。

【0009】圧延などの強加工を受けたMo材料は、結晶粒が圧延方向につぶれて伸びた微細組織をしており、室温以下の比較的低い温度域まで優れた延性を示す。しかし、このMo圧延材料は、ひとたび900以上の高温で使用されると再結晶化が起こる結果亀裂が直線的に伝播しやすい等軸粒組織を呈し、延性・脆性遷移温度は室温付近まで上昇する。そのため、Mo再結晶材は室温でも床に落ちただけで粒界割れを生じる危険性がある。そのために、再結晶をなるべく高い温度まで抑制する必要があり、改良の試みがいろいろとなされているが、満足な解決策はいまだ得られていない。

【0010】粉末粒子混合法によりTiCを分散させ、HIPにより製造した材料は、再結晶温度が約2000と高く、高温強度の高い材料が得られるが、製品のサイズや形状に制約があり、またHIPにより製造した材料は硬いため（Hv~500）、この材料から製品への成形・加工が困難であるという問題点があり、任意形状に予め製品加工した後に粒子分散処理した高強度・高靱性の材料の開発が望まれていた。また、微量のTiやZrを含有する希薄合金を内部窒化したものはある程度の高温強度が得られるものの、例えば、真空中で1200で1時間加熱するポストアニール処理を行うと、超微細窒化物粒子は消失し、再結晶を抑制することができない。

【0011】

【課題を解決するための手段】本発明は、上記の課題を解決し、微細窒化物分散粒子の形態（板状、球状）と大きさ分布を制御し、分散粒子により結晶粒界をピン止めして再結晶を阻止することにより靱性、強度を著しく向上させた高融点金属系合金材料を提供するものである。

【0012】すなわち、本発明は、Mo, W, Crの1種を母相とする合金加工材中に固溶された窒化物形成用金属元素を内部窒化することによって形成された微細窒化物を母相中に分散含有する該合金加工材であって、加

工材の少なくとも表面側は加工組織を維持したまま窒化物析出粒子が粒成長した組織であることを特徴とする窒化物粒子分散型の高靱性・高強度の高融点金属系合金材料である。合金材料が比較的薄い場合は、加工材の内部まで加工組織を維持した構造とすることができる。すなわち、この場合は、内部に再結晶組織が存在しない材料となる。また、合金材料が比較的厚い場合は、加工材の内部側が再結晶組織である二層構造とすることができる。

10 【0013】また、本発明は、Mo, W, Crの1種を母相とする合金加工材であって、母相中に窒化物形成用金属元素としてTi, Zr, Hf, V, Nb, Taの少なくとも1種を固溶する合金加工材を第1段窒化处理として、窒化雰囲気中において該合金の再結晶上限温度以下で、かつ再結晶下限温度-200以上の温度で加熱して、窒化物形成用金属元素の超微細窒化物粒子を分散形成させ、ついで第2段窒化处理として、窒化雰囲気中において、第1段窒化处理で得られた該合金加工材の再結晶下限温度以上の温度で加熱して、第1段窒化处理により分散形成された超微細窒化物粒子を粒成長させ安定化させることを特徴とする窒化物粒子分散型の高靱性・高強度の高融点金属系合金材料の製造方法である。

20 【0014】上記の製造方法において、さらに3~4段の窒化处理を行ってもよい。第3段以降の窒化处理は、窒化雰囲気中において、前段の窒化处理によって得られた該合金加工材の再結晶下限温度以上の温度で加熱して、前段の窒化处理によって分散形成された窒化物粒子をさらに粒成長させ安定化させることにより高融点金属系合金材料の再結晶温度をさらに上昇させるものである。

30 【0015】本発明の製造方法において、第1段窒化处理では、希薄合金加工材の加工組織を維持したまま窒素を加工材に拡散することにより母相中に固溶されている窒化物形成用金属元素を優先窒化して超微細窒化物粒子を形成し、母相に分散させる。なお、希薄合金とは固溶体合金の溶質元素の濃度が約5重量%以下の微量含有される合金をいう。また、優先窒化とは、母相の金属ではなく窒化物形成元素のみが優先的に窒化される現象をいう。

40 【0016】本発明の製造方法は、従来の窒化方法と比べて多段窒化に特徴を有するが、本発明における各段階の窒化はそれぞれに異なる作用をもたらす。窒化物粒子の大きさ、分布、形態の制御による高強度化作用、加工組織中の結晶粒界の移動を阻止し、合金の再結晶を抑制することによって再結晶温度を飛躍的に上昇させる作用、かつ加工組織を維持することによる高靱性化作用が発揮され、これにより、低温（約-100）から高温（約1800）までの広い温度範囲で高強度・高靱性が得られる。

50 【0017】第1段窒化处理の温度は、従来一般的に知

られている 1100 以上の内部窒化処理温度より低い温度で行う。第 1 段窒化処理の雰囲気は、アンモニアガス雰囲気、 N_2 ガス雰囲気、フォーミングガス雰囲気（水素ガス：窒素ガス = 1 : 9 ~ 5 : 5）、およびこれら三者のガスのそれぞれにプラズマ放電させた雰囲気などいずれでもよい。

【0018】第 2 段以降の窒化処理では、希薄合金加工材の加工組織を維持したまま合金加工材の表面側の析出粒子を粒成長させ安定化させる。合金加工材の内部側はこの窒化処理による高温加熱を受け再結晶する。第 2 段窒化処理の雰囲気は、アンモニアガス雰囲気、 N_2 ガス雰囲気、フォーミングガス雰囲気（水素ガス：窒素ガス = 1 : 9 ~ 5 : 5）、およびこれら三者のガスのそれぞれにプラズマ放電させた雰囲気などいずれでもよい。第 2 段窒化処理を例えば Ar 雰囲気など非窒化雰囲気で行うと、第 1 段窒化処理で析出した窒化物粒子が母相中で分解し、完全に消失し、ピン止め源がなくなる。

【0019】母相中に窒化物形成用金属元素として固溶させる Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta の群から選択される元素は単独で加えても、2 種以上を併用してもよい。これらの元素の合計含有量は、0.1 ~ 5.0 wt % 以下、より好ましくは 1.0 ~ 2.0 wt % である。0.1 wt % 未満であると TiN 析出粒子が少なすぎて高温環境下の再結晶を阻止することができない。5.0 wt % を超えると窒化後の材料が脆くなり、実用上使用困難である。

【0020】窒化物形成用金属元素を含有した固溶体合金は、TZM 合金（例えば、Mo - 0.5 Ti - 0.08 Zr - 0.03 C）、TZC 合金（例えば、Mo - 1.25 Ti - 0.3 Zr - 0.15 C）のような窒化物形成用金属元素以外の金属元素、非金属元素、例えば炭素を微量含有する合金でもよい。TZM 合金や TZC 合金では、優先窒化で (Ti, Zr)N の窒化物粒子が析出する。

【0021】これらの窒化物形成用金属元素を含有した固溶体合金の製造法は、特に限定されず、母相となる金属粉末と窒化物形成用金属元素を混合し、成型、焼結する粉末冶金方法、溶解凝固法により製造することができる。

【0022】以下に、図 1 を参照して、Mo を母相とし、窒化物形成用金属元素として Ti を固溶する Mo - 0.5 wt % Ti 合金加工材を 3 段窒化処理する場合について説明するが、その他の W, Cr 合金系についても同様に適用できる。

【0023】出発材料の Mo - 0.5 wt % Ti 合金の再結晶温度は主に加工度などの合金素材の作製条件に依存し、再結晶上限値 $TR'0$ と下限値 $TR0$ の一定の幅を有し、例えば 950 ~ 1020 位である（図 1 の ①）。再結晶を起こす温度は加工度が大きいほど低くなる。

【0024】第 1 段の窒化処理は、超微細 TiN の析出を目的とする優先窒化処理である。1 atm N_2 雰囲気で窒化した場合、超微細 TiN のサイズは幅約 1.5 nm、厚さ約 0.5 nm の平板状である。10 atm N_2 雰囲気における窒化で析出する粒子のサイズは幅 2 ~ 4 nm であり、1 atm N_2 における窒化より小さく高密度で析出する。この出発材料の Mo - Ti 合金の優先窒化が顕著に起こる温度は、再結晶下限温度 $TR0$ より約 200 低い温度、すなわち $TR0 - 200$ （例えば 800）以上で、再結晶上限温度 $TR'0$ （例えば 1020）よりわずかに低い温度である。よって、第 1 段窒化処理の加熱温度は例えば 900 とする（図 1 の ②）。

【0025】第 1 段窒化処理をすると、Mo - Ti 合金の再結晶下限温度を $TR1$ （例えば 1000）に高めることができる。第 1 段窒化処理した Mo - Ti 合金は、TiN 析出粒子の量と大きさが材料の表面からの深さにより変化しているため、再結晶温度の下限値 $TR1$ と上限値 $TR'1$ （例えば 1400）の幅は広がる（図 1 の ③）。

【0026】第 2 段窒化処理は、TiN 粒子の成長安定化を目的とするものである。第 2 段窒化処理の加熱温度は、第 1 段窒化処理材の再結晶下限温度 $TR1$ 以上で、第 1 段窒化処理材の再結晶上限温度 $TR'1$ よりわずかに低い温度にすべきである。よって、第 2 段窒化処理の加熱温度は、例えば 1300 とする（図 1 の ④）。

【0027】第 2 段の窒化処理をすると、Mo - Ti 合金の再結晶下限温度を $TR2$ （例えば 1100）に高めることができる（図 1 の ⑤）。さらに、粒子の大きさは、第 2 段窒化処理温度が 1400、1500、1600 と高くなるに従い増加し、析出粒子が成長することが分かる。

【0028】第 3 段の窒化処理は、TiN 粒子の更なる成長・安定化を目的とするものである。第 3 段の窒化処理の加熱温度は、第 2 段窒化処理材の再結晶下限温度 $TR2$ 以上で、第 2 段窒化処理材の再結晶上限温度 $TR'2$ （例えば 1600）よりわずかに低い温度にすべきである。よって、第 3 段窒化処理の加熱温度は、例えば 1500 とする（図 1 の ⑥）。第 3 段の窒化処理をすると、Mo - Ti 合金の再結晶下限温度を $TR3$ （例えば 1550）に、再結晶上限温度を $TR'3$ （例えば 1800）にさらに高めることができる。

【0029】上記のように、純 Mo の再結晶温度は約 900 であり、Mo - 0.5 wt % Ti 合金の再結晶温度は 1000 前後であるが、本発明の Mo 合金では、多段窒化処理により再結晶温度を約 1800 まで上昇させることができる。すなわち、高温使用可能温度を従来の約 900 から約 1600 まで高めることが可能となった。

【0030】上記のように、本発明の多段階窒化処理に

より、TiN粒子を成長させると、第1段窒化処理でTiNが分散した領域では、加工組織を残したまま再結晶を抑制できることが分かった。このように、Mo母相中に大きさ形態を制御した微細TiN粒子を分散析出することにより高強度が得られる。また、成長、安定化した微細TiN粒子がMoの結晶粒界移動のピン止め点として作用し、加工材の表面部は再結晶が抑止され、加工組織を保持するので高靱性が得られる。

【0031】図2は、本発明の高融点金属系合金材料の表面側から内部側への組織の変化と硬さ分布を示す模式図である。加工材の表面側が加工組織を維持したまま窒化物析出粒子が粒成長した組織であり、内部側が再結晶組織である二層構造となっている。また、加工材の表面より約100 μ mの深さまで微細なTi窒化物粒子が分散し、そのため表面側は内部側より硬さが大きく、Mo-0.5wt%Ti合金では、Hv300~500の値となる。

【0032】また、図3は、(a)Mo-0.5wt%Ti合金を高温加熱した再結晶材料、(b)Mo-0.5wt%Ti合金に第1段窒化処理および第2段窒化処理した本発明の材料、(c)Mo-0.5wt%Ti合金を予め真空中1500で加熱・再結晶化処理して粗大結晶粒とし、N₂雰囲気中で1500で25時間窒化処理した材料、それぞれの30における変位-応力測定におけるクロスヘッドの変位(mm)と応力(MPa)との関係を示す。

【0033】このように、第1段窒化処理により表面領域のみにナノサイズのTiN粒子を析出分散させたMo複合材料について、さらに少なくとも第2段窒化処理を行うことにより再結晶温度を更に高め、高靱性・高強度とすることができる。また、本発明の製造方法は、単純な窒化熱処理を採用するだけであり、特別な設備が不要で、安全なN₂ガスなどを使用することができ、製品成形後の処理であるから、寸法精度の高い多様な製品形状に適用可能である。

【0034】

【実施例】実施例1

高純度のMo粉末及びTiC粉末を原材料として圧粉体を作製し、これを1800の水素雰囲気中で焼結を行って、Mo-0.5wt%Ti合金焼結体とした。次に熱間・温間圧延、さらに冷間圧延を経て厚さ1mmの板材とし、この板材から角棒状加工材を切り出した。加工材の表面をエメリー紙により研磨後、電解研磨を行った。第1段窒化処理として、1atmのN₂ガス気流中で、Mo-0.5wt%Ti合金が再結晶する上限温度よりわずかに低い1000で、16時間、優先窒化を行い、加工材の表面部に超微細TiN粒子が分散した領域を有する加工材を作製した。

【0035】これに第2段窒化処理として、N₂ガス気流中で1500、24時間、加熱処理した。得られた

加工材について組織観察(TEM、光学顕微鏡など)、硬さ試験などによりキャラクタリゼーションを行った。

【0036】図4は、第1段窒化処理により超微細TiN粒子を分散した加工材の透過電子顕微鏡組織写真を示す。TiN粒子の大きさは約1.5nmである。第1段窒化処理により超微細TiN粒子をMo母相中に分散析出させ、第2段窒化処理で超微細TiN粒子の粒成長(形態と粒子サイズの制御)、微細TiNの存在部位の拡大などが起こる。

10 【0037】図5は、第2段窒化処理した加工材の透過電子顕微鏡組織写真を示す。第1段窒化処理により超微細TiN粒子(大きさは約1.5nm)を分散させた領域(表面から約120 μ m)では、母相の加工組織を保ったまま、TiN粒子を大きな(直径約10~20nm,長さ約40~150nm)棒状TiN粒子として成長、安定化している。

20 【0038】図6は、第2段窒化処理した加工材を真空中、1500で1時間ポストアニールした場合の表面側(左側)から内部側(右側)へかけての組織の変化を示す光学顕微鏡組織写真である。加工材の表面付近の領域(表面から深さ約100 μ mの範囲)では、粒径の小さい結晶粒の組織が観察された。再結晶していないので、微細な結晶粒の加工組織が保存されている。これは微細なTiN粒子の分散により結晶粒の成長が抑制された結果と考えられる。

30 【0039】図7は、Mo-0.5wt%Ti合金を950で16時間の第1段窒化処理し、1500、24時間、第2段窒化処理を行った加工材の曲げ試験による温度と応力の関係を示す。延性-脆性遷移温度は-120であり、臨界強度(応力)は240MPaに達する。

【0040】実施例2

TZM合金加工材(市販品:Plansee社製、組成Mo-0.5Ti-0.08Zr-0.03C)を1200で24時間の第1段窒化処理を行い、1600で24時間の第2段窒化処理を行った。図8は、その加工材の断面の光学顕微鏡写真である。TZM合金の再結晶温度は高いので第1段窒化処理の温度を高くすることができる。表面から約300 μ mの深さまで加工組織が保持されているのが分かる。

【0041】比較例1

Mo-0.5wt%Ti合金加工材について、第2段窒化処理を行わなかった以外は実施例1と同じ処理を行った。図9は、この加工材を真空中、1200で1時間ポストアニールした場合の表面側から内部側へかけての組織の変化を示す光学顕微鏡組織写真であり、再結晶を起し、結晶粒の粗大化が生じているのが分かる。

【0042】

50 【発明の効果】本発明は、超微細粒子の分散析出を利用して表面側を加工組織、内部側を再結晶組織に高度構造

制御することによって、クラック伝播を阻止して高温における靱性、強度を従来材よりも飛躍的に高めた材料である。この新規材料は、簡易な優先窒化処理により作製できる上に、窒化前に製品加工できるために加工処理が容易でかつ省エネルギー的であって、実用化容易な利点を有する。

【図面の簡単な説明】

【図1】本発明の窒化処理段階と再結晶温度の関係を示す模式図である。

【図2】本発明の高融点金属系合金材料の表面側から内部側への組織の変化と硬さ分布を示す模式図である。

【図3】本発明のMo-0.5wt%Ti合金加工材と比較例の加工材の変位-応力測定におけるクロスヘッド変位 (mm) と応力 (MPa) との関係を示すグラフである。

【図4】第1段窒化処理した加工材の図面代用透過電子顕微鏡組織写真である。

【図5】第2段窒化処理した加工材の図面代用透過電子顕微鏡組織写真を示す。

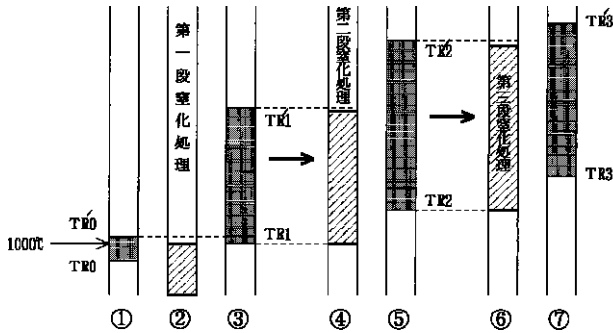
【図6】第2段窒化処理した加工材をポストアニールした場合の組織の変化を示す図面代用光学顕微鏡組織写真である。

【図7】Mo-0.5wt%Ti合金を第1段窒化処理し、第2段窒化処理を行った加工材の曲げ試験による温度と応力との関係を示すグラフである。

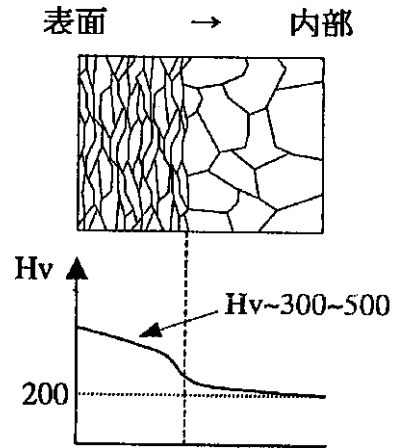
【図8】実施例2のTZM合金加工材の加工組織を示す図面代用光学顕微鏡組織写真である。

【図9】Mo-0.5wt%Ti合金加工材をポストアニールした場合の組織の変化を示す図面代用光学顕微鏡組織写真である。

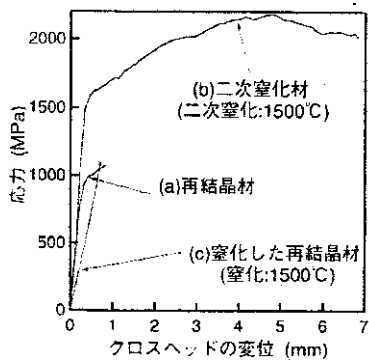
【図1】



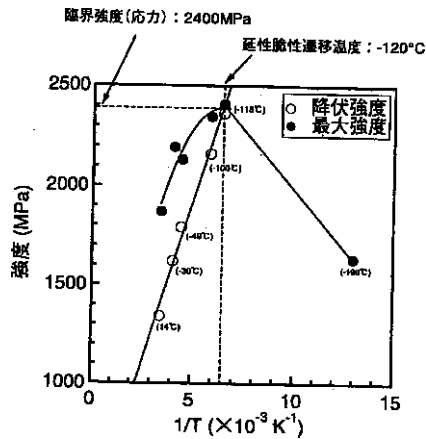
【図2】



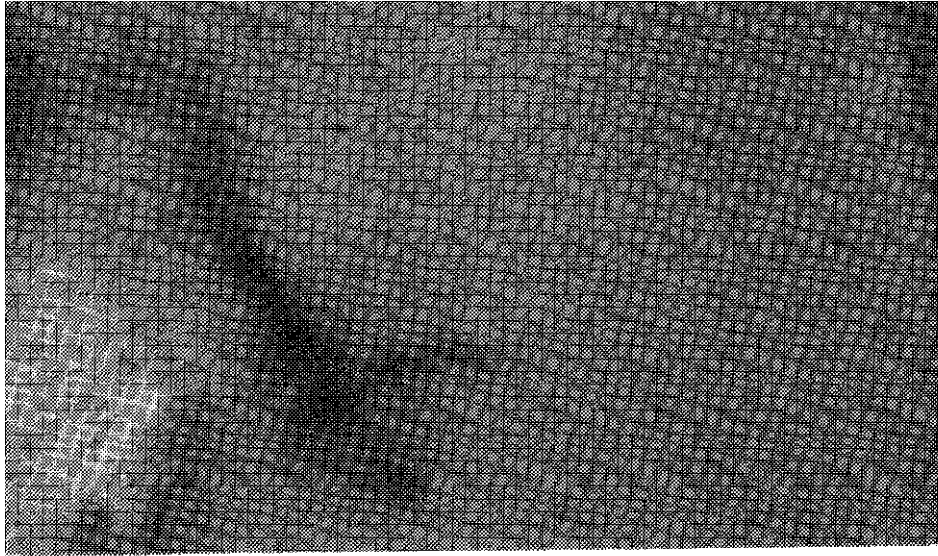
【図3】



【図7】

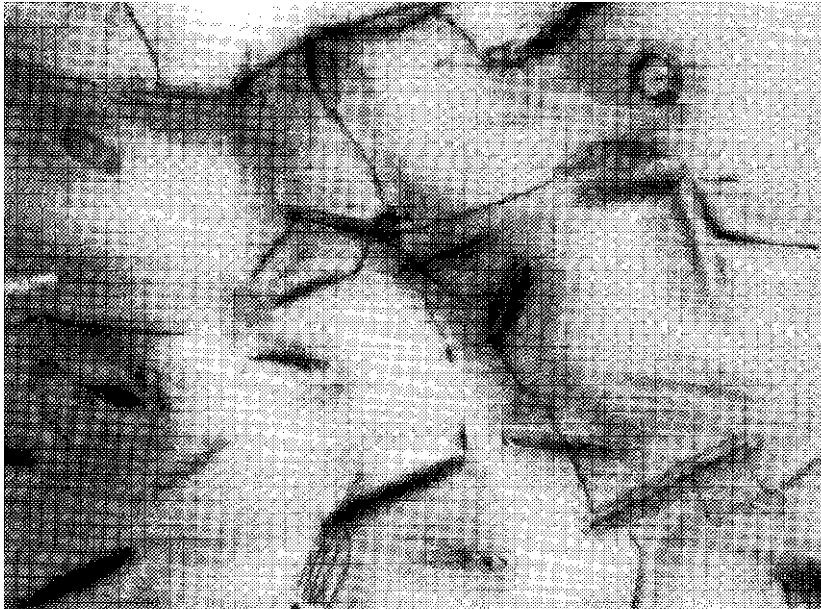


【図4】



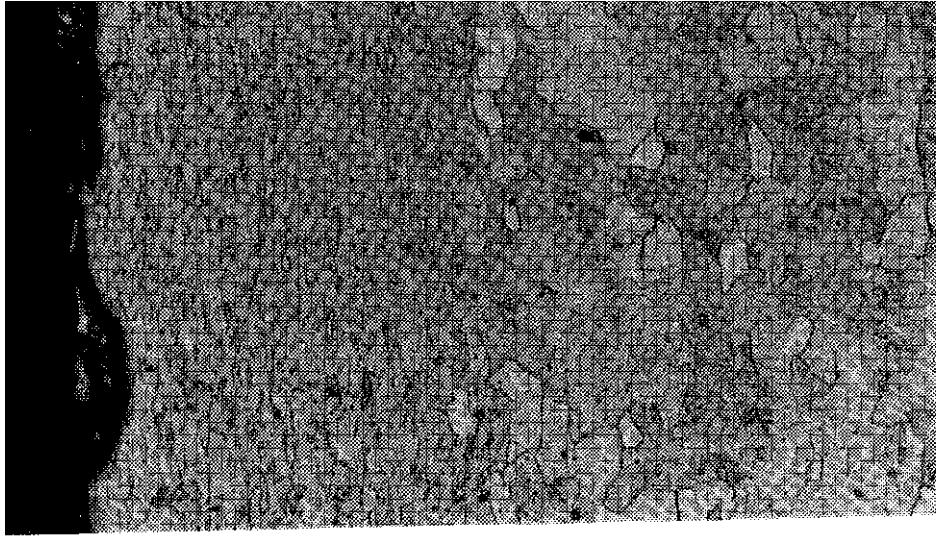
20nm

【図5】



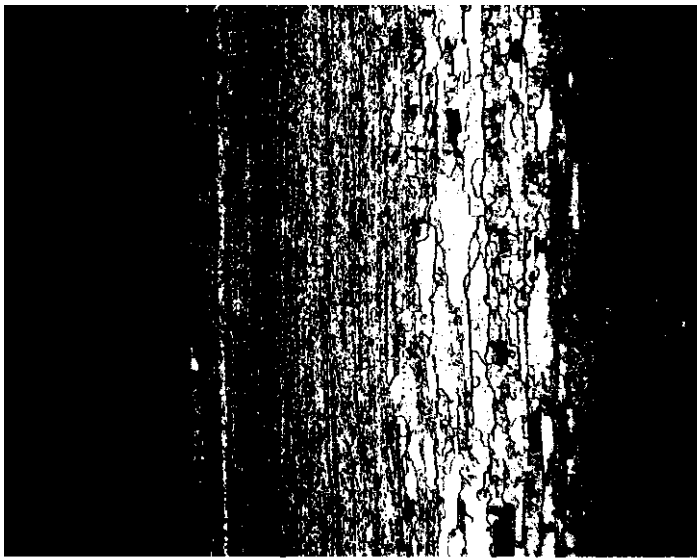
100nm

【図6】



100μm

【図8】



100μm

【図9】



100μm

フロントページの続き

(51)Int.Cl.⁷

C 2 2 C 27/06

// C 2 2 C 1/04

C 2 2 F 1/00

識別記号

6 0 3

6 3 0

F I

C 2 2 C 27/06

1/04

C 2 2 F 1/00

テ-マ-コ-ト' (参考)

D

E

6 0 3

6 3 0 A

(72)発明者 竹元 嘉利

岡山市津島中1-2-1-504

Fターム(参考) 4K018 AA20 AA22 AA40 AB03 AC01

AC04 CA11 DA13 DA33 FA11

KA07 KA33 KA37