

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第6071984号

(P6071984)

(45) 発行日 平成29年2月1日(2017.2.1)

(24) 登録日 平成29年1月13日(2017.1.13)

(51) Int.Cl.	F I
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 0 2 Z
C 2 2 C 33/02 (2006.01)	C 2 2 C 33/02 B
C 2 2 C 30/00 (2006.01)	C 2 2 C 30/00
C 2 2 C 38/12 (2006.01)	C 2 2 C 38/12
C 2 1 D 6/00 (2006.01)	C 2 1 D 6/00 1 0 1 Z

請求項の数 6 (全 7 頁)

(21) 出願番号	特願2014-245660 (P2014-245660)	(73) 特許権者	591268678
(22) 出願日	平成26年12月4日(2014.12.4)		ベーレル・エーデルシュタール・ゲゼルシ
(65) 公開番号	特開2015-113528 (P2015-113528A)		ヤフト・ミット・ベシユレンクテル・ハフ
(43) 公開日	平成27年6月22日(2015.6.22)		ツング・ウント・コンパニー・コマンディ
審査請求日	平成27年5月14日(2015.5.14)		トゲゼルシヤフト
(31) 優先権主張番号	A50820/2013		オーストリア国カッツフエンベルク・マリ
(32) 優先日	平成25年12月12日(2013.12.12)		ーアツエレルシユトラーセ25
(33) 優先権主張国	オーストリア(AT)	(74) 代理人	100069556
			弁理士 江崎 光史
		(74) 代理人	100111486
			弁理士 鍛冶澤 實
		(74) 代理人	100139527
			弁理士 上西 克礼
		(74) 代理人	100164781
			弁理士 虎山 一郎

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 鉄-コバルト-モリブデン/タングステン-窒素合金からの物品の製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

重量%で次の化学組成

コバルト (C o) = 1 5 . 0 ~ 3 0 . 0

モリブデン (M o) = ~ 2 0 . 0

タングステン (W) = ~ 2 5 . 0

(M o + W / 2) = 1 0 . 0 ~ 2 2 . 0

窒素 (N) = 0 . 0 0 5 ~ 0 . 1 2

鉄 (F e) 及び製造由来の不純物 = 残部

を有する析出硬化可能な合金から、物品または用具を製造するための半製品であって、半製品が、 $(F e + (29\% C o)) + 1$ 重量%のM oのタイプのマトリックス中に $(F e C O)_6$ (M o + W / 2) γ タイプの金属間相から形成されており、そしてマトリックス中には、F e及びC o原子の規則構造が存在しないかまたはF e - C o規則構造の形成は阻止されており、そしてそうして、材料が、40 HRC未満の硬度、16.0 J超の非ノッチ付き試料の衝撃曲げ強さ、及び6.5%超の引張試験における破断伸びを有し、すなわち

硬度 < 40 HRC

衝撃曲げ強さK > 16.0 J

破断伸びAc > 6.5%

である、前記半製品。

10

20

【請求項 2】

材料が、1 2 2 0 M P a 未満の引張強さ及び 8 2 5 M P a 未満の耐力を有する、すなわち
 引張強さ $R_m < 1 2 2 0 \text{ M P a}$
 耐力 $R_{p0.2} < 8 2 5 \text{ M P a}$
 である、請求項 1 に記載の半製品。

【請求項 3】

重量%で次の化学組成

コバルト (C o) = 1 5 . 0 ~ 3 0 . 0
 モリブデン (M o) = ~ 2 0 . 0
 タングステン (W) = ~ 2 5 . 0
 (M o + W / 2) = 1 0 . 0 ~ 2 2 . 0
 窒素 (N) = 0 . 0 0 5 ~ 0 . 1 2

10

鉄 (F e) 及び製造由来の不純物 = 残部

を有する析出硬化可能な合金から物品または用具のための半製品を、向上した加工性を持って製造する方法であって、材料を、マトリックス中の (F e - C o) 原子の規則構造を分解するために、材料の加熱及び焼鈍を含む熱的特殊処理に 6 0 0 °C と 8 4 0 °C の間の温度で 2 0 分間超の時間付し、その後、3 . 0 未満のラムダ ($\lambda < 3 . 0$) の冷却速度での冷却を行い、そしてそのようにして、4 0 H R C 未満への硬度の調節及び非ノッチ付き試料の衝撃強さで測定して材料の 1 6 . 0 J 超の靱性 K の調節が行われる、前記方法。

20

【請求項 4】

材料が、粉末冶金法により製造された材料 (P M 材料) である、請求項 3 に記載の方法。

【請求項 5】

材料を、熱的特殊処理の前に、変形及び軟化焼鈍する請求項 3 または 4 に記載の方法。

【請求項 6】

半製品の材料が、熱的特殊処理の後に、8 2 5 [M P a] 未満の耐力 ($R_{p0.2} < 8 2 5 \text{ M P a}$)、1 2 2 0 [M P a] 未満の引張強さ ($R_m < 1 2 2 0 \text{ M P a}$) 及び 6 . 5 % 超の引張試験における破断伸び ($A_c > 6 . 5 \%$) を有する、請求項 3 ~ 5 のいずれか一つに記載の方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

30

【0 0 0 1】

本発明は、一般的に、鉄-コバルト-モリブデン/タングステン-窒素合金からできた物品及びその製造方法に関する。詳しくは、本発明は、物品の製造のための半製品、及び析出硬化可能な鉄-コバルト-モリブデン/タングステン-窒素合金の加工性を向上する方法に関する。

【背景技術】

【0 0 0 2】

重量%で次の化学組成

コバルト (C o) 1 5 . 0 ~ 3 0 . 0
 モリブデン (M o) ~ 2 0 . 0
 タングステン (W) ~ 2 5 . 0
 モリブデン + 0 . 5 タングステン (M o + W / 2) 1 0 . 0 ~ 2 2 . 0
 窒素 (N) 0 . 0 0 5 ~ 0 . 1 2

40

残部としての鉄 (F e) 及び製造由来の不純物

を有する析出硬化可能な鉄-コバルト-モリブデン-及び/またはタングステン-窒素合金からできた用具または物品は既知であり、例えば A T 5 0 5 2 2 1 B 1 (特許文献 1) に開示されている。

【0 0 0 3】

半製品の製造は有利には粉末冶金 (P M) 法で行われ、それによって均一な材料構造が達成可能である。

50

【0004】

PM製造、特に溶融物から噴霧された合金化された粉末からできた熱間等方圧加圧（HIP）ブロックの製造は当業者には既知であり、それ故、詳しい説明は不要である。

【0005】

物品を製造するためのこの方法は、本質的に、HIPブロックの熱間変形及びその下段の冷却を含み、その後、Fe-Co-Mo/W-N材料は大抵は48～53HRCの硬度を有し、非常に脆性であり、そして本質的な加工を可能としない。

【0006】

それ故、物品の製造、特に用具の製造のための準備として、オーステナイト領域での、すなわち合金のA_{C3}温度超での変形されたブロックまたは半製品の軟化焼鈍が行われ、その後徐冷される。

10

【0007】

このような熱処理は、約41HRC以上の材料の低められた硬度、約14Jの靱性またはシャルピー衝撃値K、及び引張試験においてA_c＝4％の範囲の破断伸びをもたらす。

【0008】

場合より、この軟化焼鈍された半製品または軟化焼鈍された前材料からも、物品の、場合により用具の寸法精密な製造が、切削加工により手間をかけて行うことができ、その際、成形部材の矯正（Richten、Ausrichten）がしばしば未加工品の破断を招く。

【0009】

20

半製品から製造された部材の熱的最終仕上げは、一般的に、溶体化処理を用いた熱処理によって行われ、その後、急冷及び焼きもどしを行い、その際、場合により68HRCの材料の硬度が達成可能である。

【0010】

Fe-Co-Mo/W-N合金でできた物品、部材または用具は、多数の特定の要求に対する最良の使用特性を有するが、材料の故に手間のかかる製造を必要とする。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0011】

【特許文献1】AT505221B1

30

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0012】

本発明は、今や、低減された手間をもって高精密な物品または用具を製造することができる、冒頭に述べた組成を有する合金でできた半製品を提供することを目的とする。

【0013】

更に、本発明は、半製品の硬度を低めるという課題、並びに材料の靱性及び破断伸びを高め、そして合金の加工性及び加工の経済性を向上するという課題に基づくものである。

【課題を解決するための手段】

40

【0014】

前記目的は、半製品が（Fe + （29％Co））＋約1重量％のMoのタイプのマトリックス中で（FeCo）₆（Mo + W／2）₇のタイプの金属間相から本質的に形成されている場合にこの種の半製品において達成され、この際、前記マトリックス中にはFe及びCo原子の規則構造は本質的に存在しないかまたはFe-Co規則構造の形成が大幅に阻止されており、そうして材料が、40HRC未満の硬度、16.0J超の非ノッチ付き試料の衝撃曲げ強さK、及び6.5％超の引張試験における破断伸びを有するようになる。

【0015】

本発明の好ましい形態の一つでは、材料は、1220MPa未満の引張強さR_m及び8

50

25 MPa未満の耐力 $R_{p0.2}$ を有する。

【0016】

本発明による半製品は、本質的に向上された加工性の点で利点を有する。一方で、通常は41 HRCを超える範囲にある材料硬度は、本発明の材料では40 HRC未満にまで本質的に減少され、これは切削加工を容易にし、他方で、材料の脆性は低下し並びに低温の状態での靱性及び変形性は向上され、これは、半製品の矯正を並程度に可能にする。

【0017】

これらの利点は、見出されたように、本発明による材料が、マトリックス中でFe及びCo原子の本質的に低められた規則構造を有し、そしてそのようにして、相の割合が高いにもかかわらずその低い可塑性を可能とすることによって達成され、これは達成された機械的材料値によって開示される。

10

【0018】

本発明の他の課題は、冒頭に述べた半製品を製造する方法において、マトリックス中のFe-Co原子の規則構造を分解するために熱的な特殊処理を用いて解決され、この際、600℃と840℃の間の温度で20分間超の時間で部材または材料の加熱及び焼鈍が行われ、その後、半製品は、3未満の冷却速度 λ を用いた冷却に付し、そしてこのようにして、非ノッチ付き試料の衝撃曲げ強さKで測定して材料の16.0 J超の向上した材料靱性において40 HRC未満への硬度の低減または調節が行われる。

【0019】

マトリックス中の原子の規則構造の分解が、600℃と840℃との間の合金の上フェライト領域の温度範囲において、然るべき時間の後に、規則化を得ることなく達成可能であること、及びその後、高い冷却速度において、マトリックス中のFe及びCo原子のほぼ無規則な分布が保たれるかまたは凍結でき、そしてそのようにして半製品の加工性の向上が提供されることは当業者には全く驚くべきことであった。

20

【0020】

例えば本発明の半製品からできた用具の一つの経済的な最終仕上げでは、ほぼ遅れなしに、溶体化処理による熱的硬化、その後の物品の急冷及び焼きもどしを行うことができ、その際、場合により68 HRCの材料の所望の硬度が達成可能である。

【0021】

開発作業からの結果に基づいて本発明をより詳しく説明する。

30

【図面の簡単な説明】

【0022】

【図1】Fe-Co-(Mo+W/2)N合金の微細構造を示す。

【図2】半製品の熱的特殊処理の時の焼鈍温度に応じた硬度を示す。

【図3】冷却速度に応じた硬度を示す。

【図4】中性子回折法からのFe-Co規則構造を示す。

【実施例】

【0023】

PM法に従い製造し及び熱間等方圧加圧し及び変形した材料から製造した、重量%で次の組成及び48～53 HRCの硬度を有する合金でできた試料を用いて、試験を行った。

40

Co = 25.2

Mo = 14.9

W = 0.1

Mo+W/2 = 15.0

N = 0.02、及び

Fe = 残部及び製造由来の不純物。

【0024】

一連の試料を、1185℃の温度で軟化焼鈍し、次いで24℃/hで冷却した。これらの試料は、前記の軟化焼戻処理の後に、平均して次の測定値を示した：

硬度： 41.2 ± 0.5 HRC

50

衝撃曲げ強さ： $14.5 \pm 0.6 \text{ J}$
破断伸び： $4.8 \pm 0.2 \% = A_c$
引張強さ R_m ： $1290 \pm 20 \text{ MPa}$
耐力 $R_{P0.2}$ ： $855 \pm 10 \text{ MPa}$
【0025】

図1は試料の組織写真を示し、ここでマトリックスは暗い領域と認められ、このマトリックス中に金属間相（明るい色）が埋蔵されている。

【0026】

他の同様に処理された試料について、 $500 \sim 950^\circ\text{C}$ の温度及び40分間の焼鈍時間もしくは温度保持時間及び0.4未満の冷却速度 λ で熱的特殊処理を行った。冷却速度 λ は、 800°C から 500°C への冷却時間から、それを100で除して得られる。

$\lambda = \text{秒} / 100$

【0027】

$500^\circ\text{C} \sim 600^\circ\text{C}$ の温度を用いた特殊焼鈍は、図2の領域1が示す様に、42HRCの材料の硬度値を与える。 850°C までのより高い焼鈍温度は、図2の領域2及び領域3からわかるように、材料硬度を38HRCまでの値に低下させ、この際、焼鈍温度の更なる上昇（領域4）は、44HRC超への大きな硬度上昇を引き起こす。

【0028】

これらの試料を 800°C で30分間の特殊焼鈍の後に保持し、次いで様々な λ 値で冷却し、そうして図3に具体的に示されるように、 $\lambda 10$ で41.18HRCから $\lambda 0.4$ で38HRC以下まで低下する平均硬度値が達成される。

【0029】

結晶性固形物中での原子の規則構造を求めるために、周期的格子での中性子線の回折を利用することができる。Fe-C格子中の原子の周期的配置によって、いわゆる超構造反射となる。超構造は、規則B2格子中の(100)反射である。

【0030】

軟化焼鈍試料A及び追加の熱的特殊処理を施した試料Bについて、マトリックス中のFe及びC原子の規則相を、Ge311モノクロメータ（波長16nm）を備えた回折計STRESS-SPECを用いて中性子回折法により求めた。図4は、試料A及びBの超構造／規則構造反射の中性子回折図(100)を対比して示す。

【0031】

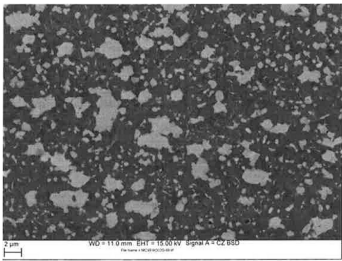
明らかに、本発明の特殊処理されたマトリックスBでは、ほぼ無規則のFe-C構造が存在する。

10

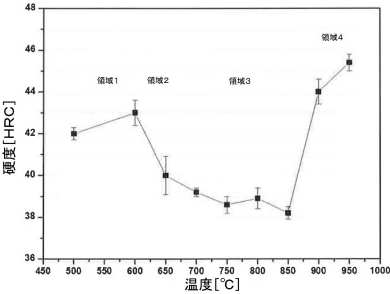
20

30

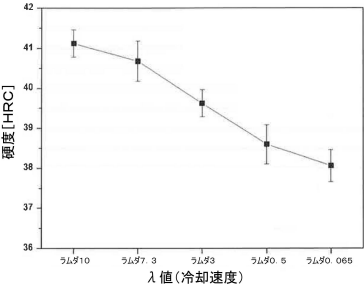
【図 1】



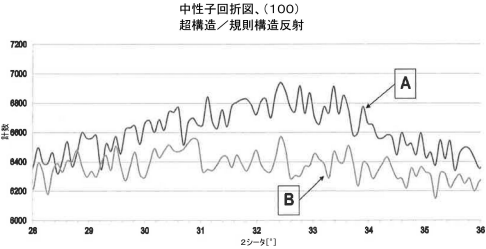
【図 2】



【図 3】



【図 4】



フロントページの続き

- (72)発明者 ゲルト・ケッレーツィ
オーストリア共和国、8700 レオーベン、モーゼルホフストラーセ、9
- (72)発明者 ローベルト・タンツァー
オーストリア共和国、8700 レオーベン、グラッヒスガッセ、1/3
- (72)発明者 クリストフ・トゥルク
オーストリア共和国、8700 レオーベン、ホーマンガッセ、7

審査官 鈴木 葉子

- (56)参考文献 特開平11-189852 (JP, A)
特開昭51-088417 (JP, A)
米国特許第04011108 (US, A)
米国特許出願公開第2009/0007992 (US, A1)

- (58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
- | | |
|------|-------------|
| C22C | 38/00-38/60 |
| C22C | 33/02 |
| C22C | 1/04- 1/05 |
| B22F | 1/00- 8/00 |