

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4257640号
(P4257640)

(45) 発行日 平成21年4月22日(2009.4.22)

(24) 登録日 平成21年2月13日(2009.2.13)

(51) Int.Cl.	F I
C 2 1 D 6/00 (2006.01)	C 2 1 D 6/00 L
C 2 1 D 9/00 (2006.01)	C 2 1 D 9/00 M
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 H
C 2 2 C 38/12 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 2 E
C 2 2 C 38/36 (2006.01)	C 2 2 C 38/12

請求項の数 7 (全 13 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2003-133883 (P2003-133883)	(73) 特許権者 000005083 日立金属株式会社 東京都港区芝浦一丁目2番1号
(22) 出願日 平成15年5月13日(2003.5.13)	(72) 発明者 中津 英司 島根県安来市安来町2107番地2 日立 金属株式会社 冶金研究所内
(65) 公開番号 特開2004-339532 (P2004-339532A)	審査官 井上 猛
(43) 公開日 平成16年12月2日(2004.12.2)	(56) 参考文献 特開2000-119799 (JP, A) 特開2000-212698 (JP, A)
審査請求日 平成17年9月16日(2005.9.16)	
<p>(出願人による申告) 国等の委託研究の成果に係る特許出願(平成14年度新エネルギー・産業技術総合開発機構「ナノテクノロジープログラム(ナノマテリアル・プロセス技術)ナノメタル技術プロジェクト」委託研究、産業活力再生特別措置法第30条の適用を受けるもの)</p>	
最終頁に続く	

(54) 【発明の名称】 工具鋼の製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、C : 0.1 ~ 3.0 %、Si : 3.0 %以下、Mn : 2.0 %以下、Cr : 0 ~ 18.0 %、MoおよびWの1種または2種を (Mo + 0.5W) で0.1 ~ 16.0 %、V : 6.0 %以下含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる工具鋼の製造方法であって、

MoおよびWの含有量および/または焼入れ後の300 ~ 700 の範囲での焼戻しの条件を調整して、工具鋼の組織の変調構造を制御することにより、強度と靱性のバランスを調整することを特徴とする工具鋼の製造方法。

【請求項2】

質量%で、Cおよび/またはNを合計で0.1 ~ 3.0 %、Si : 3.0 %以下、Mn : 2.0 %以下、Cr : 0 ~ 18.0 %、MoおよびWの1種または2種を (Mo + 0.5W) で0.1 ~ 16.0 %、V : 6.0 %以下含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる工具鋼の製造方法であって、

MoおよびWの含有量および/または焼入れ後の300 ~ 700 の範囲での焼戻しの条件を調整して、工具鋼の組織の変調構造を制御することにより、強度と靱性のバランスを調整することを特徴とする工具鋼の製造方法。

【請求項3】

工具鋼が、質量%で、Ni : 3.0 %以下、Co : 15.0 %以下、Al : 0.1 %以下の群から選ばれた1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1または2に

記載の工具鋼の製造方法。

【請求項 4】

工具鋼が、質量%で、S : 0.20%以下、Ca : 0.050%以下、Pb : 0.2%以下、Bi : 0.2%以下、B : 0.010%以下、Nb : 0.05%以下、Ti : 0.05%以下、Ta : 0.05%以下、Zr : 0.05%以下、希土類金属元素 : 各々0.50%以下の1種または2種以上の元素を含有することを特徴とする請求項1ないし3のいずれかに記載の工具鋼の製造方法。

【請求項 5】

前記強度と靱性のバランスを調整することが、高強度化であることを特徴とする請求項1ないし4のいずれかに記載の工具鋼の製造方法。

10

【請求項 6】

前記強度と靱性のバランスを調整することが、高靱性化であることを特徴とする請求項1ないし4のいずれかに記載の工具鋼の製造方法。

【請求項 7】

前記強度と靱性のバランスを調整することが、強度と靱性の均衡化であることを特徴とする請求項1ないし4のいずれかに記載の工具鋼の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、工具鋼の組織の変調構造を構成するMoやWの濃度ゆらぎを調整することで、強度や靱性といった機械的性質を改善するための工具鋼の製造方法に関するものである。

20

【0002】

【従来の技術】

従来、高強度材料は様々な強化メカニズムを組み合わせ高強度化を達成している。特に、汎用の高強度材料の場合、機械加工が効率良く行えかつ使用時には高強度を容易に得ることが重要である。そのため、焼鈍状態では低硬度で加工し易く、その後の焼入れ、時効処理や焼戻し処理によって高強度化できる粒子分散強化が広く利用されている。その分散粒子は多種・多様で、例えば、高速度鋼では異なる種類の炭化物、析出硬化ステンレス鋼では -Ni₃Tiあるいは -NiAl等の金属間化合物、銅基合金では -BeCu、アルミニウム合金では -CuAl₂等の金属間化合物である。

30

【0003】

これら材料の降伏強度の増加分は、分散粒子の大きさ、体積率や整合性等を評価することによって見積ることができる(例えば、非特許文献1参照)。一方、靱性は第二相粒子(分散粒子)の体積率が極力少ない方が優れる。つまり、粒子分散強化を利用した高強度材料は、上述した要因を評価することによって、要求特性を満足するように強度と靱性をバランスさせて工業製品として提供されている。

【0004】

また、粒子分散強化と異なる高強度化機構として、スピノーダル分解によって形成した変調構造を利用した高強度材料が提案されている。例えば、研究例は少ないが、Fe-Mo₂元系合金やIC素子などのリードフレーム材として考えられているCu-Ni-Sn合金等がある。鉄基材料であるFe-Mo₂元系合金の場合、スピノーダル分解によって変調構造を形成してピッカース硬度1100にも達する高硬度を示すことが報告されている(例えば、非特許文献2,3参照)。

40

【0005】

【非特許文献1】

「金属便覧」改訂6版 日本金属学会編 丸善(株)(2000), p.318

【0006】

【非特許文献2】

「金属」vol.67 No.5(1997), p.395

【0007】

50

【非特許文献3】

「Proc of inter Symposium on Phase Transformations During Thermal Mechanical Processing of Steel.」 ed. By E.B.Hawbolt and S.Yue. (1995), p. 473

【0008】

【発明が解決しようとする課題】

ところが、これまでは、工具鋼のような粒子分散強化で高強度化した材料で上述した要因解析を行っても説明できない機械的性質の差異が発生する場合もあり、なかでもMoをある程度多く含有する材料で低靱性となる問題があった。特に、最近の市場動向が軽量化および長寿命化の傾向であるため素形材料の高強度化が要求されるようになり、上記の問題が顕著となってきた。この問題は、安定した品質を保証すべき工業製品を効率良く提供する上で大きな課題となる。また、これまでの問題解消対策は、この原因が不明であったため再度焼鈍、焼入れ・焼戻し等の熱処理を施しており、多大な工数を要していた。

10

【0009】

一方、Fe-Mo2元系合金では変調構造を形成するために高価なMoを20質量%以上も含有する必要があるが、また高硬度は得られるものの非常に脆く実用に適さない。ある程度の靱性改善はCo, V元素を添加すれば可能であるが、やはり高価なCoを約40質量%も添加する必要があるが、素形材である工具鋼等への適用はコストの問題があるため非常に困難である。

【0010】

本発明の目的は、工具鋼のような粒子分散強化で高強度化していると考えられていた材料で、市場ニーズに合わせて高強度化、高靱性化、さらに強度-靱性の均衡化を達成し安定した品質の工業製品を効率良く提供するため、工具鋼での機械的性質に及ぼす組織要因を明確にして機械的性質を改善するための製造方法を提供することである。

20

【0011】

【課題を解決するための手段】

本発明者は、既存の材料を用いて詳細なナノ組織解析を行い機械的性質に及ぼす組織の影響について鋭意研究した。その結果、Moをあまり含有していない工具鋼でも変調構造が形成されていることを見出し、これが強度-靱性バランスに多大な影響を及ぼすことも明らかにした。また、変調構造は、微量添加元素や熱処理条件によっても種々変化し、強度-靱性バランスが顕著に変化することも明らかにした。このことより、変調構造の形成を制御することによって強度-靱性バランスを自由に調整できることを見だし、特に各種工具に適用される工具鋼の具体的な用途の妥当性までも提案できる工具鋼の製造方法として、本発明に到達した。

30

【0012】

すなわち本発明は、質量%で、C: 0.1~3.0%、Si: 3.0%以下、Mn: 2.0%以下、Cr: 0~18.0%、MoおよびWの1種または2種を(Mo+0.5W)で0.1~16.0%、V: 6.0%以下含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる工具鋼の製造方法であって、

MoおよびWの含有量および/または焼入れ後の300~700の範囲での焼戻しの条件を調整して、工具鋼の組織の変調構造を制御することにより、強度と靱性のバランスを調整することを特徴とする工具鋼の製造方法である。または、質量%で、Cおよび/またはNを合計で0.1~3.0%、Si: 3.0%以下、Mn: 2.0%以下、Cr: 0~18.0%、MoおよびWの1種または2種を(Mo+0.5W)で0.1~16.0%、V: 6.0%以下含有し、残部Feおよび不可避免的不純物からなる工具鋼の製造方法であって、

40

MoおよびWの含有量および/または焼入れ後の300~700の範囲での焼戻しの条件を調整して、工具鋼の組織の変調構造を制御することにより、強度と靱性のバランスを調整することを特徴とする工具鋼の製造方法である。

【0013】

50

そして、本発明の工具鋼の製造方法は、例えばその工具鋼が、質量%で、Ni：3.0%以下、Co：15.0%以下、Al：0.1%以下の群から選ばれた1種または2種以上を含有するものであれば、特に工具鋼としての強度と靱性のバランスを改善する手法として効果を発揮する。あるいはさらに、その工具鋼が、質量%で、S：0.20%以下、Ca：0.050%以下、Pb：0.2%以下、Bi：0.2%以下、B：0.010%以下、Nb：0.05%以下、Ti：0.05%以下、Ta：0.05%以下、Zr：0.05%以下、希土類金属元素：各々0.50%以下の1種または2種以上の元素を含有してもよい。そして、上記の工具鋼で、組織の変調構造の形成を制御することによって、市場ニーズに合わせて、高強度化もしくは高靱性化、さらには強度-靱性バランスを向上できる有効な製造方法である。

10

【0014】**【発明の実施の形態】**

上述したように、本発明の重要な特徴は、機械的性質、具体的には強度と靱性のバランスを改善するための方法として工具鋼の組織の変調構造の形成を制御することを採用したことにある。そして、特に各種工具に適用される工具鋼を対象にして、その適用される具体的な用途の妥当性までをも提案できる製造方法として、確立したことにある。

【0015】

最初に本発明の根幹をなす工具鋼の組織の変調構造を制御するための、その観察する方法について説明する。工具鋼の組織は、透過型電子顕微鏡を用いて観察する。本発明での具体的な評価は、試料作製を電解研磨もしくはイオンミリングで行い、加速電圧：200kV、倍率：~40万で、電子線回折（制限視野回折法）および明視野・暗視野像の観察で行った。

20

【0016】

そして、本発明の工具鋼での、その組織の変調構造の形成は、電子線入射方向を $\langle 011 \rangle$ と平行にした回折図形において、基本格子反射周りの衛星斑点（超格子反射）の有無で評価できることを明らかにした。一例として、変調構造が形成された試料での回折図形を図1に示す。これより $\langle 011 \rangle$ 基本格子反射周りに衛星斑点（超格子反射）：矢印が確認され、これは原点と $\langle 011 \rangle$ スポット間距離の非整数分割の位置に現れている。

【0017】

また、変調構造が形成された領域は、上記の入射より得られる明視野像および暗視野像より判断した。一例として、変調構造が形成された領域の多波格子像（明視野像）を図2に示す。これより $\langle 011 \rangle$ 方向の変調コントラストが現れており、変調の波長（周期）は $\{011\}$ 面間隔の5~6倍であり、局所的にゆらいているのがわかる。

30

【0018】

変調構造は、300~700の範囲での焼戻し処理によって形成され、マトリックス中のMoの濃度ゆらぎに起因している。また、焼戻し過程でMC、 M_7C_3 、 $M_{23}C_6$ 、 M_6C など特殊合金炭化物が析出することによって、その炭化物にMoが取られるため変調構造は消滅し始める。つまり、変調構造の形成状態は焼戻し過程での特殊合金炭化物の析出挙動に大きく左右されるので、微量添加元素や熱処理条件によっても顕著に種々変化する。なかでも、本発明の工具鋼を高強度化して使用する場合、上述の範囲内での低めの温度で焼戻しを実施するため、ナノメータサイズの特合金炭化物が少量析出しているだけで、変調構造がほぼ全面に形成された状態となる傾向が強くなる。

40

【0019】

機械的性質については、室温および高温の強度は、変調コントラストが強いほど、かつ、変調構造がより全面に形成されるほど向上する。変調コントラストはMoの濃度ゆらぎと対応しており、そのゆらぎが大きいほど変調コントラストが強い。変調コントラストは、基本格子反射の回折強度と衛星斑点（超格子反射）の回折強度の比（衛星斑点（超格子反射）の回折強度/基本格子反射の回折強度）に対応し、この比が大きいと変調コントラストが強くなる。

50

【0020】

一方、韌性は、変調構造が形成され始めると低下するようになり、変調コントラストが強いほど、かつ、変調構造がより全面に形成されるほど著しく低下する。Moを多く含有した工具鋼では変調コントラストが強く、かつ、変調構造がより全面に形成される傾向にあり、室温および高温の強度が向上するものの韌性が著しく低下する。

【0021】

以上、工具鋼での機械的性質に及ぼす組織要因が明らかになり、その組織の変調構造を調整することで、工具鋼のような粒子分散強化で高強度化していると考えられていた材料の高強度化、高韌性化、そして強度 - 韌性バランスの向上も図れる。そして、この原理を説明したことによって提案に至った本発明の製造方法を用いることで、各種用途に適した素材であるかどうかの評価、特に各種工具に適用される工具鋼を対象にして、その適用のための最適組成や熱処理条件、さらにはその用途の最適性を評価できる。

10

【0022】

以下に、本発明の製造方法の効果を最大限に活用するのに好ましい、その製造対象である工具鋼の成分を限定した理由について詳細に説明する。

・ MoおよびWの1種または2種を(Mo + 0.5W)で0.1 ~ 16.0質量%
Moは変調構造を形成して高温強度を向上させるのに必要であり、特に、工具鋼といったCを含む鋼材料では炭化物を形成して基地の強化や耐摩耗性を向上させ、また、焼入性を向上させる効果を有する。これら各々のより顕著な効果を期待する場合は、Moを0.1質量%以上とすることが望ましい。ただし、Moの過度の添加は変調構造を発達させ、また鋼材料においては炭化物量を増加させ、韌性の低下を招くため、Moの上限を16.0質量%とする。

20

【0023】

本発明の変調構造については、上記ではMoを例にとって説明したが、MoとWは同等の効果を有する元素であり、Wであっても同様に変調構造を形成して高温強度を向上させる元素である。本発明の製造方法は、特に工具鋼へ適用して効果を発揮するものであるところ、MoおよびWは工具鋼の機械的性質を左右する基幹元素である。よって、本発明が改善する工具鋼はMoおよび/またはWの含有も意識したものとすることで、その効果が向上する。

【0024】

WはMoの約2倍の原子量であることからMo + 0.5Wで規定する(当然、いずれか一方のみの添加としてもよいし、双方を共添加することもできる)。そして、上記した各々の作用により顕著な効果を期待する場合は、Mo + 0.5Wを0.1質量%以上とすることが望ましい。ただし、Moおよび/またはWの過度の添加は変調構造を発達させ、また炭化物量を増加させ、韌性の低下を招くため、Mo + 0.5Wの上限を16.0質量%とする。

30

【0025】

・ Cr: 18.0質量%以下(0%を含む)
Crは焼入れ性を高めて、また、炭化物を形成して基地の強化や耐摩耗性を向上させる効果を有することから、用途に応じて鋼材料に含有させることができ、本発明の製造方法の効果向上させる。ただし、より顕著な効果を期待する場合は、含有量を0.1質量%以上とすることが望ましい。過度の添加は焼入性や熱間強度の低下を招くため、上限を18.0質量%とする。

40

【0026】

・ Cあるいは、Cおよび/またはNを合計で0.1 ~ 3.0質量%
Cは、一部が基地中に固溶して強度を付与し、一部は炭化物を形成することで耐摩耗性や耐焼付き性を高める重要な元素であることから、本発明の製造方法の効果向上させる。また、固溶したCは、CrやMoなどのCやNとの親和力の大きい置換型原子と共添加した場合、I(侵入型原子) - S(置換型原子)効果; 溶質原子のひきずり抵抗として作用し高強度化する場合もある。ただし、含有量が0.1質量%未満では工具鋼として十分な

50

硬さ、耐摩耗性を確保できなくなる。他方、過度の添加は韌性や熱間強度の低下を招くため上限を3.0質量%とする。

【0027】

Nは、鋼などの鉄基材料の製造上、不可避免的に混入する元素である。他方、Ti、Al、Vなどと窒化物を形成し、結晶粒の微細化に有効であるため工具鋼の分野等においては積極的に添加する場合もある。また、固溶したNは、固溶したCと同様で、I（侵入型原子）-S（置換型原子）効果として作用し高強度化する場合もある。ただし、NとCは同等の効果を有する侵入型元素であり、工具鋼のようなCの調整が重要な鉄基材料を評価する時には、そのC量との相互管理をしておくことが評価結果の信頼性を向上させる。

【0028】

NとCはほぼ同等の原子量であることからCおよび/またはNを合計で規定する（当然、いずれか一方のみの添加としてもよいし、双方を共添加することもできる）。より顕著な効果を期待する場合は、Cおよび/またはNを合計で0.1質量%以上とすることが望ましい。ただし、Cおよび/またはNの過度の添加は炭化物/窒化物量を増加させ、韌性の低下を招くため、Cおよび/またはNの合計の上限を3.0質量%とする。なお、Nを単独で管理する場合、0.01%以上の含有で十分な効果を発揮できるが、1.2%以下の範囲で管理することが好ましい。

【0029】

なお、本発明の製造する工具鋼は、上記の各成分に加えて、その特に工具鋼材料としての成立に管理の欠かせない元素種として、

- ・Si：3.0質量%以下（好ましくは0.1～3.0%）
- ・Mn：2.0質量%以下（好ましくは0.1～2.0%）
- ・V：6.0質量%以下（好ましくは0.1～6.0%）

を含有する。そして、

- ・Ni：3.0質量%以下（好ましくは0.1～3.0%）
- ・Co：15.0質量%以下（好ましくは0.3～15.0%）
- ・Al：0.1質量%以下

の群から選ばれた1種または2種以上を含有させることができる。

【0030】

また、本発明の製造する工具鋼には、必要に応じて

- ・S：0.20質量%以下
- ・Ca：0.050質量%以下
- ・Pb, Bi：各々0.2質量%以下（好ましくは0.02～0.2質量%）
- ・B：0.010質量%以下（好ましくは0.001～0.010質量%）
- ・Nb, Ti, Ta, Zr：

各々0.05質量%以下（好ましくは0.005～0.05質量%）

- ・希土類金属元素（REM）：各々0.50質量%以下

の1種または2種以上の元素を含有させることができる。

【0031】

【実施例】

つぎに実施例により、本発明の効果を説明する。

（実施例1）

供試材は、高周波誘導溶解により表1に示す組成に調整し作製した。供試材Aは熱間工具鋼JIS SKD61に相当する材料である。試料は、焼鈍を行ったのち、種々の熱処理を施し各種実験に供した。熱処理は所定の硬さを得るように、焼入れは1020で1時間加熱してから油冷し、その後焼戻しとして500から700の20刻みの適正温度で2時間加熱後空冷するものである。

【0032】

【表1】

10

20

30

40

(mass%)							
	C	Si	Mn	P	S	Ni	
供試材A	0.38	1.01	0.38	0.015	0.003	0.04	
	Cr	Mo	W	V	Co	N	Fe
	5.18	1.23	0.01	0.85	0.01	0.0256	bal.

【0033】

組織観察については、マルテンサイト内部組織や炭化物の形態および凝集挙動、実用焼戻し温度域で析出したナノメータサイズ特殊炭化物および変調構造の直接観察には、200kV透過型電子顕微鏡(TEM)および200kV電界放射型透過型電子顕微鏡(FE-TEM)を用いて行った。変調構造の構造解析は電子線回折法を用いて実施した。電顕観察用試料は、超音波加工したのち、研磨、ディンプリングして、最後に電解研磨およびA rイオンミリングを行い作製した。

10

【0034】

引張試験は、インストロン型試験機を使用し、室温(24±2)および高温ともで平行部径6.35mm、平行部長さ25.4mmの丸棒試験片(ASTM)を用いて歪み速度0.2s⁻¹で行った。高温引張では、大気雰囲気中で昇温速度25・s⁻¹で600の試験温度まで加熱して0.6ks保持後、試験を実施した。機械的性質については、室温の場合は硬さ、伸び、絞りで、高温の場合は引張強さで評価した。なお、伸びは破断後の試料でのつき合わせ法で測定した。

20

【0035】

靱性の評価は、まず、Uノッチ試験片(JIS3号)を用いてシャルピー衝撃試験を実施し、室温(24±2)でのシャルピー衝撃値を測定した。つぎに、破壊靱性試験は、ASTME399コンパクトテンション試験片(W=30.0mm)を用いて、平面歪み破壊靱性値K_{IC}を測定した。表2に供試材Aの機械的性質と変調構造の形成状態の関係を、図3に表2で変調構造が形成されている代表的な試料の回折図形と多波格子像(明視野像)を示す。A3には特殊合金炭化物が確認される。

【0036】

【表2】

	硬さ (HRC)	引張(室温)		600℃	シャルピー 衝撃値 (J/cm ²)	破壊靱性 値 (MPa√m)	変調構造	
		伸び (%)	絞り (%)	引張強さ (MPa)			有無	占有 度合い
A1	40.1	17	59	622	91	71	無	—
A2	40.3	17	59	626	90	70	無	—
A3	44.2	17	59	793	78	57	有	小
A4	44.1	16	58	807	70	52	有	中
A5	50.3	12	54	980	42	30	有	大
A6	50.1	11	36	994	28	21	有	大大

30

40

【0037】

これより、A1とA2の硬さ40HRCの場合は変調構造が観察されず機械的性質に差がほとんどないことがわかる。つぎに、A3とA4の硬さ44HRCの場合は変調構造が形成され機械的性質にやや差を生じており、変調構造が多く形成されているA4で高温強度がやや高い値であるが靱性がやや低下しているのがわかる。また、A5とA6の硬さ50HRCの場合は変調構造がほぼ全面に形成されているためどちらの試料も靱性が非常に低い値であるが、特に変調コントラストが強く、かつ、変調構造がより全面に形成されているA6でそれが顕著であることがわかる。

【0038】

50

(実施例2)

供試材は、高周波誘導溶解により表3に示す組成に調整し作製した。供試材Cは熱間工具鋼JIS SKD7に相当する材料である。試料は、焼鈍を行ったのち、種々の熱処理を施し各種実験に供した。

【0039】

【表3】

(mass%)							
	C	Si	Mn	P	S	Ni	
供試材B	0.35	0.36	0.36	0.012	0.002	0.08	
供試材C	0.35	0.34	0.37	0.015	0.003	0.09	
	Cr	Mo	W	V	Co	N	Fe
	3.01	1.21	0.01	0.52	0.01	0.0214	bal.
	3.05	2.88	0.01	0.51	0.01	0.0225	bal.

10

【0040】

熱処理は硬さ44HRCを得るように、焼入れは1020で1時間加熱してから油冷し、その後焼戻しとして600から700の適正温度で2時間加熱後空冷するものである。表4に供試材BとCの機械的性質と変調構造の形成状態の関係を、図4に変調構造が形成されている供試材BとCの回折図形と多波格子像(明視野像)を示す。

20

【0041】

【表4】

	硬さ (HRC)	引張(室温)		600℃	シャルピ - 衝撃値 (J/cm ²)	破壊靱性 値 (MPa√m)	変調構造	
		伸び (%)	絞り (%)	引張強さ (MPa)			有無	占有 度合い
供試材B	44.2	17	60	789	76	58	有	小
供試材C	44.1	16	49	825	49	48	有	大

【0042】

これより、Moを多く含有する供試材Cが供試材Bより変調コントラストが強く、かつ、変調構造がより全面に形成される傾向にあり、高温強度が高い値であるものの靱性が著しく低下しているのがわかる。

30

【0043】

(実施例3)

供試材は、高周波誘導溶解により表5に示す組成に調整し作製した。供試材Dは熱間工具鋼JIS SKD8に相当する材料である。試料は、焼鈍を行ったのち、種々の熱処理を施し各種実験に供した。

【0044】

【表5】

(mass%)							
	C	Si	Mn	P	S	Ni	
供試材D	0.40	0.31	0.38	0.014	0.003	0.07	
供試材E	0.41	0.33	0.37	0.012	0.004	0.08	
	Cr	Mo	W	V	Co	N	Fe
	4.38	0.41	4.32	2.07	4.24	0.0142	bal.
	4.35	1.82	1.62	2.01	4.22	0.0148	bal.

40

【0045】

50

熱処理は硬さ44HRCを得るように、焼入れは1140で1時間加熱してから油冷し、その後焼戻しとして600から700の適正温度で2時間加熱後空冷するものである。表6に供試材DとEの機械的性質と変調構造の形成状態の関係を、図5に変調構造が形成されている供試材DとEの回折図形と多波格子像(明視野像)を示す。

【0046】

【表6】

	硬さ (HRC)	引張(室温)		600℃	シャルピ - 衝撃値 (J/cm ²)	破壊靱性 値 (MPa√m)	変調構造	
		伸び (%)	絞り (%)	引張強さ (MPa)			有無	占有 度合い
供試材D	44.3	11	28	921	26	24	有	大
供試材E	44.4	12	30	813	35	35	有	中

10

【0047】

これより、両者とも(Mo+0.5W)が約2.6質量%であるが、Wを多く含有する供試材Dが供試材Eより変調コントラストが強く、かつ、変調構造がより全面に形成される傾向にあり、高温強度が高い値であるものの靱性が低下しているのがわかる。

【0048】

(実施例4)

供試材は、高周波誘導溶解により表7に示す組成に調整し作製した。供試材Fは高速度工具鋼JIS SKH51、供試材Gはマトリックスハイスに相当する材料である。試料は、焼鈍を行ったのち、種々の熱処理を施し各種実験に供した。

20

【0049】

【表7】

	(mass%)						
	C	Si	Mn	P	S	Ni	
供試材F	0.89	0.26	0.31	0.011	0.003	0.19	
供試材G	0.52	0.21	0.48	0.012	0.004	0.13	
	Cr	Mo	W	V	Co	N	Fe
	4.12	5.04	6.13	1.91	0.001	0.0110	bal.
	4.22	2.04	1.52	1.24	0.76	0.0134	bal.

30

【0050】

供試材Fの場合、熱処理は硬さ64HRCを得るように、焼入れは1220で0.5時間加熱してから油冷し、また供試材Gの場合、焼入れは1140で0.5時間加熱してから油冷した。その後、どの供試材も焼戻しとして600から700の適正温度で2時間加熱後空冷するものである。表8に供試材FとGの機械的性質と変調構造の形成状態の関係を、図6、図7に変調構造が形成されている供試材FとGの回折図形と多波格子像(明視野像)を示す。

40

【0051】

【表8】

	硬さ (HRC)	引張 (室温)		600℃	シャルピ - 衝撃値 (J/cm ²)	破壊靱性 値 (MPa√m)	変調構造	
		伸び (%)	絞り (%)	引張強さ (MPa)			有無	占有 度合い
供試材F1	64.1	1未満	1未満	1504	6	18	有	中
供試材F2	64.2	1未満	1未満	1580	6	13	有	大
供試材G1	58.3	7.8	30	1402	29	30	有	中
供試材G2	58.2	6.7	23	1464	24	23	有	大

【 0 0 5 2 】

これより、供試材 F は (M o + 0 . 5 W) が約 8 . 1 質量 % で、供試材 F 2 が供試材 F 1 より変調コントラストが強く、かつ、変調構造がより全面に形成される傾向にあり、高温強度が高い値であるものの靱性が低下しているのがわかる。また、供試材 G は (M o + 0 . 5 W) が約 2 . 8 質量 % で、供試材 G 2 が供試材 G 1 より変調コントラストが強く、かつ、変調構造がより全面に形成される傾向にあり、高温強度が高い値であるものの靱性が低下している。

10

【 0 0 5 3 】

このような結果は、従来の工具鋼も含め、本発明が対象とするその他の成分組成を有する工具鋼であっても同様の挙動を示し、W を含有する工具鋼においてはその W の構成する濃度ゆらぎに応じて同傾向の機械的性質の変化を認めた。

20

【 0 0 5 4 】

【発明の効果】

本発明によれば、工具鋼での機械的性質に及ぼす組織の影響が明確になり、かつ変調構造の形成を制御することが可能となるため強度 - 靱性バランスを飛躍的に改善することができ、安定した品質の素形材料の実用化にとって欠くことのできない技術となる。

【図面の簡単な説明】

【図 1】変調構造が形成された試料での回折図形であり、本発明の一例を説明するものである。

【図 2】変調構造が形成された領域の多波格子像 (明視野像) であり、本発明の一例を説明する電子顕微鏡写真である。

30

【図 3】本発明の実施例で評価した代表的な試料の回折図形と多波格子像 (明視野像) であり、本発明の一例を説明する電子顕微鏡写真である。

【図 4】本発明の実施例で評価した供試材の回折図形と多波格子像 (明視野像) であり、本発明の一例を説明する電子顕微鏡写真である。

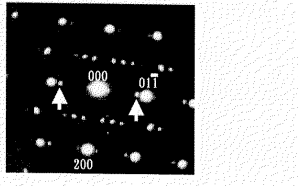
【図 5】本発明の実施例で評価した供試材の回折図形と多波格子像 (明視野像) であり、本発明の一例を説明する電子顕微鏡写真である。

【図 6】本発明の実施例で評価した供試材の回折図形と多波格子像 (明視野像) であり、本発明の一例を説明する電子顕微鏡写真である。

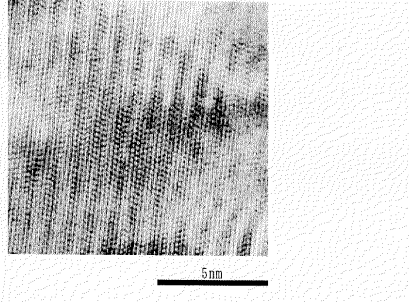
【図 7】本発明の実施例で評価した供試材の回折図形と多波格子像 (明視野像) であり、本発明の一例を説明する電子顕微鏡写真である。

40

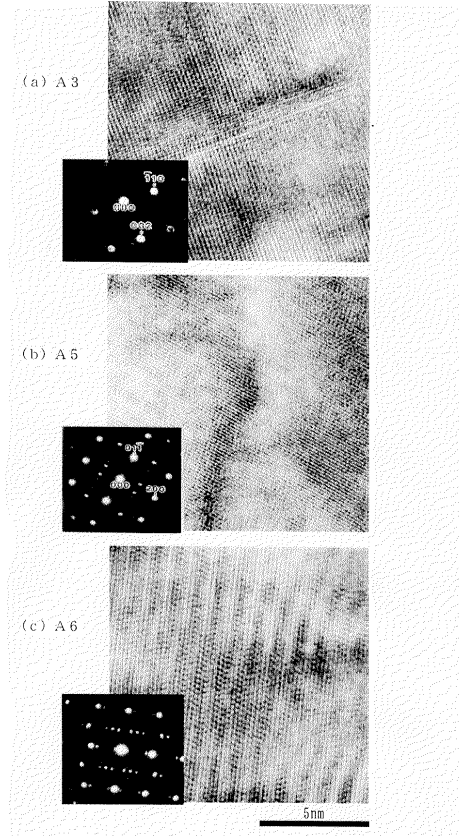
【図 1】



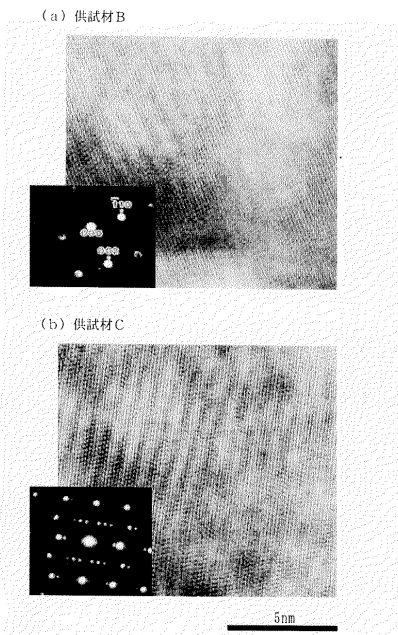
【図 2】



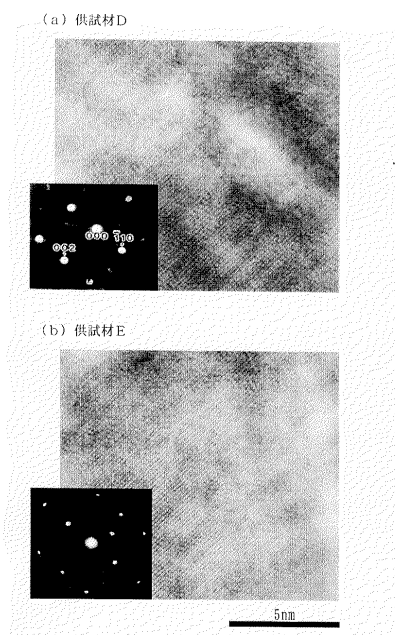
【図 3】



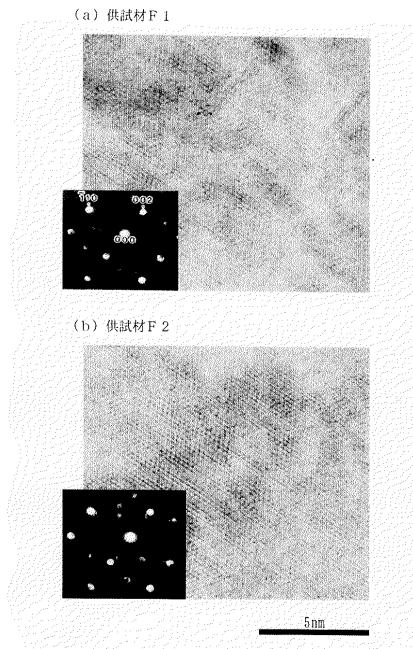
【図 4】



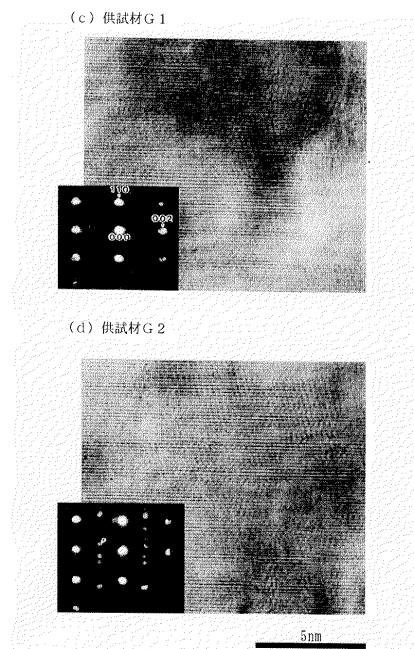
【図 5】



【 図 6 】



【 図 7 】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.

F I

C 2 2 C 38/36

(58)調査した分野(Int.Cl. , D B 名)

C22C 38/00-38/60

C21D 6/00

C21D 9/00