

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4805574号
(P4805574)

(45) 発行日 平成23年11月2日(2011.11.2)

(24) 登録日 平成23年8月19日(2011.8.19)

(51) Int. Cl.		F I	
C 2 2 C	38/00	(2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 0 1 H
C 2 1 D	6/00	(2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 0 2 E
C 2 2 C	38/58	(2006.01)	C 2 1 D 6/00 L
C 2 2 C	38/60	(2006.01)	C 2 1 D 6/00 1 0 1 K
			C 2 2 C 38/58

請求項の数 29 (全 18 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2004-513533 (P2004-513533)	(73) 特許権者	595026313
(86) (22) 出願日	平成15年6月6日(2003.6.6)		ウッデホルムス アーベ
(65) 公表番号	特表2005-530041 (P2005-530041A)		UDDEHOLMS AB
(43) 公表日	平成17年10月6日(2005.10.6)		スウェーデン国 エスイー-683 85
(86) 国際出願番号	PCT/SE2003/000940		ハーグフォルス
(87) 国際公開番号	W02003/106728	(74) 代理人	100123788
(87) 国際公開日	平成15年12月24日(2003.12.24)		弁理士 宮崎 昭夫
審査請求日	平成18年5月30日(2006.5.30)	(74) 代理人	100106138
(31) 優先権主張番号	0201799-4		弁理士 石橋 政幸
(32) 優先日	平成14年6月13日(2002.6.13)	(74) 代理人	100120628
(33) 優先権主張国	スウェーデン(SE)		弁理士 岩田 慎一
(31) 優先権主張番号	0300200-3	(74) 代理人	100127454
(32) 優先日	平成15年1月29日(2003.1.29)		弁理士 緒方 雅昭
(33) 優先権主張国	スウェーデン(SE)		

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 冷間加工鋼及び冷間加工工具

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

重量%で次の化学組成を有し、 $950 \sim 1050$ のオーステナイト化温度からの焼入れおよび $520 \sim 560$ における高温焼戻しの後 $60 \sim 63$ HRCの硬度を有する熱間加工された冷間加工鋼：

$0.60 \sim 0.85$ C、

トレース量 ~ 0.5 (Si + Al)、

$0.1 \sim 2.0$ Mn、

$4.5 \sim 5.5$ Cr、

$1.5 \sim 2.6$ (Mo + W / 2)、但し少なくとも 1.5 Mo、かつ最大 1.0 W、

$0.30 \sim 0.65$ V、

Nb、Ti、及びZrの各々最大 0.1 、

最大 2.0 Co、

最大 2.0 Ni、

残部：鉄と不可避不純物。

【請求項2】

鋼中に本質的に1次炭化物が存在しないことを特徴とする、請求項1に記載の冷間加工鋼。

【請求項3】

鋼が、少なくとも 0.63 Cを含むことを特徴とする、請求項1または2に記載の冷間

10

20

加工鋼。

【請求項 4】

鋼が、最大 0.8 C を含むことを特徴とする、請求項 3 に記載の冷間加工鋼。

【請求項 5】

鋼が、少なくとも 0.35 V を含むことを特徴とする、請求項 1 ないし 4 のいずれか 1 項に記載の冷間加工鋼。

【請求項 6】

鋼が、最大 0.60 V を含むことを特徴とする、請求項 5 に記載の冷間加工鋼。

【請求項 7】

鋼が、0.72 C、及び 0.50 V を含むことを特徴とする、請求項 1 ないし 6 のいずれか 1 項に記載の冷間加工鋼。 10

【請求項 8】

鋼が、少なくとも 0.05 Si を含むことを特徴とする、請求項 1 ないし 7 のいずれか 1 項に記載の冷間加工鋼。

【請求項 9】

鋼が、少なくとも 0.1 Si を含むことを特徴とする、請求項 8 に記載の冷間加工鋼。

【請求項 10】

鋼が、最大 0.3 Al を含むことを特徴とする、請求項 1 ないし 9 のいずれか 1 項に記載の冷間加工鋼。

【請求項 11】

鋼が、少なくとも 1.8 Mo を含むことを特徴とする、請求項 1 ないし 10 のいずれか 1 項に記載の冷間加工鋼。 20

【請求項 12】

鋼が、少なくとも 2.1 Mo を含むことを特徴とする、請求項 11 に記載の冷間加工鋼。

【請求項 13】

鋼が、最大 0.3 W を含むことを特徴とする、請求項 11 又は 12 に記載の冷間加工鋼。

【請求項 14】

鋼が、不純物レベルを超えるタングステンを含まないことを特徴とする、請求項 13 に記載の冷間加工鋼。 30

【請求項 15】

鋼が、最大 0.7 Co を含むことを特徴とする、請求項 1 ないし 14 のいずれか 1 項に記載の冷間加工鋼。

【請求項 16】

鋼が、不純物レベルを超えるコバルトを含まないことを特徴とする、請求項 15 に記載の冷間加工鋼。

【請求項 17】

鋼が、最大 1.0 Ni を含むことを特徴とする、請求項 1 ないし 16 のいずれか 1 項に記載の冷間加工鋼。 40

【請求項 18】

鋼が、最大 0.7 Ni を含むことを特徴とする、請求項 17 に記載の冷間加工鋼。

【請求項 19】

鋼が、不純物レベルを超えるニッケルを含まないことを特徴とする、請求項 18 に記載の冷間加工鋼。

【請求項 20】

チタン、ジルコニウム、及びニオブの各元素の含量が 0.03% を超えないことを特徴とする、請求項 1 ないし 15 のいずれか 1 項に記載の冷間加工鋼。

【請求項 21】

チタン、ジルコニウム、及びニオブの各元素の含量が 0.01% を超えないことを特徴 50

とする、請求項 20 に記載の冷間加工鋼。

【請求項 22】

鋼が、最大 0.035% を超える P を含まないことを特徴とする、請求項 1 ないし 21 のいずれか 1 項に記載の冷間加工鋼。

【請求項 23】

鋼が、最大 20 ppm の O を含むことを特徴とする、請求項 1 ないし 22 のいずれか 1 項に記載の冷間加工鋼。

【請求項 24】

鋼が、最大 300 ppm の N を含むことを特徴とする、請求項 1 ないし 23 のいずれか 1 項に記載の冷間加工鋼。

10

【請求項 25】

鋼が、最大 0.03% の S を含むことを特徴とする、請求項 1 ないし 24 のいずれか 1 項に記載の冷間加工鋼。

【請求項 26】

鋼が、0.10 ~ 0.30 S を含むことを特徴とする、請求項 1 ないし 22 のいずれか 1 項に記載の冷間加工鋼。

【請求項 27】

鋼が、5 ~ 75 ppm Ca 及び 50 ~ 100 ppm O を含むことを特徴とする、請求項 26 に記載の冷間加工鋼。

【請求項 28】

20

鋼の、オーステナイト化温度における MC 炭化物の含有量が 0.72 容積% 以下である請求項 1 ないし 27 のいずれか 1 項に記載の冷間加工鋼。

【請求項 29】

請求項 1 ないし 28 のいずれか 1 項に記載の冷間加工鋼で製造された冷間加工工具。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、冷間加工鋼、すなわち、材料の冷状態で材料を加工するのに使用する目的の鋼に関する。冷間鍛造用のパンチやダイス、及び他の冷間圧縮工具、冷間押し出し工具及びねじ転造ダイス、のみならず切削工具、例えばシートを切る鋤刃ナイフなどのナイフ、サーキュラカッタ及び類似物もこの鋼の用途の代表的な例である。本発明はまた本鋼の冷間加工工具製造への使用ならびに本鋼製の工具にも関する。

30

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0002】

本発明の目的は、なかんずく上記用途に使用でき、したがって以下の特徴を持つ必要がある冷間加工鋼を提供することである：

* 良好な延性 / 韌性、

* 少なくとも 300 mm までの厚みを有する製品の真空炉での慣用の焼入れに関して無芯焼入れを可能にする良好な焼入れ性、

40

* 焼入れ及び高温焼戻し後、塑性変形に対して高耐性を示す十分な硬度、少なくとも 60 HRC、及び少なくともある用途に関する限りは、例えば PVD-又は CVD-法による窒化又は炭化チタン及び / 又は窒化チタン又は類似物での表面コーティングなしで十分な耐摩耗性、

* 特に工具の良好な耐摩耗性を必要とする用途用に、材料の硬度を低下させることなく例えば前記方法のいずれかによって窒化又は炭化チタン及び / 又は窒化チタンなどによる表面コーティングを可能にするための良好な耐焼戻し性。

他の重要な製品特徴は次のものである：

* 熱処理中の良好な寸法安定性、

* 疲労寿命の長いこと、

50

* 良好な研削性、機械加工性、火花加工性、及び艶出し性。

特に、本発明は、上記用途に使用できるマトリクス鋼、すなわち本質的に1次炭化物の存在しない、使用状態で焼戻しマルテンサイトからなるマトリクスを有する鋼を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0003】

上述の目的と特徴は、添付の本特許請求の範囲記載事項を特徴とする鋼によって達成できる。

【発明を実施するための最良の形態】

【0004】

鋼合金の各個別元素及びそれらの相互作用に関する限り、以下を適用する。

【0005】

本発明の鋼は、上述したように、1次炭化物を全く含まないか、又は極めて僅かの含量の1次炭化物を含む(すなわち本質的には1次炭化物が存在しない)かであるが、それでも大抵の用途に十分な耐摩耗性を有している。これは、同時に鋼が非常に良好な靱性を持つ必要があるため鋼の焼入れ及び高温焼戻し状態で57~63HRC、好適には60~62HRCの範囲の十分な硬度によって達成できる。これを達成するため、鋼は炭素とバナジウムをよくバランスした量で含んでいる。したがって鋼は0.60%以上、好ましくは0.63%以上、好適には0.68%以上の炭素を含む。さらに、鋼は0.30%以上、好ましくは0.35%以上、好適には0.42%以上のバナジウムを含む必要がある。これが、鋼の焼入れ及び焼戻した状態のマルテンサイトマトリクスが前記硬度をマトリクスに付与するため固溶体中に十分な量の炭素を含むこと、及びまた2次的に析出した極く小さな、硬度を増加させる炭化バナジウムが鋼のマトリクス中に生成することを可能にする。さらに、非常に小さな1次析出炭化バナジウムが鋼中に存在し、これが熱処理中の結晶粒成長の防止に役立つ。炭化バナジウム以外の炭化物はすべて存在してはならない。前記条件を達成するため、鋼は0.85%、好ましくは最大0.80%、好適には最大0.78%を超える炭素を含んではならないが、バナジウム含量は最大0.65%、好ましくは最大0.60%、好適には最大0.55%の量であってもよい。公称(称呼)では、鋼は0.72%炭素及び0.50%バナジウムを含む。鋼の焼入れ及び高温焼戻し状態での固溶体中の炭素含量は公称で約0.67%の量になる。

【0006】

シリコンは、鋼製造からの残留元素として少なくとも測定可能量で存在し、微量から最大1.5%の量に在る。しかしながら、シリコンは鋼の靱性を害するので1.0%、好ましくは最大0.5%を超える量で存在してはならない。通常、シリコンは0.05%以上の最小量で存在する。シリコンの効果は、鋼中の炭素の活性をを増進させ、したがって鋼に所望の硬度を与えることに役立つことである。シリコンの他の明確な効果は鋼の機械加工性を向上させることである。それゆえ鋼が0.1%以上の量でシリコンを含むことが有利であろう。公称では鋼は0.2%のシリコンを含む。

【0007】

アルミニウムはある程度少なくとも現在型の鋼ではシリコンと同じか又は同様な効果を有している。両者とも鋼の製造に関して酸化剤として使用できる。両方ともフェライト形成材であり、鋼のマトリクス中で溶解焼入れ効果を提供する。それゆえシリコンは最大1.0%以下のアルミニウムによって一部置換できる。しかしながら、鋼中のアルミニウムは、鋼が非常によく脱酸されて窒素の含量が極めて低いことが必要となる。何故かという、そうでなければ鋼の延性/靱性を著しく減少させかねない酸化アルミニウムと窒化アルミニウムが形成する可能性があるからである。それゆえ、鋼は通常、最大1.0%、好ましくは最大0.3%を超えるアルミニウムを含んではならない。好ましい実施態様では、鋼は最大0.1%、最も好都合には最大0.03%のアルミニウムを含む。

【0008】

マンガン、クロム及びモリブデンは、鋼に十分な焼入れ性を付与するため鋼中に十分な

10

20

30

40

50

量で存在させる。マンガンはまた、鋼中に存在する極めて低濃度の硫黄を結合させて硫化マンガンを生成させる役目を有している。それゆえマンガンは、0.1~2.0%、好ましくは0.2~1.5%の量で存在させる。好適には、鋼は0.25%以上、最大1.0%のマンガンを含む。公称マンガ量は0.50%である。

【0009】

クロムは、鋼がその鋼に特有な量でマンガンとクロムを含むとき、鋼に所望の焼入れ性を与えるため、最少量の3.0%、好ましくは4.0%以上、好適には4.5%以上存在させる。最大では、鋼は7.0%、好ましくは最大6.0%、好適には最高5.5%のクロムを含んでいてよい。

【0010】

モリブデンもまた、第1にクロムと一緒に、鋼に所望の焼入れ性と所望の2次焼入れを与えるため、鋼中に十分な量で存在させる。しかしながら、モリブデン含量が高すぎると、好ましくは鋼中に存在してはならないM6C炭化物の析出を生じさせる。それゆえ鋼は、この背景によって、1.5%以上、最大4.0%のモリブデンを含むこととする。好ましくは、鋼が所望量のMC炭化物を犠牲にして、及び/又は炭化物に加えて鋼が望ましくないM6C炭化物を含むことにならぬように1.8%以上で最大3.2%、好適には2.1%以上で最高2.6%のモリブデンを含む。モリブデンは、所望の焼入れ性達成のため、原則として完全に又は部分的にタングステンによって置換することができるが、これにはモリブデンの2倍量のタングステンを必要とし、これが欠点となる。また、鋼がかなりの含量のタングステンを含む場合は、鋼の製造に関連して生産されるスクラップの再循環がより困難となる。それゆえ、タングステンは最大1.0%、好ましくは最大0.3%、好適には最大0.1%を超える量で存在してはならない。最も好都合には、鋼は意図的に加えた量のタングステンを全く含んではならず、この鋼の最も好ましい実施態様では、鋼の製造に使用した原料から発出する残留元素の形の不純物量を超えて許容してはならない。

【0011】

前記元素の他には、鋼は通常、さらに意図的に加えた合金元素を含む必要はない。例えば、コバルトは、鋼の望ましい特徴の達成に通常必要のない元素である。しかしながら、コバルトはで耐焼戻し性をさらに向上させるため、オプションで最大2.0%、好ましくは最大0.7%の量で存在してもよい。しかし、通常、鋼は不純物レベルを超えるコバルトは含まない。鋼中に通常存在しなくてもよいが、鋼の延性を向上させるためオプションで存在できる他の元素はニッケルである。しかしながら、ニッケルの含量があまりにも高すぎると、残留オーステナイト形成の危険がある。それゆえニッケル含量は、最大2.0%、好ましくは最大1.0%、好適には最大0.7%を超えてはならない。もしも効果的なニッケル含量が望ましいと考えられる場合は、この含量は例えば0.30~0.70%、好適には約0.5%となるであろう。望ましい実施態様において、鋼がニッケルなしでも十分な延性/靱性を有していると考えられる場合は、コストの理由から、鋼が使用した原材料から不純物の形で不可避免的に含むニッケル含量を超える量でニッケルを含んではならない、すなわち0.30%未満である。

【0012】

さらに、鋼は方法自体で、鋼の特徴を各種の面、例えばその焼入れ性の面で向上させるため、又は鋼の製造を容易にするため、極く僅少量の種々の元素で随意に合金化することができる。例えば、鋼はその熱間延性を向上させるためオプションで約30ppmまでの量のホウ素と合金化できる。

【0013】

一方、他の元素は明らかに望ましくない。したがって鋼はバナジウム以外には他の強力な炭化物形成材を含まない。例えば、ニオブ、チタン、及びジルコニウムは明らかに望ましくない。これらの炭化物は炭化バナジウムよりも安定しており、焼入れ操作で溶解するためには炭化バナジウムより高温を要する。炭化バナジウムは1000で溶解し始め、事実上1100で完全に溶解するが、炭化ニオブは約1050まで溶解し始めない。

10

20

30

40

50

炭化チタン及び炭化ジルコニウムはさらに安定であり、温度が1200以上に達するまで溶解し始めず、鋼が熔融状態になるまで完全には溶解しない。バナジウム以外の強力な炭化物及び窒化物形成材、特にチタン、ジルコニウム、及びニオブは、それゆえ0.1%、好ましくは最大0.03%、好適には最大0.010%を超える量で存在してはならない。最も好都合には、鋼は各前記元素の最大0.005%を超えて含まない。また燐、硫黄、窒素及び酸素の含量は、鋼の延性及び靱性を最だいにするため鋼中で極く低レベルに維持する。したがって、燐は不可避不純物として最大量の0.035%、好ましくは最大0.015%、好適には最大0.010%で存在できる。酸素は最大0.0020% (20ppm)、好ましくは最大0.0015% (15ppm)、好適には最大0.0010% (10ppm)の量で存在できる。窒素は最大0.030%、好ましくは最大0.015%、好適には最大0.010%の量で存在できる。

10

【0014】

鋼の機械加工性を向上させるため鋼が硫化されない場合は、鋼は最大0.03%硫黄、好ましくは最大0.010%、好適には最大0.003% (30ppm)の硫黄を含む。しかしながら、硫黄を0.03%超、好ましくは0.10%超、最大0.30%までの量で意図的に加えることによって鋼の機械加工性を向上させると考えてよい。鋼が硫化される場合、それ自体公知の方法で、5~75ppmカルシウム及び50~100ppm酸素、好ましくは5~50ppmCa、及び60~90ppm酸素も含むことができる。

【0015】

鋼の製造中に、質量100kg超、好ましくは10トン以下、及び厚さ約200mm超、好ましくは少なくとも300又は350mmまで、を有するインゴット又はブランクがつくられる。好ましくは、インゴット鑄造、好適にはボトム鑄造を經由して慣用の熔融冶金製造法が用いられる。また続いてESR再熔融法などによって上述の望ましい寸法に再鑄造するとの条件で連続鑄造法も使用できる。粉末冶金製造法又はスプレー形成法は不必要に経費のかかる方法であり、コストを動機づけるなんらの利点もない。製造されたインゴットは希望の寸法に熱間加工され、そのとき鑄造組織 (cast structure) も破壊される。

20

【0016】

熱間加工した材料の構造は、材料の均一性を最適化するため、例えば高温、好適には1200~1300での均質化処理などの熱処理による色々な手段で標準化される。鋼は通常鋼の製造者によってソフトな焼きなまし状態 (硬度は約200~230HB、通常210~220HB) で客先に出荷される。工具は通常、鋼のソフトな焼きなまし状態での機械加工操作によって製造されるが、鋼の焼入れ及び焼戻しした状態での慣用の機械加工又はスパーク機械加工によって製造することも考えられる。

30

【0017】

製造した工具の熱処理は通常、客先によって行われ、存在する炭化物の完全な溶解のため、好ましくは真空炉中で950~1100の温度から好適には1020~1050の温度で、15分~2時間、好ましくは15~60分間焼入れし、続いて20~70に冷却し、次いで500~600、好適には520~560で高温焼戻しされる。

【0018】

鋼のソフト焼きなましした状態では、鋼は、一様に分布した各種の小さな炭化物を含むフェライトマトリクスを有する。焼入れして焼戻ししない状態では、鋼は焼戻ししていないマルテンサイトからなるマトリクスを有する。既知の理論計算による計算から、平衡にある鋼は約0.6容積%のMC炭化物を含む。高温焼戻しではMC炭化物のさらなる結晶が得られ、これにより鋼に目的とした硬度を与える。これらの炭化物は超顕微鏡的なサイズを有する。それゆえ炭化物の量は慣用の顕微鏡試験によってはっきり決めることは不可能である。

40

温度を過度に上昇させると、MC炭化物の粒子がより粗くなり不安定となって、その代わりに急速に成長する炭化クロムを安定させる。これは望ましくない。これらの理由のため、本発明の合金組成に関する限り、焼戻しを上述の温度と保持時間で実施することが重要

50

である。

【0019】

本発明のさらなる特徴と特性は、特許請求の範囲及び以下の実施した実験と続く討論から明らかとなるであろう。

【実施例】

【0020】

実施した実験の説明

以下の実施した実験の説明では添付図面を参照する。

【0021】

実験室規模での実験

10

【0022】

材料：

50kgの質量を有する実験室的インゴットの形で4つの鋼合金を製造した。その化学組成を表1に示す。製造技術の限界から硫黄含量を所望の低レベルに維持できなかった。酸素及び表に示したものの以外の他の不純物の含量は分析しなかった。次の工程順序を適用した：

1270 / 空気で10時間均質化处理、60×60mmに鍛造、1050 / 2時間 / 空気で再生処理、及び850 / 2時間でソフト焼きなまし、10 / 時で600 に冷却、次いで大気中にフリーにする。

【0023】

20

【表 1】

実験室規模で製造した材料の重量%での化学組成

鋼	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Ti ppm	Nb ppm	O	N ppm	バランス
1	0.68	0.87	0.65	0.005	0.006	2.82	2.34	0.52	33	<10	n.a	14	Fe + 他の不純物
2	0.68	0.19	0.39	0.004	0.006	4.93	2.37	0.37	29	<10	n.a.	28	”-
3	0.71	0.90	0.49	0.004	0.006	5.09	2.36	0.56	39	<10	n.a	19	”-
4	0.63	1.38	0.35	0.007	0.006	4.25	2.87	1.81	42	<10	n.a	18	”-

n.a. = 分析せず

【表 8】

生産規模で製造した材料の重量% (S, B及びOはppm) での化学組成、バランスはFeと不純物。

鋼	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	W	Co	V	Ti	Nb	Cu	Al	N	B	O
10	0.71	0.19	0.49	.009	6	4.96	0.07	2.28	.003	.010	0.50	.0016	.001	.062	.017	.011	10	7
11	0.71	0.19	0.49	.009	8	4.98	0.07	2.30	.003	.011	0.50	.0015	.001	.062	.015	.011	10	5
12	0.74	0.99	0.76	.007	10	2.55	0.06	2.09	.01	.01	0.50	.003	.01	.07	.037	.007	30	8

10

20

30

40

【0025】

上の材料を、ソフト焼きなまし後の硬度、異なる熱処理後のミクロ構造、焼入れ及び焼戻し後の硬度、焼入れ性、衝撃靱性、耐摩耗性、及び熱間延性について試験した。これらの試験結果を以下に報告する。さらに、表2にしたがう目標組成を有する鋼について、揭示

50

のオーステナイト化温度における溶解炭素及び炭化物部分の含量に関して熱計算法によって理論的平衡計算を行った。

【 0 0 2 6 】

【表 2】

熱計算試験合金の化学組成（重量％）

鋼	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
5	0.72	1.00	0.75	0.02	0.005	2.60	2.25	0.50
6	0.71	0.20	0.50	0.02	0.005	5.00	2.30	0.55
7	0.74	1.00	0.50	0.02	0.005	5.00	2.30	0.55
8	0.65	1.50	0.40	0.02	0.005	4.20	2.80	1.80

10

【 0 0 2 7 】

オーステナイト化温度（ T_A ）における溶解炭素の含量、及び T_A における容量%MCが下の表3に示されている。

【 0 0 2 8 】

【表 3】

	T _A (°C)	% C _{vid} T _A	容積-% MC _{vid} T _A
5	1050/30分	0.63	1.01
6	1050/30分	0.65	0.72
7	1050/30分	0.64	1.04
8	1050/10分	0.38	2.87

10

20

30

【0029】

ソフト焼きなまし硬度：

試験合金 1 ~ 4 のソフト焼きなまし硬度（ブリネル硬度（HB））を表 4 に示す。

【0030】

40

【表 4】

ソフト焼きなまし硬度

鋼	硬度(HB)
1	218
2	208
3	217
4	222

10

【0031】

ミクロ構造：

60～61HRCに熱処理後ソフト焼きなましした状態でミクロ構造を試験した。これらの試験は焼入れ及び焼戻した状態でのミクロ構造が焼き戻したマルテンサイトからなることを立証した。1次炭化物は鋼4でのみ見られた。これらの炭化物はMCタイプのものであった。どの合金にもチタン炭化物、チタン窒化物、及び/又はチタン炭素窒化物が全然検出されなかった。

【0032】

焼入れ及び焼戻し：

鋼1～3を1050 / 30分でオーステナイト化し、鋼4を1150 / 10分でオーステナイト化して大気温度に空冷し、異なる焼戻し温度で2回（各回2時間）焼きなましした。硬度に対する焼戻し温度の影響を図1に示す。この図は、鋼2と3が500～600、好ましくは520～560、好適には520～540で高温焼戻し後所望の硬度を達成する可能性があることを示す。最高硬度に対する最良結果は、鋼2及び3に関する限り、約525の温度で焼戻しすることによって達せられる。これは、ある一定の工具用途に必要な耐摩耗性の達成のため500又はそれ以上のオーダーの温度で窒化又は表面コーティングを必要とするマトリクス鋼にとって特に重要である。これらの温度では、したがってMC-炭化物の析出によって明確な2次焼入れが達成される。図1のチャートから明らかのように、60HRCを超える硬度が約580までさえ焼戻しによって保証され、このことは、工具の硬度を過度に低くしないでやや広い温度範囲内で表面コーティングを実施可能にするので有利である。もしより高い硬度を目指すなら、より多くの炭素とより多くの炭化物形成元素を合金に加えねばならない。これは、しかしながら、焼きなましで溶解できない1次炭化物形成のリスクをもたらす可能性がある。これは、多くの欠点を生じさせる、非常に高いオーステナイト化温度を必要とする鋼4によって例証されている；すなわち工具メーカーによって使用される、しきたりにとられない焼入れ技術が必要なこと、焼入れ張力、寸法変化、及び亀裂のリスクなど。

20

30

【0033】

焼入れ性：

CCT-ダイヤグラムからプロットしたデータを用いての試験合金1～4の焼入れ性の比較を図2に示す。線図で示すように、鋼2がベストの焼入れ性を有するが、鋼3も、鋼1及び間違いなく鋼4と比較して、鋼がオーステナイト化温度からゆっくり冷却されるときはマルテンサイト形成のためのより良好な条件を有している。

40

【0034】

延性：

真空炉中異なる冷却時間で焼入れして異なる硬度に焼き戻した、20での非-切り欠き試験ロッドの吸収した衝撃エネルギーによる延性が図3に示されている。最良の靱性は、硬度が60HRCを超えたとき鋼2で達成され、この効果は硬度が61HRCを超えた時さらに明確となった。前記硬度で靱性状態をさらに分析するため鋼1～4をバーチャー

50

トで比較した(図4)。この場合、鋼1~4を上述したオーステナイト化温度から706秒間で800 から500 に冷却し、さらに室温まで冷却を続けた後、鋼を525~540 / 2 x 2時間で焼き戻した。図4は、硬度が同等のとき、最良の靱性が鋼2で達成されたことを示す。

【0035】

熱間延性：

熱間延性は、鋼の生産経済にとって数ある要因中で重要なパラメータである。それぞれ鑄造及び鍛造状態の鋼の1270 / 空気で10時間の均質化処理後熱間延性テストを行った。鍛造状態に対して1050 / 2時間での再生処理及びソフト焼きなましを適用した。テスト温度における保持時間は、鑄造状態の鋼1と3を除き、及び鍛造材料に対して1200 以上の温度を除いて、4分であった。この理由は、これらの2つの鋼はひどく酸化されていて、面積収縮の正確な測定を不可能にしていたからである。一方、低シリコン含量の鋼2はなんら顕著な酸化を起こさなかった。この鋼はまた鑄造ならびに鍛造状態にある鋼1及び3よりも良好な高温延性を有していた。鋼2に対しては約50 高いテスト温度が可能かも知れない。結果を図5に示す。

10

【0036】

研磨摩耗：

研磨摩耗剤としてSiO₂によるピン-対-ディスクテストにより耐摩耗性を試験した。鋼4の耐摩耗性がベストであった。他の鋼合金も同様に良好であった。

20

【0037】

検討：

上に報告した結果の評価のため試験した鋼の比較研究を行った。表5は、鋼1~3及び5~7について平衡が適用できると想定される1050、鋼4及び8については1150 における溶解炭素の含量(重量%)、及びMC炭化物の含量(容量%)を示す。参考として鋼5~8の目標とした組成値を表に示す。バナジウム含量がT_Aにおいて0.65容積%MCを含む鋼6の公称組成よりも低いため、鋼2のMC含量が意図した含量よりも著しく低いことは注目に値する。

【0038】

【表5】

30

試験合金1~4の指示されたオーステナイト化温度における溶解炭素の含量(重量%)及び炭素分(溶解%)；前記合金の目標組成と比較して

鋼	最適 T _A (°C)	T _A での% C	T _A での% MC
5	1050/30分	0.64	0.89
1	1050/30分	0.60	0.87
6	1050/30分	0.65	0.65
2	1050/30分	0.66	0.32
7	1050/30分	0.65	0.97
3	1050/30分	0.63	0.95
8	1150/30分	0.37	2.83
4	1150/30分	0.30	2.71

40

【0039】

試験した合金1~4の特性の比較を表6に示す。この表で合金は、1~4(1=最低、4=最良)の間で変わるマークが与えられている。

【0040】

50

【表 6】

試験鋼の特徴の比較		1	2	3	4
鋼番号		1	2	3	4
Hardenability		2	4	3	1
熱処理での寸法安定性		2	4	3	1
高温焼き入れ後の硬度		4	4	4	4 (但し高温から焼き入れ後のみ)
延性/韌性		2	4	3	1
耐摩耗性		2	2	2	4
疲れ寿命		4	4	4	2
圧力強度		4	4	4	4
粉碎性		4	4	4	2
機械加工性		4	3	4	2
スパーク機械加工性		4	4	4	4
研磨性		4	4	4	3
生産経済		3	4	4	2

10

20

30

【0041】

表6から明らかのように、鋼2が、他の試験して評価した材料よりも良好な特性の組み合わせを有している。特に、最も重要な製品特性に関する限り鋼2が良い。あるいは、MC炭化物の低含量が結晶粒成長に対する耐性を減らす可能性があるためMC炭化物の低含量が鋼2の不利な面かも知れない。それゆえ、熱処理中結晶粒成長に対して幅広い余裕を与えるため、バナジウム含量を公称0.40%から0.50%に増加する必要があるというのが実験からの経験である。この実験はまた、鋼の韌性に関連して炭化物含量を過度に高くしないで結晶粒成長に対する所望の耐性を与えるためのバナジウム含量に狭い範囲が存在すること、及び、炭素含量を公称0.72%に増加する必要があること、熱処理後60~62HRCを付与するためこの含量の狭い範囲内に維持する必要があることも示している。延性と韌性を最高にするためP, S, N, 及びOの含量は非常に低いレベルに維持する必要がある。Ti, Zr, 及びNbなどの他の炭化物及び窒化物形成材は、最も好都合に

40

50

は最高0.005%に限定する必要がある。この背後事情に対して、本発明による冷間加工鋼は表7に示す公称組成を持つ必要がある。

【0042】

【表7】

本発明鋼（鋼番号9）の称呼組成（重量%）、及び1050℃での溶解炭素の量と炭化物の量（容積%）

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	N	O	C*	MC* vol-%
0.72	0.20	0.50	≤0.010	0.0010	5.0	2.30	0.50	≤0.010	≤0.0010	0.67	0.6

バランス：鉄と不可避不純物
*熱計算法により平衡で理論計算

10

20

30

【0043】

生産規模における実験

電弧炉中で65トンの生産用ヒート（heat、熔融物）を製造した。このヒートの目的とした組成は表7にしたがう鋼9に相当している。多数のインゴットが熔融金属でつくられ、インゴットは、寸法がそれぞれ330mm及び254mmのバー（表8の鋼10及び鋼11）を含む、種々の寸法を有するバーの形に鍛造された。同表には、さらに参考考材料（鋼12）の化学組成も示されている。その材料は寸法330mmの鍛造バーの形であった。表8において、燐および硫黄が不純物であるのみならず、また示された量のタングステン、コバルト、チタン、ニオブ、銅、アルミニウム、窒素、及び酸素も不純物である。他の不純物は示されていないが許容レベル以下にある。バランスは鉄であった。

【0044】

40

50

試験ロッドは製造したバーから採取した。図7は、鋼11のバー中央で取ったサンプル中の鋼のミクロ構造を示す。このサンプルを1025 / 30分でオーステナイト化することによって焼入れし、空気冷却後、525 / 2×2時間で焼きなましした。図から明らかのように、鋼は、1次炭化物を全く含まない焼戻しマルテンサイトからなる均一なミクロ構造を有していた。

【0045】

延性はバーの最も決定的要因となる位置及び方向からそれぞれ取った非-切り欠きテストロッドで実施した衝撃テストによって検討した。鋼10及び11のテストロッドを1025 / 30分でオーステナイト化し、空気冷却後、525 / 2×2時間で焼戻しすることによって、それぞれ61.0HRC（ロックウエル硬度）及び60.5HRCに硬化させた。鋼12のサンプルは1050 / 30分でオーステナイト化し、空気冷却後550 / 2×2時間で焼戻しすることによって60.2HRCに硬化させた。吸収された衝撃エネルギーが図6のバーチャートに示されている。このチャートで、CR1及びCR2なる名称が用いられており、CR1はバーの縦方向の表面で採取され、バーの直角方向に衝撃方向を有する円いバーからのテストロッドを意味し（2番目に最も不利な条件）、CR2はバーの中央部で取られ、他の点ではCR1にしたがって採取された、円いバーからのテストロッドを意味する（最も不利な条件）。

10

【0046】

図6の線図から明らかのように、生産規模で製造した鋼の非-切り欠きの、焼入れ及び焼戻ししたサンプルによる比較衝撃テストの結果として、本発明鋼の硬度が参考材料の硬度と等しいか又は僅かが高いときでさえ、本発明鋼の方が参考材料よりもすぐれて良好な延性を有することが測定された。

20

【図面の簡単な説明】

【0047】

【図1】試験鋼に対する焼戻し温度の影響を示すチャートである。

【図2】試験鋼の焼入れ性を示すチャートである。

【図3】試験材料の衝撃靱性で表した延性対真空炉中異なる冷却時間で焼入れしたサンプルの硬度を示すチャートである。

【図4】特定熱処理後の試験鋼の延性と硬度を示すバーチャートである。

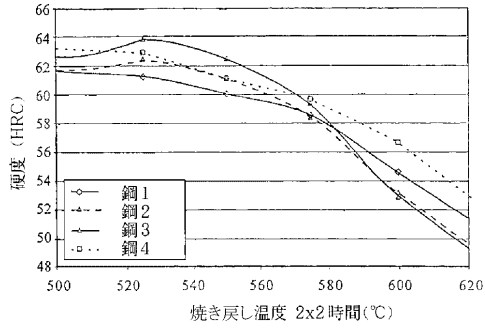
【図5】鋼のそれぞれ鋳造及び鍛造状態での試験鋼の熱間延性を示すチャートである。

30

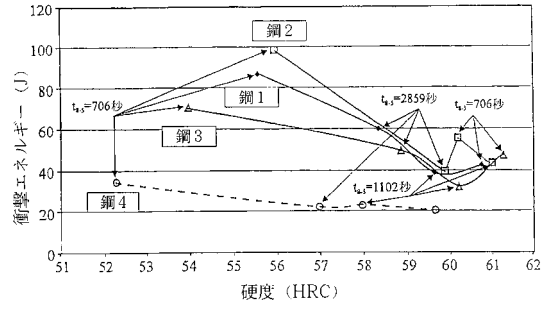
【図6】本発明の生産規模で製造した鋼のバーの、ある異なる位置で取られた試験サンプルの延性を示す図である。

【図7】本発明の生産規模で製造した鋼の熱処理後のミクロ構造を示す図である。

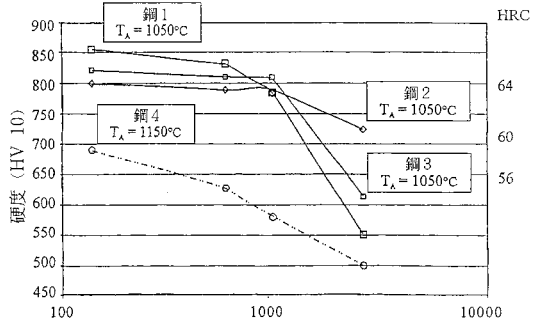
【図1】



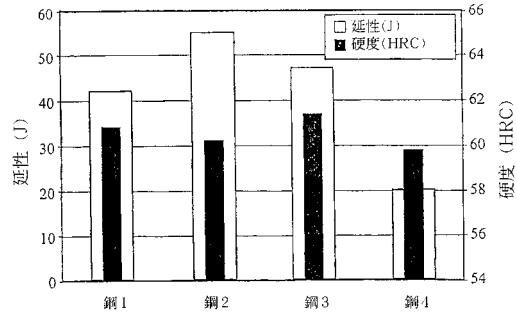
【図3】



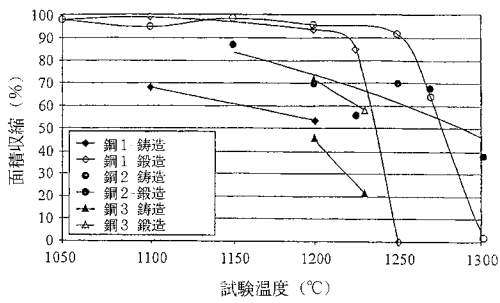
【図2】



【図4】



【図5】



【図7】

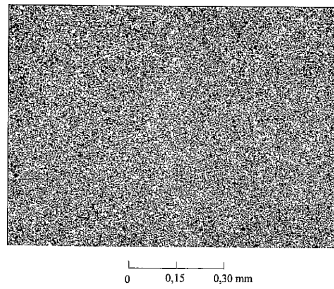
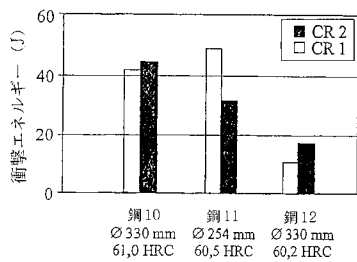


Fig. 7

【図6】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.

F I

C 2 2 C 38/60

(72)発明者 サンドベルイ、 オッド

スウェーデン国 エス - 6 8 3 4 0 ユッタホルム ストランドヴェーガン 2 8

(72)発明者 ヨハンソン、ベルイェ

スウェーデン国 エス - 6 8 3 9 1 ハーグフォス ストールナーカスヴェーグ 1 1

審査官 井上 猛

(56)参考文献 特開平 1 1 - 1 9 3 4 4 7 (J P , A)

特開平 1 1 - 2 2 2 6 2 4 (J P , A)

特開平 1 0 - 2 7 3 7 5 6 (J P , A)

特開平 1 1 - 1 8 1 5 4 8 (J P , A)

特公昭 5 4 - 0 2 2 7 7 0 (J P , B 1)

特開昭 5 2 - 0 3 5 1 1 7 (J P , A)

特開昭 5 8 - 1 1 7 8 6 3 (J P , A)

特開昭 5 9 - 1 7 9 7 6 2 (J P , A)

特開平 0 2 - 2 7 7 7 4 5 (J P , A)

特開平 0 7 - 3 1 6 7 3 9 (J P , A)

(58)調査した分野(Int.Cl. , D B 名)

C22C 38/00-38/60

C21D 6/00