

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号
特許第7084551号
(P7084551)

(45)発行日 令和4年6月14日(2022.6.14)

(24)登録日 令和4年6月6日(2022.6.6)

(51)国際特許分類		F I		
C 2 2 C	30/00 (2006.01)	C 2 2 C	30/00	
C 2 1 C	7/04 (2006.01)	C 2 1 C	7/04	D
C 2 1 C	7/076(2006.01)	C 2 1 C	7/076	A
C 2 2 C	19/05 (2006.01)	C 2 2 C	19/05	G

請求項の数 10 (全18頁)

(21)出願番号	特願2021-517101(P2021-517101)	(73)特許権者	520467224 青島新力通工業有限責任公司 中国山東省青島平度市同和街道弁事處通 達路中段
(86)(22)出願日	令和1年9月12日(2019.9.12)	(74)代理人	110001807 特許業務法人磯野国際特許商標事務所
(65)公表番号	特表2021-526593(P2021-526593 A)	(72)発明者	駱 合力 中国北京市海淀区学院南路76号
(43)公表日	令和3年10月7日(2021.10.7)	(72)発明者	王 興雷 中国山東省青島平度市同和街道弁事處通 達路中段
(86)国際出願番号	PCT/CN2019/105531	(72)発明者	李 尚平 中国北京市海淀区学院南路76号
(87)国際公開番号	WO2020/093783	(72)発明者	古 朝雄 中国山東省青島平度市同和街道弁事處通 達路中段
(87)国際公開日	令和2年5月14日(2020.5.14)		
審査請求日	令和2年11月27日(2020.11.27)		
(31)優先権主張番号	201811324651.0		
(32)優先日	平成30年11月8日(2018.11.8)		
(33)優先権主張国・地域又は機関	中国(CN)		

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 酸化防止性耐熱合金及びその製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量パーセント含有量で、Al 2.5%~6%、Cr 24%~30%、C 0.3%~0.55%、Ni 30%~50%、W 2%~8%、Ti 0.01%~0.2%、Zr 0.01%~0.2%、Hf 0.01%~0.4%、Y 0.01%~0.2%、V 0.01%~0.2%を含有し、ただし、Ti及びVの両者のうちのいずれか一方を含み、残量がFe及び不可避免的不純物からなることを特徴とする、酸化防止性耐熱合金。

【請求項2】

N < 0.05%、O < 0.003%、S < 0.003%、Si < 0.5%を含有することを特徴とする、請求項1に記載の酸化防止性耐熱合金。

【請求項3】

Al 3.3%~5.5%、Ni 34%~46%を含有することを特徴とする、請求項1に記載の酸化防止性耐熱合金。

【請求項4】

W 3%~6%を含有することを特徴とする、請求項1に記載の酸化防止性耐熱合金。

【請求項5】

Y 0.01%~0.06%を含有することを特徴とする、請求項1に記載の酸化防止性耐熱合金。

【請求項6】

1000~1200 の酸化雰囲気中で、合金の表面に形成された酸化膜のうち、90%

以上の面積が Al_2O_3 膜であることを特徴とする、請求項 1 に記載の酸化防止性耐熱合金。

【請求項 7】

下記ステップを含むことを特徴とする、請求項 1 ~ 6 のいずれか 1 項に記載の合金を製造する酸化防止性耐熱合金の製造方法、

ステップ 1 : 炭素、ニッケル、鉄を溶融し、完全に溶融した後に溶鋼を得る、

ステップ 2 : 溶鋼を昇温させ、精錬する、

ステップ 3 : La と Ce の混合希土類を添加する、

ステップ 4 : スラグを添加する、

ステップ 5 : 流込溝内に不活性ガスを充填し、アルミニウム、ハフニウム、チタン、ジルコニウム、イットリウムを流込溝中に入れて、昇温させ、溶鋼を流込溝中に流し込み、溶鋼をタンディッシュに案内して鋳込む。

10

【請求項 8】

混合希土類の添加量が溶鋼の質量に対して 0.05% ~ 0.25% であることを特徴とする、請求項 7 に記載の酸化防止性耐熱合金の製造方法。

【請求項 9】

前記スラグが CaO を含有することを特徴とする、請求項 7 に記載の酸化防止性耐熱合金の製造方法。

【請求項 10】

前記ステップ 5 の後にさらに鋳込を含み、出鋼から鋳込完成までの速度が $60 \sim 100 \text{ kg/min}$ であることを特徴とする、請求項 7 に記載の酸化防止性耐熱合金の製造方法。

20

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本願は、合金の技術分野に関し、特に酸化防止性耐熱合金及びその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

航空、石油化学等の分野が発展するにつれて、航空エンジン燃焼室及びテールパイプ用の高温部品、エチレン分解炉管等のような、 $1000 \sim 1200$ で優れた高温酸化防止性能を有する材料に対する需要が差し迫り、このほか、部品の接続を実現するために、材料に対して良好な溶接性を有することがさらに要求されている。これらの部品の現在の材料は、ほとんどが鍛錬用高温合金及び耐熱鋼であり、溶接性が良好であるが、合金の高温酸化防止が主に高含有量の Cr を添加することで実現され、高温で形成した酸化膜が主に Cr_2O_3 であり、 Cr_2O_3 は、 1000 以下では非常に安定的であり、良好な保護作用を有するが、 1000 以上では不安定であり、酸化して穴を形成しやすく、合金マトリックスに対する保護作用を失ってしまう。 Al_2O_3 は、 1000 以上の高温環境において安定性を保持することができるので、合金に 1000 以上で優れた酸化防止性能を有させるためには、緻密な Al_2O_3 膜を形成する必要があるが、かつ、合金の表面に形成された酸化膜のうち、 Al_2O_3 の面積が大きいほど、酸化膜がより剥離しにくくなり、合金の酸化防止性がより良くなる。

30

40

【0003】

耐熱鋼中に一定量のアルミニウムを添加することで、 Al_2O_3 膜を形成して、合金の高温酸化防止性能を明らかに改善することができ、石油化学分野のエチレン分解炉管においては既に従来の耐熱鋼のかわりにアルミニウム含有耐熱合金が使用されており、そのうち、最も性能が優れて、最も代表的なものは、ドイツの $Schmidt - Clemens$ 社により開発された HTE 合金 ($ZL102187003B$) であり、該合金から製造されたエチレン分解炉管は、良好な酸化防止性及び耐コークス化性能を有し、管の寿命及びデコークス化周期がいずれも従来の耐熱鋼と比べて大きく向上した。しかし、該合金の高温機械特性、酸化防止性及び酸化膜安定性は、さらに向上する余地がある。

【0004】

50

また、アルミニウム含有量が高い場合、厚さが十分な Al_2O_3 層を生成することにより、生成した Al_2O_3 層が高温での使用時に剥離するのを防止することができるが、アルミニウム含有量が高すぎると、合金の靱性が悪くなる。したがって、高温での使用時に、合金は良好な酸化防止性及び良好な靱性を併有できない。

【0005】

耐熱鋼とは異なり、アルミニウム、チタン等の活性元素の添加により、合金中の酸素及び窒素と酸化物及び窒化物不純物を形成しやすく、合金の機械特性に影響を与え、アルミニウム、チタンなどの主要元素を消耗し、酸化アルミニウム膜の形成に影響を与えてしまうので、アルミニウム含有合金は、高品質の製造を実現して優れた使用性能を保証するためには、酸素、窒素の含有量を厳しく制御しなければならず、このほか、硫黄は、酸化膜と合金マトリックスとの粘着力に巨大な影響を与えており、酸化膜が合金マトリックスの表面に安定的に粘着して保護作用を果たすことを保証するために、合金中の硫黄の含有量を厳しく制御しなければならない。しかし、製造プロセスに制限され、従来のアルミニウム含有合金の製造過程において有害元素である窒素に対する制御範囲が広すぎ、かつ酸素、硫黄などの有害元素に対しては制御を行っておらず、該合金炉管の性能及び品質安定性が大きく影響されてしまう。

【0006】

合金分野において、合金の1050以下での総合的性能を向上させることが比較的容易であるが、合金の使用温度が1050以上の性能、特に1200に近いときの総合的性能を向上させることは、当分野の1つの大きな難題であり、合金の高温使用温度での性能の向上がこのように困難であるからこそ、1050以上で、合金の使用温度を50だけ向上させても、困難程度が指数レベルとなり、必要とされる労力も一般人にとって考えられないことであり、50だけ向上させても、その成果を軽視することができず、業界から認められ、尊重されうる。

【発明の概要】

【0007】

上述した分析を鑑みて、本願の目的は、少なくとも下記(1)~(3)の技術課題のうちの1つを解決できる酸化防止性耐熱合金及びその製造方法を提供することにある。

(1) 使用温度が1100以上である場合、合金は良好な酸化防止性能及び機械特性を併有できない。

(2) 酸素、硫黄、窒素などの有害元素を有効に制御していないため、該合金の総合的性能が悪く、かつ、品質が不安定である。

(3) 合金は、1100以上の高温環境で表面に形成された酸化膜における Al_2O_3 膜の割合が低く、かつ Al_2O_3 膜が剥離しやすいため、合金の酸化防止性が悪い。

【0008】

本願の目的は、主に以下の技術的解決手段により実現される。

【0009】

本願は、質量パーセント含有量で、 Al 2.5%~6%、 Ni 30%~50%、 W 2%~8%、 Hf 0.01%~0.4%を含有する酸化防止性耐熱合金を提供する。

【0010】

上記解決手段に基づき、本願はさらに以下の改進を行った。

【0011】

さらに、該合金は、 Al 2.5%~6%、 Cr 24%~30%、 C 0.3%~0.55%、 Ni 30%~50%、 W 2%~8%、 Ti 0.01%~0.2%、 Zr 0.01%~0.2%、 Hf 0.01%~0.4%、 Y 0.01%~0.2%、 V 0.01%~0.2%を含有し、ただし、 Ti 及び V の両者のうちのいずれか一方を含む。

【0012】

さらに、前記合金は、 $N < 0.05\%$ 、 $O < 0.003\%$ 、 $S < 0.003\%$ 、 $Si < 0.5\%$ を含有し、残量が Fe 及び不可避的不純物である。

【0013】

10

20

30

40

50

さらに、前記合金は、Al 3.3% ~ 5.5%、Ni 34% ~ 46%を含有する。

【0014】

さらに、前記合金は、W 3% ~ 6%を含有する。

【0015】

さらに、前記合金は、Y 0.01% ~ 0.06%を含有する。

【0016】

さらに、1000 ~ 1200 の酸化雰囲気中で、合金の表面に形成された酸化膜において90%以上の面積がAl₂O₃膜である。

【0017】

他方、本願は、さらに、下記ステップを含む酸化防止性耐熱合金の製造方法を提供する。 10

ステップ1：炭素と不活性元素とを溶融し、完全に溶融した後に溶鋼を得る。

ステップ2：溶鋼を昇温させ、精錬する。

ステップ3：混合希土類を添加する。

ステップ4：スラグを添加する。

ステップ5：流込溝内に不活性ガスを充填し、アルミニウム、ハフニウム、チタン、ジルコニウム、イットリウム等の活性元素を流込溝中に入れて、昇温させ、溶鋼を流込溝中に流し込み、溶鋼をタンディッシュに案内して鑄込む。

【0018】

さらに、ステップ2において精錬温度が1640 以上である。

【0019】

さらに、ステップ1においてまず一部の炭素を添加し、ステップ2における溶鋼を1640 以上に昇温させてから残りの炭素を添加する。 20

【0020】

さらに、混合希土類の添加量が溶鋼の質量に対して0.05% ~ 0.25%である。

【0021】

さらに、前記スラグがCaOを含有する。

【0022】

さらに、前記不活性ガスがアルゴンガスであり、アルゴンガスの圧力が0.15 ~ 0.3 MPaであり、流量が1 ~ 5 L/minである。

【0023】

さらに、前記ステップ5の後に、鑄込をさらに含み、出鋼から鑄込完成までの速度が60 ~ 100 kg/minである。 30

【0024】

本願は、下記の有益な効果を有する。

(1) 適量のAl元素を添加することで、Al₂O₃膜を形成可能に保証し、溶接性及び機械特性を併有させた。適量のC元素を添加することで、炭化物強化合金の析出を保証した。適量のCr元素を添加することで、低アルミニウム含有量でAl₂O₃膜の形成を促進させ、炭化物強化合金の形成を促進させた。適量のZr元素を添加することで粒界を強化し、機械特性を向上させた。適量のTi又はV元素を添加することで炭化物を微細化し、合金のクリープ性能を向上させた。 40

(2) Niの含有量及びAlの含有量を共に調整して、Ni₃Al相の形成を低減することで、Alの含有量が4%を超えた場合でも、合金は依然として良好な靱性を有する。

(3) Hfを添加し、さらにHfとYの両者の共同作用により、Yの含有量が0.06%未満の場合でも、依然として酸化物の形貌及び化学的組成ならびに内部酸化程度を改善することができ、合金の表面に形成された酸化膜が連続して緻密となり、酸化膜とマトリックスとの粘着力を向上させ、さらに合金の高温酸化防止性能を大幅に向上させた。

(4) Wを添加して、さらにWの含有量を制御することで、合金の高温強度を向上させ、使用寿命を延長させた。

(5) 合金の1050 以上での性能、特に1200 に近いときの性能を向上させるのは非常に困難であり、温度を20 又は50 毎に向上させるには、このような困難の増 50

加が指数レベルであるので、限られる回数の実験又は常套選択により得られる、あるいは実現できることではない。実際に、本願は、大量の実験を経て合金の成分及び含有量を調整し、合金が1100～1200の高温環境で安定的なAl₂O₃膜を形成可能にし、該合金は優れた酸化防止性能、良好な高温強度及び良好な溶接性能を有し、総合的性能が従来のアルミニウム含有耐熱合金材料より優れている。

(6) 本願が提供する製造方法において、炭素を複数回に分けて添加し、複数回、高度な脱酸素及び脱窒素を実現することで、合金におけるN及びOの含有量を有効に低下させ、さらに合金性能を向上させた。

(7) 混合希土類を一括して添加するのではなく、複数回に分けて添加することで、希土類の酸化及び焼損を低減し、希土類を有効に添加可能に保証した。混合希土類の添加量を制御することで良好な脱硫効果を保証できるとともに、溶鋼中に残存した希土類元素がNiと低融点相を形成して合金の高温機械特性に影響を与えることも避けられた。

10

(8) 被覆スラグの種類を選択すること及び被覆スラグの添加量を制御して浮き上がった酸化物、窒化物、硫化物及び不純物を吸着及び捕獲することで、清浄度の高い溶鋼を得た。

(9) 精錬温度を1640以上に制御することで、炭素と溶鋼中の酸化物不純物とを置換反応させてCOを生成する化学反応をより容易に進行させ、浄化効果がより良くなった。

(10) 本願は、プロセスステップ及びプロセスパラメータを調整することで、本願の製造方法を用いて製造された合金においてNの含有量を0.05%未満、Oの含有量を0.003%未満、Sの含有量を0.003%未満、Siの含有量を0.5%未満にした。

【0025】

20

本願において、上述した各技術的解決手段同士は、さらに互いに組み合わせにより多くの好適な組合せ方案を実現することができる。本願のその他の特徴及び利点は、後文の明細書において説明し、しかも、一部の利点が明細書から明らかになり、あるいは、本願を実施することで理解されうる。本願の目的及びその他の利点は、明細書、特許請求の範囲において特別に指摘された内容により実現及び取得することができる。

【図面の簡単な説明】

【0026】

図面は、具体的な実施例を示すためのものに過ぎず、本願を制限するものではなく、図面全体において、同一参照符号が同一部品を表す。

【図1】図1は本願実施例に係る合金と比較材料No. 8合金を1100で循環酸化した重量増加曲線である。

30

【図2】図2は本願実施例に係る合金と比較材料No. 9合金を1100で循環酸化した剥離曲線である。

【図3】図3は本願実施例に係る合金と比較材料No. 9合金を1150で循環酸化した剥離曲線である。

【図4】図4は本願実施例に係る合金と比較材料No. 9合金を1200で循環酸化した剥離曲線である。

【図5】図5は本願実施例に係るNo. 3合金を1200で100h循環酸化した後に表面酸化膜の微視的走査写真である。

【図6】図6は比較材料No. 9合金を1200で100h循環酸化した後に表面酸化膜の微視的走査写真である。

40

【図7】図7は本願実施例に係るNo. 3合金を1200で100h循環酸化した後に酸化膜の断面走査写真である。

【図8】図8は比較材料No. 9合金を1200で100h循環酸化した後に酸化膜の断面走査写真である。

【発明を実施するための形態】

【0027】

以下、図面を参照しながら本願の好適な実施例を具体的に説明し、ただし、図面は、本願の範囲を限定するためのものではなく、本願の一部を構成し、本願実施例とともに本願の原理を説明するためのものである。

50

【 0 0 2 8 】

本願において、特に説明がない限り、含有量がいずれも質量パーセント含有量を指す。本願の鉄ニッケルベース高温酸化防止性耐熱合金において、各元素が果たす作用は、以下のように詳しく説明する。

【 0 0 2 9 】

N i :

N i は、オーステナイト組織を安定化し、オーステナイト相域を拡大させ、合金に高い強度及び塑性匹配を有させるとともに、合金に良好な高温強度及び耐クリープ性を有させることを保証するが、N i の含有量が高すぎると、窒素のマトリックスにおける溶解度が影響され、合金における窒化物の析出傾向を激化し、合金のクリープ強度に影響を与え、このほか、含有量が高すぎるN i は、さらに合金におけるA l とN i₃A l 相を形成しやすく、合金の靱性及び機械加工性能に影響を与え、もしN i の含有量が60%を超えれば、A l の含有量を4%以下に制御したとしても、N i₃A l 相を形成し、合金の靱性及び加工性能に影響を与えることとなり、しかも、N i 元素のコストが高く、含有量が高すぎると合金の製造コストに影響を与える。したがって、本願に係る材料においてN i の含有量が30%~50%に制御され、好ましくは34%~46%である。

10

【 0 0 3 0 】

A l :

A l は、本願に係る合金の高温酸化時に表面に高安定性のA l₂O₃膜を形成するための必須元素であるが、A l 元素の含有量が高すぎると、N i と金属間化合物N i₃A l 相を形成しやすく、該相は合金の強度を向上させることができるが、靱性及び加工性能に有害である。温度が1000を超えた場合、N i₃A l 相がメルトバックして消失するので、合金の高温での強度及び使用寿命に対して無益である。中低温において、N i₃A l の存在は合金の強度を向上させるが、室温又は中低温での強度の向上が合金の使用に寄与せず、室温での靱性の低下及び機械加工性能の低下が部品の成形及び加工コストに大きな影響を与えるので、本願は、N i の含有量及びA l の含有量を共に調整して制御することで、N i₃A l 相の形成を避けようとしている。本願において、N i の含有量が高くないので、A l の含有量が4%を超えた場合でも、N i₃A l 相を形成せず、同時に、より高い温度で安定的なA l₂O₃膜を形成するために、本願においてA l の含有量が2.5%~6%に制御され、好ましくは3.3%~5.5%である。

20

30

【 0 0 3 1 】

C r :

本願において、C r を添加することでA l₂O₃膜を形成するA l 量の臨界値を低下させることができ、C r の添加により、該合金の表面にA l₂O₃膜層を形成するA l 量を低下させることで、A l₂O₃保護層の形成を促進させる。このほか、C r は、さらに炭化物の形成元素であり、炭化物を形成して合金の高温強度を向上させるが、C r は、強フェライトの形成元素であり、添加量が多すぎるとオーステナイト相の安定性が弱くなり、合金の高温強度に不利であるので、本願においてC r の含有量を24%~30%に制御すべきである。

【 0 0 3 2 】

C :

C は、炭化物の形成元素であり、本願に係る合金において炭化物相を形成し、分散強化の作用を果たし、炭素の含有量が低いと、炭化物相の数が少なくなり、強化効果が影響され、炭素の含有量が高すぎると、炭化物の数が多すぎとなり、合金の靱性に不利である。したがって、本願に係る材料においてCの含有量が0.3%~0.55%に制御されている。

40

【 0 0 3 3 】

W :

W は、合金マトリックスに固溶して固溶強化作用を果たし、炭化物を形成して分散強化作用を果たし、合金の高温強度を有効に向上させることができるが、Wの含有量が高すぎると合金の靱性が影響されるので、本願においてWの含有量が2%~8%、好ましくは3%

50

～ 6 % に制御されている。

【 0 0 3 4 】

T i、V：

T i、V は、粒界炭化物形態を変化させ、炭化物を微細化し、均一に分散分布させることにより、合金の高温クリープ強度を向上させることができ、含有量が高すぎると、炭化物形態に対して不利な影響があり、かつ N i₃ (A l, T i) 相を形成しやすく、合金の靱性に影響を与える。したがって、本願において T i の含有量を 0 . 0 1 % ~ 0 . 2 % に制御すべきであり、V の含有量を 0 . 0 1 % ~ 0 . 2 % に制御すべきである。

【 0 0 3 5 】

Z r：

Z r は、粒界に偏在し、粒界強化作用を果たすが、含有量が高すぎると、N i₅ Z r 低融点相を形成しやすく、合金の高温性能に影響を与えるので、本願に係る材料において Z r の含有量を 0 . 0 1 % ~ 0 . 2 % に制御すべきである。

【 0 0 3 6 】

H f、Y：

本願において適量の H f、Y 元素を添加することで、酸化物の形貌及び化学組成ならびに内部酸化程度に影響を与え、酸化膜の粘着力を向上させ、合金の高温酸化防止性能を大幅に向上させることができ、両者が共同作用すれば、効果がより良くなる。希土類元素 Y は活性が非常に高く、非真空で合金を溶解製錬するときに、Y が極めて焼損又は酸化されやすく、工程において含有量を有効に制御しにくく、使用安定性を保証することができない。H f が比較的に安定的であり、製錬時に含有量を制御しやすいことに加えて、H f は酸化膜の 1 0 0 0 以上の高温環境での粘着力を顕著に向上させることができ、しかし、H f、Y の含有量が高すぎると、材料のコストを増加させる一方、N i と低融点相を形成しやすく、合金の高温機械特性に影響を与える。したがって、本願に係る材料には、H f 及び Y を共に添加しており、H f の含有量が 0 . 0 1 % ~ 0 . 4 % に制御され、Y の含有量が 0 . 0 1 % ~ 0 . 2 % に制御されている。

【 0 0 3 7 】

S i：

S i は、クロマイト等の素材によって合金中に持ち込まれやすく、S i は、有害の相の析出を促進させ、合金の耐久寿命を低下させるので、S i の含有量を厳しく制御すべきであり、本願において、好適な素材によって合金中の S i の含有量を制御する目的を達成し、本願において S i の含有量が 0 . 5 % 未満に制御されている。

【 0 0 3 8 】

O、N：

本願に係る合金成分中に A l、H f、Y、Z r、T i 等の活性元素を含有するため、もし O、N の含有量が高ければ、酸化物及び窒化物等の不純物を形成しやすく、合金の強靱性が損なわれるとともに、A l、H f 等の有利元素も消耗され、酸化アルミニウム膜の形成が影響されるので、O、N の含有量をなるべく低く制御すべきであり、本願に係る合金において O の含有量が 0 . 0 0 3 % 以下に制御され、N の含有量が 0 . 0 5 % 以下に制御されている。

【 0 0 3 9 】

S：

S は、粒界に偏在し、粒界の連続性及び安定性を破壊し、合金の耐久クリープ性能及び引張可塑性を顕著に低下させ、表面酸化膜の粘着性を弱め、酸化膜の剥離を引き起こしやすく、合金の酸化防止性能を低下させる。したがって、S の含有量をなるべく低く制御すべきであり、本願に係る合金において S の含有量が 0 . 0 0 3 % 以下に制御される。

【 0 0 4 0 】

本願は、酸化防止性耐熱合金を提供し、前記酸化防止性耐熱合金は、質量パーセント含有量で、A l 2 . 5 % ~ 6 %、C r 2 4 % ~ 3 0 %、C 0 . 3 % ~ 0 . 5 5 %、N i 3 0 % ~ 5 0 %、W 2 % ~ 8 %、T i 0 . 0 1 % ~ 0 . 2 %、Z r 0 . 0 1 % ~ 0 .

10

20

30

40

50

2%、Hf 0.01%~0.4%、Y 0.01%~0.2%、V 0.01%~0.2%、N <0.05%、O <0.003%、S <0.003%、Si <0.5%を含有し、残量がFe及び不可避的不純物であり、ただし、Ti及びVの両者のうちのいずれか一方を含む。

【0041】

従来技術と比べて、本願は、合金の成分及び添加量を調整することで合金に優れた酸化防止性能、良好な高温強度、良好な溶接性を有させる。

【0042】

具体的には、本願に係る酸化防止性耐熱合金は、下記の有益な効果を有する。

(1) 適量のAl元素を添加することで、Al₂O₃膜を形成可能に保証し、溶接性及び機械特性を併有させた。適量のC元素を添加することで、炭化物強化合金の析出を保証した。適量のCr元素を添加することで、低アルミニウム含有量でAl₂O₃膜の形成を促進させ、炭化物強化合金の形成を促進させた。適量のZr元素を添加することで粒界を強化し、機械特性を向上させた。適量のTi又はV元素を添加することで炭化物を微細化し、合金のクリープ性能を向上させた。

(2) Niの含有量及びAlの含有量を共に調整して、Ni₃Al相の形成を低減することで、Alの含有量が4%を超えた場合でも、合金は依然として良好な靱性を有する。

(3) Hfを添加し、さらにHfとYの両者の共同作用により、Yの含有量が0.06%未満の場合でも、依然として酸化物の形貌及び化学的組成ならびに内部酸化程度を改善することができ、合金の表面に形成された酸化膜が連続して緻密となり、酸化膜とマトリックスとの粘着力を向上させ、さらに合金の高温酸化防止性能を大幅に向上させた。

(4) Wを添加して、さらにWの含有量を制御することで、合金の高温強度を向上させ、使用寿命を延長させた。

(5) 合金の1050 以上での性能、特に1200 に近いときの性能を向上させるのは非常に困難であり、温度を20 又は50 毎に向上させるには、このような困難の増加が指数レベルであるので、限られる回数の実験又は常套選択により得られる、あるいは実現できることではない。実際に、本願は、大量の実験を経て合金の成分及び含有量を調整し、合金が1100~1200 の高温環境で安定的なAl₂O₃膜を形成可能にし、該合金は優れた酸化防止性能、良好な高温強度及び良好な溶接性能を有し、総合的性能が従来のアルミニウム含有耐熱合金材料より優れている。

【0043】

例示的に、本願に係る合金の成分及び質量パーセント含有量は、さらにAl 4.5%~5.5%、Ni 34%~46%、W 3%~6%、Y 0.01%~0.06%であってもよい。

【0044】

本願に係る酸化防止性耐熱合金の製造方法は、用途に応じて異なり、もし航空宇宙分野用の高温部品に用いられれば、下記ステップを含む真空誘導溶解製錬及び鑄造を用いなければならない。

1. 原料の配合

電解ニッケル、金属アルミニウム、金属クロム（又はクロマイト）、純鉄、金属タングステン、黒鉛、スポンジハフニウム、スポンジチタン、スポンジジルコニウム、金属イットリウムを原料として用い、割合で原料を秤取して使用に備える。

2. 材料の投入

電解ニッケル、金属クロム（又はクロマイト）、純鉄、金属タングステンをるつぽに入れて、その他の元素をホッパーから投入する。

3. 溶解製錬

溶解製錬は、中間周波誘導真空溶解製錬炉において行われる。

小電力で10分間電力供給して水素を除去し、その後、大電力で完全熔融するまで電力供給し、精錬を開始し、精錬温度が1530~1580 であり、精錬時間を溶鋼の多少に応じて決定し、10~60分間に制御し、精錬期間の真空度を5Pa未満にすべきである。

10

20

30

40

50

4. 鑄造

鑄潰した後に、大電力で1～2分間攪拌し、溶鋼温度を1450～1580 に制御した時に流し込む。

【0045】

上述した真空誘導溶解製錬の方法を用いて本願に係る合金を製造することは、Al、Y等の活性元素を精確に制御することができ、O、N、S等の有害元素を非常に低いレベルまで低下させることができる。しかし、この製造方法は、コストが高く、製造する部品も従来の真空炉設備に制限されているので、真空鑄造は、航空宇宙用鑄物の精密鑄造にしか適用しない。

【0046】

石油化学分野のエチレン分解炉管に用いられれば、単一管の長さが数メートルに達しているため、もし製錬も遠心鑄造も真空環境で行えば、設備条件では実現しにくく、かつコストが高すぎて、非真空環境で製錬及び遠心鑄造を行うしかないが、本願に係る合金の製造原料において活性元素の含有量が高いので、非真空条件で合格の上記合金を製造することが非常に困難である。

【0047】

本願は、さらに、下記ステップを含む非真空条件で酸化防止性耐熱合金を製造する方法を提供する。

ステップ1：炭素と不活性元素とを熔融し、完全に熔融した後に溶鋼を得る。

ステップ2：溶鋼を1640 に昇温させ、精錬を行う。

ステップ3：混合希土類を添加する。

ステップ4：スラグを添加する。

ステップ5：アルミニウム、ハフニウム、チタン、ジルコニウム、イットリウム等の活性元素を流込溝中に入れて、流込溝内に不活性ガスを充填し、1650～1750 に昇温させ、溶鋼を流込溝中に流し込み、溶鋼をタンディッシュに案内して遠心鑄造を行う。

【0048】

従来技術と比べて、本願が提供する酸化防止性耐熱合金の製造方法は下記の有益な効果を有する。

(1) 炭素を複数回に分けて添加し、複数回、高度な脱酸素及び脱窒素を実現することで、合金におけるN及びOの含有量を有効に低下させ、さらに合金性能を向上させた。

(2) 混合希土類を一括して添加するのではなく、複数回に分けて添加することで、希土類の酸化及び焼損を低減し、希土類を有効に添加可能に保証した。混合希土類の添加量を制御することで良好な脱硫効果を保証できるとともに、溶鋼中に残存した希土類元素がNiと低融点相を形成して合金の高温機械特性に影響を与えることも避けられた。

(3) 被覆スラグの種類を選択し、被覆スラグの添加量を制御して浮き上がった酸化物、窒化物、硫化物及び不純物を吸着及び捕獲することで、清浄度の高い溶鋼を得た。

(4) 精錬温度を1640以上に制御することで、炭素と溶鋼中の酸化物不純物とを置換反応させてCOを生成する化学反応をより容易に進行させ、浄化効果がより良くなった。

(5) 本願は、プロセスステップ及びプロセスパラメータを調整することで、本願の製造方法を用いて製造された合金においてNの含有量を0.05%未満、Oの含有量を0.003%未満、Sの含有量を0.003%未満、Siの含有量を0.5%未満にした。

【0049】

具体的に、炭素を利用して溶鋼におけるOと反応させてCOガスを生成することで、脱酸素できる一方、形成したCOを利用して気泡携帯による脱窒素を行う。混合希土類を利用して溶鋼中の遊離O及びSと反応させて酸化物又は硫化物を生成することで、脱硫及び更なる脱酸素を行う。

【0050】

アルミニウム、ハフニウム、チタン、ジルコニウム、イットリウム等の元素の活性が非常に高いことを考慮すると、もし直接に熔融すれば空気中の酸素と化学反応して酸化物を生成し、合金元素が消耗されてしまう。したがって、上述した製造方法において、活性元素

10

20

30

40

50

を直接に溶融するのではなく、活性元素を不活性ガスで保護された流込溝中に入れて、不活性元素を溶融した後の溶鋼を活性元素上に流し込み、溶鋼の過熱を利用して活性元素を溶融し、出鋼の運動エネルギーを利用して活性元素を流込溝中で均一化させる。上記プロセスは、活性元素の酸化を有効に低下させて、合金元素が消耗されないように有効に保護することができる。

【 0 0 5 1 】

溶鋼中のO及びNの含有量をなるべく低下させるために、本願に係る製造方法において、炭素を複数回に分けて添加する方式を用い、なぜなら、製錬が空気中で行われ、製錬が進行するにつれて、溶鋼中に酸素が入り続けるからであり、上記製造方法においてまず一部の炭素を添加して初歩の脱酸素、脱窒素を行い、溶鋼が1640以上に昇温してから残りの炭素を添加し、高温においてCOの自由エネルギーがNiO、Fe₂O₃及びCr₂O₃等の酸化物より低いことを利用し、酸化物中に存在可能な酸素を置換し、高度な脱酸素を行い、合金元素が消耗されないように保護することができる。また、一回で添加した炭素が多すぎれば、発火して焼損しやすくなり、炭素が溶鋼中に有効に入ることができなくなり、脱酸素、脱窒素効果が影響されてしまう。

10

【 0 0 5 2 】

上述した製造方法において、流込温度は、鑄込む鑄物に応じて異なる。例示的に、遠心管を鑄込むときに、高い流込温度は、遠心管の成形に有利となるように溶鋼に十分な流動性を有させることを保証するためであり、遠心管が細いほど、流込温度が高くなり、温度が高いほど、溶鋼の流動性が良くなるが、溶鋼中の元素がより焼損しやすくなるので、溶鋼の流動性及び元素の焼損を総合的に考慮すると、遠心管を鑄込むときの温度として、1650～1750を選択する。

20

【 0 0 5 3 】

その後の高温溶解製錬脱酸素ときに溶鋼（合金溶湯）がらつぼと反応するのを防止するために、上述した製造方法においてるつぼは、高温安定性が良い酸化アルミニウム材料を用いて製造してなる。

【 0 0 5 4 】

なお、浮き上がった酸化物、窒化物及び硫化物を吸着及び捕獲するために、本願に係る製造方法において、溶鋼の表面にCaO含有の被覆スラグを添加し、CaOを利用してさらに脱硫を行い、更なる脱酸素、脱窒素、脱硫の作用を果たす一方、さらに不純物を有効に除去して、高潔浄度の溶鋼を得ることができる。

30

【 0 0 5 5 】

具体的に、CaOがSと反応して前段階脱硫を行い、反応式は、 $CaO + [S] = CaS + [O]$ であり、反応過程は、最初に表面で脱硫反応が発生し、脱硫してCaSを生成し、CaOの表面を被覆し、CaSがCaO粉末を完全に被覆した後、生成物層が内部へ拡散する脱硫反応を行い、CaO表面のCaS層が徐々に厚くなり、脱硫反応の拡散が徐々に遅くなり、最後に停止する。

【 0 0 5 6 】

スラグの添加量が少なすぎると、溶鋼の表面を完全に被覆することができず、添加量が多すぎると、無駄になり、コストが増加することを考慮すると、本願に係る製造方法において、スラグの添加量を溶鋼の質量に対して3%～5%に制御し、このようにしてスラグは更なる脱酸素、脱窒素、脱硫の作用を非常に良く実現し得るのみならず、不純物を有効に除去し、高潔浄度の溶鋼を得ることもできる。

40

【 0 0 5 7 】

本願に係る製造方法で使用される混合希土類は、希土類元素LaとCeの混合物であり、添加量が溶鋼の質量に対して0.05%～0.25%である。なぜなら、混合希土類の添加量が少ないと、脱硫に参加する化学反応の数が少なく、脱硫効果が良くないが、添加量が多すぎると、溶鋼に残存した希土類元素がNiと低融点相を形成しやすく、合金の高温機械特性に影響を与えるからである。この製造方法において、混合希土類の添加量として、溶鋼の質量に対して0.05%～0.25%を選択することで、良好な脱硫効果を保証

50

できるとともに、溶鋼に残存した希土類元素がNiと低融点相を形成して合金の高温機械特性に影響を与えることも避けられる。

【0058】

上述した製造方法において、流込溝のトップ面に、流動するアルゴンガスを充填し、1つのエアカーテンを形成して、易酸化性元素を含有する溶鋼を保護し、その酸化を緩める。具体的に、アルゴンガスの圧力としては0.15～0.3MPaを選択し、流量として1～5L/minを選択する。なぜなら、アルゴンガスの圧力が小さすぎると、空気を断絶して溶鋼の酸化を避けるアルゴンガスカーテンを有効に形成できず、アルゴンガスの圧力が大きすぎると、無駄が発生しやすく、製造コストが増加し、しかも、作業者の安全に不利となるからである。本願は、上述した方法を利用して成分が合格した溶鋼を製造した後、遠心鑄造過程が以下の通りである。成分に合格して、過熱度が適切で、重量が適切なタンディッシュにおける溶鋼を迅速に高速回転する金属型内に鑄込み、溶鋼が凝固して遠心鑄造管となる。

10

【0059】

具体的に、本願に係る製造方法を用いて製造された合金は、遠心鑄造管の鑄込に使用可能である以外に、さらに、高温で使用する必要があるその他の鑄物、特に、1100～1200の高温、酸化性が悪い環境で使用する必要がある鑄物の鑄込に使用可能である。

【0060】

合金成分に大量の活性元素を含有することを考慮すると、活性元素の酸化焼損を防止するために、出鋼操作過程全体が非常に速いことが要求される。具体的に、出鋼から鑄込完成までの速度を60～100kg/minに制御する。

20

【0061】

本願実施例に係る合金の化学成分及び含有量を表1に示し、製造方法のプロセスパラメータを表2に示し、合金を異なる温度で100h酸化した後の剥離量を表3に示し、合金を異なる温度で高温循環酸化して形成された酸化膜中の酸化アルミニウム含有量を表4に示し、合金の1100/17MPaにおける耐久寿命を表5に示す。

【0062】

実施例1がNo.1合金に対応し、実施例2がNo.2合金に対応し、以下同様であり、比較の便宜上、No.8合金及びNo.9合金を従来技術の比較材料とする。そのうち、No.8合金は、最も使用温度が高い溶接可能な高温合金GH3230であり、航空宇宙エンジン燃焼室の高温部品に広く使用され、No.9合金は従来の石油化学分野のエチレン分解炉管の最も優れた材料HTE合金である。

30

【0063】

実施例1～7の酸化防止性耐熱合金は、以下の方法により製造される。

ステップ1：原料を秤取して用意する。

ステップ2：電解ニッケル、純鉄及び一部の黒鉛を定点鑄込機能を有する非真空中間周波溶解製錬炉のろつぼ内に放置し、完全に溶融した後に溶鋼を得る。

ステップ3：溶鋼を精錬温度に昇温して残りの黒鉛を添加する。

ステップ4：一定量の混合希土類を添加する。

ステップ5：一定量のCaO含有スラグを添加する。

40

ステップ6：流込溝のトップ面に流動するアルゴンガスを充填し、金属アルミニウム、スポンジハフニウム、スポンジチタン、スポンジジルコニウム、金属イットリウム等の活性元素を流込溝中に放置し、ステップ2における溶鋼の化学成分が合格となり、かつ溶鋼温度が流込温度に昇温したとき、流込溝上面の開口で溶鋼を流込溝中に鑄込み、流込溝下面の開口で溶鋼をタンディッシュ等に案内して遠心鑄造を待つ。

(7)遠心管の鑄込：タンディッシュにおける溶鋼を高速回転する金属型内に迅速に鑄込み、実験用の遠心管に製造する。

【0064】

[表1] 実施例1～7の合金製造原料及び含有量

50

合金	Al	Cr	C	Ni	W	Ti	Hf	Zr	Y	V	O	N	S	Si	Fe
1	4.5	25	0.32	32	4.5	0.05	0.05	0.05	0.15	-	0.001	0.035	0.001	0.4	残部
2	4.1	28	0.45	35	5	0.1	0.15	0.01	0.03	-	0.001	0.032	0.002	0.4	残部
3	3.7	26	0.43	44	5.7	0.11	0.05	0.05	0.05	-	0.001	0.038	0.002	0.33	残部
4	3.8	28	0.35	46	5	0.18	0.39	0.05	0.01	-	0.001	0.038	0.001	0.4	残部
5	2.9	27	0.41	49	7.8	-	0.15	0.03	0.18	0.01	0.001	0.002	0.001	0.2	残部
6	2.5	27	0.4	45	2	-	0.1	0.19	0.1	0.09	0.001	0.03	0.001	0.16	残部
7	5.9	29.5	0.5	35	3.1	-	0.05	0.04	0.02	0.2	0.001	0.03	0.001	0.3	残部

【 0 0 6 5 】

[表 2] 本願実施例のプロセスパラメータ

実施例 番号	精錬温 度/°C	混合希土類 添加量/%	スラグ 添加量 /%	流込温 度/°C	アルゴ ンガス 圧力 /MPa	アルゴン ガス流量 /L/min	铸込速度 /kg/min
1-2	1640	0.15	4	1750	0.25	5	80
3-5	1680	0.25	3	1650	0.15	1	100
6-7	1660	0.05	5	1700	0.3	3.5	60

【 0 0 6 6 】

同様な実験条件において、本願実施例に係る合金及び従来技術における2種類の合金の、異なる温度で100h酸化した後の剥離量をそれぞれ測定し、実験結果を表3に示し、異なる温度で100h酸化した後の酸化膜の完全性を表4に示し、高温耐久性能を表5に示し、本願実施例に係る合金の高温引張伸び率を表6に示す。

【 0 0 6 7 】

[表 3] 本願実施例に係る合金及び比較材料の、異なる温度で100h酸化した後の剥離量 (mg/cm²)

試験温度/°C	No. 3合金	No. 9合金
1000	0.04	0.07
1050	0.035	0.10
1100	0.024	0.26
1150	0.064	0.35
1200	0.077	2.09

【 0 0 6 8 】

[表 4] 異なる温度で100h酸化した後に酸化アルミニウムが合金の表面を占める面積の割合

10

20

30

40

50

試験温度/℃	1100	1150	1200
N o . 1 合金	94%	91%	90%
N o . 2 合金	95%	93%	93%
N o . 3 合金	96%	93%	92%
N o . 4 合金	96%	93%	92%
N o . 5 合金	94%	92%	91%
N o . 6 合金	95%	94%	92%
N o . 7 合金	96%	94%	93%
N o . 9 合金	80%	70%	25%

10

注：N o . 8 合金は、1150 の高温で酸化アルミニウム膜を形成できないので、表中にN o . 8 合金のデータがない。

【0069】

[表5] 各合金の1100 / 17MPaにおける耐久寿命

合金	1	2	3	4	5	6	7	8	9
耐久寿命/h	95	98	111	99	120	97	92	40	11、27、 53

20

【0070】

[表6] 本願に係る合金の1000 における引張伸び率

合金	1	2	3	4	5	6	7
引張伸び率/%	41	43	46	46	40	49	45

30

【0071】

図1からわかるように、酸化重量増加速度から分析すると、本願実施例に係る合金材料の1100 における酸化防止性は、従来技術の比較材料N o . 8 合金の2.5 ~ 4倍である。1100 を超えた場合、N o . 8 合金は、連続的で安定した酸化膜を形成できず、酸化性が急劇に低下する。

【0072】

表3、図2、図3及び図4からわかるように、1000 ~ 1200 の温度範囲内で、酸化温度が上昇するにつれて、本願に係る合金の剥離量の増加幅が非常に小さく、本願に係る合金は、1200 以下でいずれも優れた酸化防止性能を有することが明らかになった。しかしながら、比較材料N o . 9 合金は、温度が上昇するにつれて酸化防止性能が急劇に低下し、特に1150 以上で酸化防止性の低下幅が特に顕著であり、100h酸化した場合、酸化温度を1150 から1200 に上げると、酸化剥離量が5倍増加した。1100 / 100h循環酸化した後、従来技術の比較材料N o . 9 合金の酸化剥離量が本願実施例に係る合金材料の5 ~ 10倍であり、1200 / 100h循環酸化した後、従来技術の比較材料N o . 9 合金の酸化剥離量が本願実施例に係る合金材料の27倍であった。本願実施例に係る合金酸化膜とマトリックスとの粘着力がN o . 9 合金酸化膜とマトリックスとの粘着力より遥かに大きく、しかも、温度が高いほど本願に係る合金の優位性が明らかになることがわかった。

40

50

【 0 0 7 3 】

合金の酸化後に表面に形成された酸化膜の状況をさらに分析してわかるように（表 4、図 5 および図 6 を参照）、本願に係る合金は、1200 以下の高温環境で100 h 酸化した後、試料表面に形成された酸化膜中に酸化アルミニウムが90%以上を占め、酸化膜が連続して、緻密であり、しかも温度が上昇するにつれて、酸化アルミニウム膜の数がほとんど減少せず、1200 の時に依然として90%以上維持している。酸化アルミニウムは、高温における安定性が非常に良く、緻密な酸化アルミニウム膜によって合金マトリックスがさらに酸化されないように保護することができ、もしエチレン分解炉管とすれば、酸化アルミニウム膜は、良好な耐浸炭及び耐コークス化等の作用を果たすことができる。しかしながら、従来技術の比較材料 No. 9 合金は、1100 / 100 h 酸化した後に形成された酸化膜中に酸化アルミニウムが80%を占め、試験温度を1150 に上昇させた後、酸化膜における酸化アルミニウムが70%に低下し、試験温度を1200 にさらに上昇させると、酸化膜における酸化アルミニウムが25%に急劇に低下し、大量の酸化膜の剥離を伴った。1100 以上で、本願に係る合金は、従来技術の材料の酸化防止性に対して優位性が徐々に大きくなり、温度が高いほど、優位性が大きくなることが明らかになった。図 5 及び図 6 において、白色の領域が剥離領域であり、黒色の領域が酸化アルミニウム膜であり、灰白色の領域が複合酸化物膜である。

10

【 0 0 7 4 】

1200 / 100 h 循環酸化した後に形成された酸化膜断面をさらに観察すると（図 7 及び図 8 を参照）、本願実施例に係る合金に形成された酸化膜が連続して緻密であり、マトリックスとの結合が緊密で、結合界面が整然としており、酸化膜の厚さが約6 μm であり、従来技術の比較材料 No. 9 合金の酸化膜が不連続であり、構造が緩く、残存した酸化膜とマトリックスとの結合が緊密ではなく、かつ結合界面が不均一であり、明らかな剥離があり、残存した酸化層の厚さが約3 μm であることがわかった。この2種類の酸化膜の状況を比較すると、本願に係る材料で形成された酸化膜は、合金マトリックスに対する保護作用が明らかに従来技術の比較材料 No. 9 合金より優れている。

20

【 0 0 7 5 】

HB5258 - 2000（鋼および高温合金の酸化防止性の測定試験方法）に従って評価すると、本願実施例に係る合金の完全抗酸化レベル温度が1200 に達しており、従来技術の比較材料 No. 9 合金の完全抗酸化レベル温度が1050 のみである。本願に係る合金の完全抗酸化レベル温度が従来の合金よりも150 向上し、合金技術分野にとって、温度が1000 を超え、特に1100 以上となった場合、酸化膜安定性及びマトリックスとの粘着力が悪いなどの原因により、合金の酸化防止性が急劇に低下する。例えば、従来技術において酸化防止性が非常に優れた No. 9 合金は、試験温度を1150 から1200 に上昇させると、酸化膜中の酸化アルミニウムの割合が70%から25%に低下し、酸化膜剥離量が5倍増加した。1050 の時に、No. 9 合金がまだ完全抗酸化レベルに属するが、1100 の時にすでに抗酸化レベルに低下し、1200 の時に次抗酸化レベルまで低下した。当業者であればよく知っているように、合金の1100 以上における酸化防止性能の向上が非常に困難であり、温度を20 又は50 毎に上昇させると、このような困難の増加が指数レベルとなり、しかし、本願に係る合金の完全抗酸化レベル温度が1200 に達し、酸化防止合金分野の里程標とも言え、大量の実験を経て、合金成分及び含有量を繰り返して調整して、プロセスステップ及びプロセスパラメータを最適化し続けてこそ実現されたものである。

30

40

【 0 0 7 6 】

表 5 からわかるように、本願実施例に係る合金材料は、1100 / 17 MPa における耐久寿命が従来技術の比較材料 No. 8 合金の2.4 ~ 3 倍であった。表 5 における11、27、53 に示すように、3 本の No. 9 合金管の耐久寿命がそれぞれ異なり、しかも、異なる合金管の寿命の差が大きく、No. 9 合金の品質安定性が悪く、異なる管の性能の差が大きいことを明らかにし、No. 9 合金の全体レベルが低いことをも明らかにした。しかしながら、本願の複数本の同一実施例に係る合金管の耐久寿命の差が3 h を超えず

50

、本願実施例に係る合金の品質安定性が良く、本願実施例に係る合金の全体レベルが高いことを明らかにした。これにより、本願に係る材料の高温機械特性がNo. 8合金及びNo. 9合金より明らかに優れ、かつ本願実施例に係る合金の品質安定性がNo. 9合金より優れていることがわかった。

【0077】

表6からわかるように、本願に係る合金は、1000における引張伸び率が40%～50%であり、高アルミニウム含有量の場合、本願に係る合金の靱性が依然として良好であることを明らかにした。

【0078】

以上からわかるように、本願に係る酸化防止性耐熱合金は、使用温度がより高く、高温酸化防止性がより優れ、形成された酸化膜がより緻密で、酸化アルミニウム膜の面積がより大きく、高温機械特性がより良いなどの利点を有し、本願に係る酸化防止性耐熱合金は、1200以下で長期間安定的に使用可能であり、1000～1200の酸化雰囲気において90%以上の酸化アルミニウム膜を形成することができ、HB5258-2000に準じて、1200以下が完全抗酸化レベルであり、従来の溶接可能な高温材料より優れている。

10

【0079】

本願に係る合金は、総合的性能が非常に優れ、エチレン分解炉管の鋳込に使用可能である以外、さらにその他の高温で使用する必要な鋳物、特に1100～1200の高温、酸化性が悪い環境で使用する必要な鋳物の鋳込に使用可能である。

20

【0080】

以上、本願の好適な具体的実施形態を説明したが、本願の保護範囲がこれに制限されず、当業者であれば本願に披露された技術範囲内で容易に想到し得る変化又は置き換えは、いずれも本願の保護範囲内に含まれる。

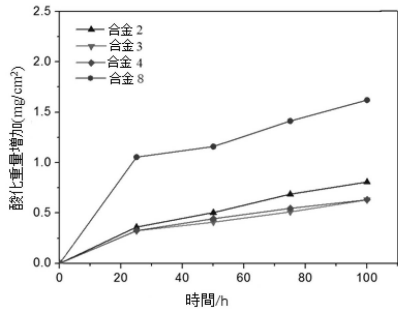
30

40

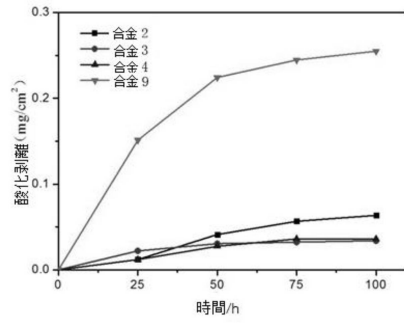
50

【圖面】

【圖 1】

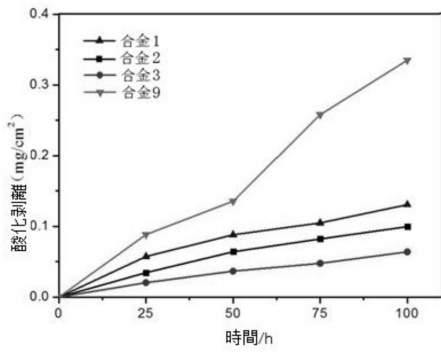


【圖 2】

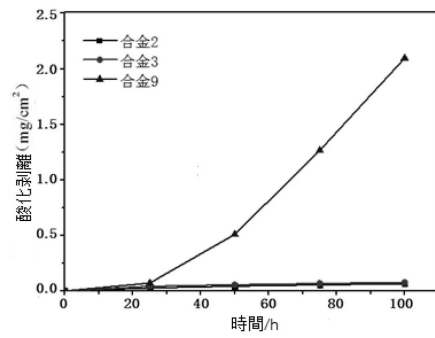


10

【圖 3】



【圖 4】



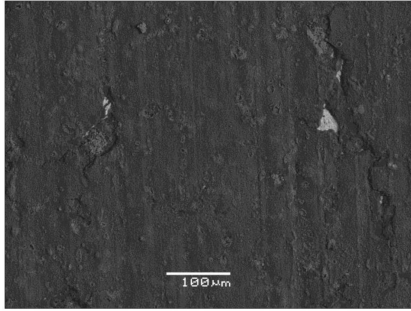
20

30

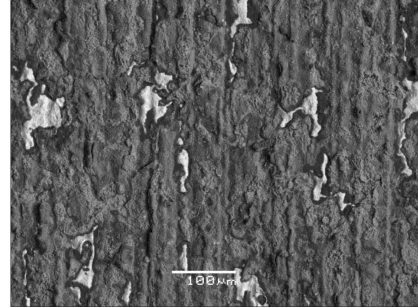
40

50

【 図 5 】

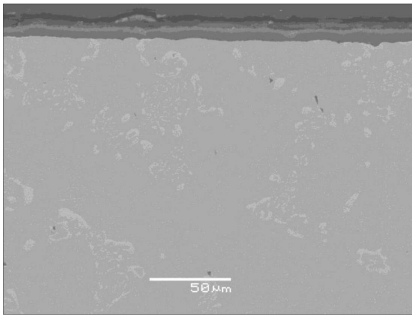


【 図 6 】

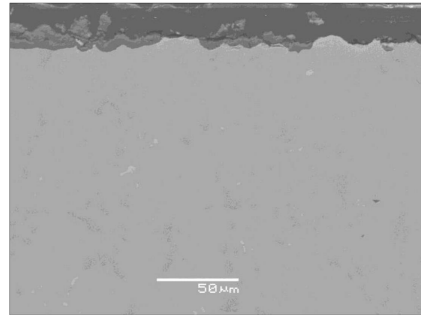


10

【 図 7 】



【 図 8 】



20

30

40

50

フロントページの続き

- 達路中段
- (72)発明者 王 建濤
中国北京市海淀区学院南路76号
- (72)発明者 魏 麗娟
中国山東省青島平度市同和街道弁事處通達路中段
- (72)発明者 尹 法傑
中国北京市海淀区学院南路76号
- (72)発明者 王 振華
中国山東省青島平度市同和街道弁事處通達路中段
- 審査官 岡田 眞理
- (56)参考文献 特開平09-243284(JP,A)
特開2018-075606(JP,A)
国際公開第2005/078148(WO,A1)
米国特許出願公開第2015/0354358(US,A1)
- (58)調査した分野 (Int.Cl., DB名)
C22C 30/00 - 30/06
C22C 19/03 - 19/05
C21C 7/04
C21C 7/076