

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号
特許第7215735号
(P7215735)

(45)発行日 令和5年1月31日(2023.1.31)

(24)登録日 令和5年1月23日(2023.1.23)

(51)国際特許分類	F I
C 2 2 C 9/06 (2006.01)	C 2 2 C 9/06
C 2 2 F 1/00 (2006.01)	C 2 2 F 1/00 6 0 2
C 2 2 F 1/08 (2006.01)	C 2 2 F 1/00 6 3 0 A
	C 2 2 F 1/00 6 3 0 C
	C 2 2 F 1/00 6 6 1 A
請求項の数 3 (全8頁) 最終頁に続く	

(21)出願番号	特願2019-183113(P2019-183113)	(73)特許権者	391005802 三芳合金工業株式会社 埼玉県入間郡三芳町大字上富508番地
(22)出願日	令和1年10月3日(2019.10.3)	(74)代理人	110001184 弁理士法人むつきパートナーズ
(62)分割の表示	特願2018-192839(P2018-192839)の分割	(72)発明者	新井 真人 埼玉県入間郡三芳町上富508 三芳合金工業株式会社内
原出願日	平成30年10月11日(2018.10.11)	(72)発明者	新井 勇多 埼玉県入間郡三芳町上富508 三芳合金工業株式会社内
(65)公開番号	特開2020-59918(P2020-59918A)	(72)発明者	石島 睦己 埼玉県入間郡三芳町上富508 三芳合金工業株式会社内
(43)公開日	令和2年4月16日(2020.4.16)	(72)発明者	江口 逸夫
審査請求日	令和3年9月17日(2021.9.17)		最終頁に続く

(54)【発明の名称】 時効硬化型銅合金

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

Co : 1.0% ~ 3.5%、

Cr : 0.2% ~ 1.3%で含み、

元素Mの含有量を[M]質量%とするとき、

$[Ni] + [Co] = 5.0 \sim 9.0$ となるようにNiを含有するとともに、

$([Ni] + [Co]) / [Si] = 3.3 \sim 4.4$ となるようにSiを含有し、

残部をCu及び不可避免的不純物とする合金組成を有し、(Ni, Co) - Siからなる金属間化合物粒子を分散させるように時効熱処理して20HRC以上の硬さ且つ25.0% IACS以上の導電率に調製されて用いられ得る時効硬化型銅合金であって、

導電率を15.0% IACS以下とするとともに切断面の硬さを55HRB以上とすることを特徴とする時効硬化型銅合金。

【請求項2】

前記切断面において1μm以上の粒界金属間化合物が1個/cm²未満であることを特徴とする請求項1記載の時効硬化型銅合金。

【請求項3】

前記合金組成は、更にAl、Fe、Mn、Ag、Sn、Ti、Zr、P、Mg、B、S、Nb及びZnからなる群から選ばれる少なくとも1種を、総計1.0質量%以下で含むことを特徴とする請求項1又は2に記載の時効硬化型銅合金。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、熱処理によりSi系の金属間化合物粒子を分散させて用いられる時効硬化型のコルソン系銅合金に関し、特に、(Ni, Co) - Si系の金属間化合物粒子を分散させて用いられる時効硬化型銅合金に関する。

【背景技術】

【0002】

コルソン系銅合金は、コネクタやスイッチといった電気部品の摺動接点に用いられ、導電性及び機械強度を兼ね備えた銅合金として知られている。基本成分組成は、Cu - Ni - Siであり、Ni₂Siのような金属間化合物を熱処理によって析出させて機械強度の向上を図られ得る。一方、導電性を高める観点から、更に、Coを添加したCu - Ni - Co - Si系の銅合金が提案されている。

10

【0003】

例えば、特許文献1では、Cu - Ni - Co - Si系銅合金において、曲げ加工性を向上させるため、冷間圧延と熱処理とを制御し、所定の内部組織を与えた合金を開示している。ここでは、成分組成として、0.5 ~ 3.0質量%のCo及び0.1 ~ 1.0質量%のNiを含有し、Niに対するCoの質量比(Ni/Co)を0.1 ~ 1.0、(Co + Ni)/Si(質量比)を3 ~ 5とした銅合金であるとしている。

【0004】

また、特許文献2でも、Cu - Ni - Co - Si系銅合金において、0.1 ~ 1.0質量%のNi、0.5 ~ 3.0質量%のCo及び0.1 ~ 1.5質量%のSiを含有し、(Co + Ni)/Si(質量比)を3 ~ 5、時効処理後に冷間圧延し、機械強度、導電率、曲げ加工性、ばね限界値を高めた合金を開示している。ここで、Niの含有量が1.0質量%を超える場合や、Coの含有量が3.0質量%を超える場合は、高い機械強度を得られるものの、粗大なNi - Si系粒子やCo - Si系粒子を生成して、導電率や曲げ加工性を低下させてしまうことを述べている。さらに、(Ni + Co)/Siが5を超えると、NiやCoが過剰となって、導電率を低下させてしまうことも述べている。

20

【0005】

ところで、銅合金においてCrを添加することで機械強度の向上を図ることができるとともに、導電率を確保できることが知られている。

30

【0006】

例えば、特許文献3では、Cu - Ni - Co - Si系銅合金において、Crを添加した合金が開示されている。ここでは、Co及びNiのSi系化合物に加えて、Cr - Si系化合物も析出させることで機械強度を高めるとしている。このような析出硬化型銅合金とすることで、固溶強化型銅合金に比べて母相中の固溶元素を減少させて導電率を向上させ得るとしている。このとき、Co及びNiとの化合物を形成させてさらに余剰のあるようにSiを添加することでCr - Si系化合物を得ることも述べている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0007】

【文献】特開2017 - 210674号公報

特開2017 - 179392号公報

特開2009 - 242921号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

このようなCrを添加したCu - Co - Ni - Si系銅合金においても、Ni、Co、Crの含有量を増加させることで機械強度を高め得るが、その量が過剰となると導電率を低下させてしまう。また、造塊時に粒界に粗大な金属間化合物の析出物が形成されやすく

50

、これは一般的な溶体化熱処理では完全に固溶させることが難しく、割れなどの原因となり得る。

【0009】

本発明は、以上のような状況に鑑みてなされたものであって、その目的とするところは、機械強度及び導電性に優れた時効硬化型銅合金及びその製造方法を提供することにある。

【課題を解決するための手段】

【0010】

本願発明者は、Ni量に対してCo量を多くすることで、造塊時における粗大な粒界析出物を抑制できる傾向にあること、Crを多くしてこれを最終製品の固溶強化に用いても導電率を低下させることなく機械強度を向上できる傾向にあることを見だし、一方で、機械強度を上げる観点から、かかる粒界析出物を固溶させるべく、溶体化処理温度をより高くすることを考慮した。

10

【0011】

すなわち、本発明による時効硬化型銅合金は、質量%で、Co：1.0～3.5%、Cr：0.2%～1.3%で含み、元素Mの含有量を[M]質量%とするとき、 $[Ni] + [Co] = 5.0 \sim 9.0$ となるようにNiを含有するとともに、 $([Ni] + [Co]) / [Si] = 3.3 \sim 4.4$ となるようにSiを含有し、残部をCu及び不可避免的不純物とする合金組成を有し、熱処理されて(Ni, Co)-Siからなる金属間化合物粒子を分散させて20HRC以上の硬さ且つ25.0%IACS以上の導電率に調製されて用いられ得る時効硬化型銅合金であって、導電率を15.0%IACS以下とすることを特徴とする。

20

【0012】

かかる発明によれば、Crの含有量及びNi、Coの含有量をそれぞれ多くしても、造塊時における粗大な粒界析出物を抑制でき、さらに溶体化処理温度をより高くし得て粒界析出物などの固溶を促進させて、溶体化熱処理後の導電率を15.0%IACS以下とし得る。このような溶体化熱処理後の時効硬化型銅合金であれば、金属間化合物粒子を分散させる時効処理によって機械強度及び導電性に優れる銅合金とすることができる。

【0013】

上記した発明において、切断面において1 μ m以上の粒界金属間化合物が1個/cm²未満であることを特徴としてもよい。さらに、前記切断面において55HRB以上の硬さであることを特徴としてもよい。かかる発明によれば、粗大な粒界析出物の量をより確実に抑制でき、時効処理をした後において機械強度及び導電性に優れる銅合金を容易に得ることができる。

30

【0014】

上記した発明において、前記成分組成は、更にAl、Fe、Mn、Ag、Sn、Ti、Zr、P、Mg、B、S、Nb及びZnからなる群から選ばれる少なくとも1種を、総計1.0質量%以下で含むことを特徴としてもよい。かかる発明によれば、上記した優れた機械強度と導電性とを維持しつつさらなる合金特性の改善を得られる。

【0015】

また、本発明による時効硬化型銅合金の製造方法は、質量%で、Co：1.0%～3.5%、Cr：0.2%～1.3%で含み、元素Mの含有量を[M]質量%とするとき、 $[Ni] + [Co] = 5.0 \sim 9.0$ となるようにNiを含有するとともに、 $([Ni] + [Co]) / [Si] = 3.3 \sim 4.4$ となるようにSiを含有し、残部をCu及び不可避免的不純物とする合金組成を有し、熱処理されて(Ni, Co)-Siからなる金属間化合物粒子を分散させて20HRC以上の硬さ且つ25.0%IACS以上の導電率に調製されて用いられ得る時効硬化型銅合金の製造方法であって、導電率を15.0%IACS以下とするような920以上の温度での溶体化熱処理を含むことを特徴とする。

40

【0016】

かかる発明によれば、Crの含有量及びNi、Coの含有量をそれぞれ多くした上で、造塊時における粗大な粒界析出物を抑制でき、さらに溶体化処理温度を920と高くし

50

得て粒界析出物などの固溶を促進させて、溶体化熱処理後の導電率を15.0% IACS以下とし得る。このような溶体化熱処理後の時効硬化型銅合金であれば、金属間化合物粒子を分散させる時効処理によって機械強度及び導電性に優れる銅合金とすることができる。

【0017】

上記した発明において、前記溶体化熱処理は、切断面において、1 μ m以上の粒界金属間化合物を1個/cm²未満とする熱処理であることを特徴としてもよい。さらに、前記切断面において、55HRB以上の硬さであることを特徴としてもよい。かかる発明によれば、粗大な粒界析出物の量をより確実に抑制でき、時効処理をした後において機械強度及び導電性に優れる銅合金を容易に得ることができる。

【図面の簡単な説明】

【0018】

【図1】本発明による実施例及び比較例の成分組成を示す表である。

【図2】実施例及び比較例の導電率及び硬さの測定結果を示す表である。

【図3】実施例1及び比較例1の鋳造後の断面組織写真である。

【図4】実施例1及び比較例1の溶体化熱処理後の断面組織写真である。

【図5】実施例1及び比較例1の時効処理後の断面組織写真である

【発明を実施するための形態】

【0019】

以下に、本発明による時効硬化型銅合金の1つの実施例について、図1を用いて説明する。

【0020】

図1の実施例1及び2に、本実施例における時効硬化型銅合金の代表的な成分組成を示すように、本実施例における時効硬化型銅合金は、質量%で、Coを1.0%以上3.5%以下、Crを0.2%以上1.3%以下で含み、さらに、元素Mの含有量を[M]質量%とするとき、[Ni]+[Co]を5.0~9.0とするようにNiを含むとともに、([Ni]+[Co])/[Si]を3.3~4.4とするようにSiを含有し、残部をCu及び不可避免的不純物とする合金組成を有する。

【0021】

すなわち、CoはNiとともにSiに対する含有量を規定されて、時効処理によって分散析出させるべき金属間化合物であるNi₂SiやCo₂Siなどを生成する元素の含有量の比率を調整して、時効処理後の機械強度と導電率とを共に高くするようになされる。このように、時効処理で析出させるSiとの金属間化合物を形成するNi及びCoの含有量を調整することで、溶体化熱処理により金属間化合物の固溶状態を比較的容易に制御できる。他方、時効処理時において、SiをNiやCoとの金属間化合物の生成で消費することで、CrのSi化合物の生成を抑制して時効処理後のCrの母相への固溶を維持させる。

【0022】

また、造塊時に生成された金属間化合物による粗大な粒界析出物を溶体化熱処理によって十分に固溶させると導電率は低下する。そこで、鋳造で生成された粗大な粒界析出物が十分に固溶されたことの指標として、固溶熱処理後の導電率を15.0% IACS以下とする。換言すれば、上記した成分組成の銅合金によって得た合金塊の溶体化熱処理後の導電率を15.0% IACS以下とできれば、粗大な粒界析出物は十分に固溶されており、その後、時効処理することでCoやNiの金属間化合物による微細な分散析出物を得るとともに、Crの固溶を維持して、機械強度及び導電性の双方において優れる銅合金とし得るのである。

【0023】

以上のような、時効硬化型銅合金であれば、NiやCoの含有量を多くしたにも関わらず溶体化熱処理後に粗大な粒界析出物を十分に固溶させることができる。そして、その後、時効処理することによって、機械強度及び導電性に優れる銅合金を得ることができる。

【0024】

10

20

30

40

50

次に、上記した時効硬化型銅合金を試作した結果について説明する。

【0025】

図1の実施例1、実施例2、比較例1及び比較例2のそれぞれに示す成分組成の銅合金を鑄造し、920で1時間保持後し水冷する溶体化熱処理をして、470で2.75時間保持し炉冷する時効処理をした。造塊後（鑄造後）、溶体化熱処理後（溶体化後）、時効処理後（時効後）のそれぞれにおいて組織観察、硬さ測定、導電率の測定を行った。なお、実施例1、実施例2、比較例1、比較例2の順に、Coの含有量が多くなり、逆にNiの含有量が少なくなっている。

【0026】

図2に硬さと導電率の測定結果を示した。なお、硬さはHRBで測定したが、実施例1及び実施例2の時効処理後の硬さについてはHRCで測定した。時効処理後の硬さについてHRB又はHRCのうち、測定していない単位については換算値を括弧書きで示した。

【0027】

硬さについては、いずれの実施例、比較例でも、鑄造後から溶体化熱処理後にかけて同等か又はやや低くなるが、時効処理後に高くなっていることが判る。しかし、比較例1及び2は実施例1及び2に比べて硬さの値が小さい。時効処理後の硬さの値は、最小の比較例2から、比較例1、実施例2、実施例1の順に大きくなっており、これはCoの含有量の少なくなる順に沿っている。つまり、Coの含有は、導電率の向上に有効であるが、Niに対する含有量を多くし過ぎると硬さを低下させてしまうと言える。

【0028】

導電率については、いずれの実施例、比較例でも、鑄造後から溶体化熱処理後にかけて低くなっており、その後時効処理によって鑄造後よりも高くなっていることが判る。さらに詳細には、比較例1や比較例2に比べて、実施例1や実施例2のように溶体化熱処理後の導電率をより低くするほうが、時効処理後（時効後）の導電率を高くしている。つまり、NiやCoを多く含有することで鑄造後に金属間化合物の粗大な粒界析出物を生成してしまうが、溶体化熱処理によってこれを十分固溶できると溶体化熱処理後の導電率をより低くでき、十分に固溶された金属間化合物を時効処理によって微細に析出させることで導電率をより高くできるのである。

【0029】

図3において、実施例1及び比較例1の鑄造後の断面組織写真を例示する。同図に示すように、鑄造後においては、いずれの実施例及び比較例においても粗大な析出物が観察される。

【0030】

図4に示すように、固溶化熱処理後において、実施例1では粗大な粒界析出物がほとんど消失しているのに対し、比較例1では粗大な粒界析出物が残存している。図示を省略した実施例2でも粗大な粒界析出物はほとんど消失しており、比較例2では粗大な粒界析出物が残存していた。

【0031】

さらに、図5に示すように、時効処理後において、実施例1では微細な析出物が分散して析出したのに対し、比較例1においては微細な析出物は観察されるものの、その分布に偏りがある。図示を省略した実施例2でも析出物は分散して析出し、比較例2では析出物の分布に偏りがあった。

【0032】

以上のように、本実施例及び比較程のうち、実施例1及び実施例2において、時効処理によって(Ni, Co)-Siからなる金属間化合物粒子を分散させて20HRC以上の硬さ且つ25.0%IACS以上の導電率に調製できた。すなわち、機械強度及び導電性に優れた銅合金を得ることができた。

【0033】

なお、実施例1、2、及び、比較例1、2、その他いくつかの製造例より、Niの含有量に対して融点の高いCoの含有量を多くすることで、造塊時における粗大な粒界析出物

10

20

30

40

50

を抑制できる傾向にあることが判った。他方、Niに対してCoの含有量が多いと、溶体化熱処理によって粗大な粒界析出物を十分に固溶できない傾向にあることが判った。このような観点から、上記した機械強度及び導電性に優れる銅合金を得るために、Co及びNiの含有量は、それぞれ3.5%以下及び3.0%以上とする。

【0034】

以上、本発明による実施例及びこれに基づく変形例を説明したが、本発明は必ずしもこれらに限定されるものではなく、当業者であれば、本発明の主旨又は添付した特許請求の範囲を逸脱することなく、様々な代替実施例及び改変例を見出すことができるであろう。

10

20

30

40

50

【 図面 】

【 図 1 】

	Cu	Ni	Co	Si	Cr	[Ni]+[Co]	([Ni]+[Co])/[Si]
実施例1	Bal.	4.96	1.44	1.76	0.55	6.40	3.64
実施例2	Bal.	3.44	3.31	1.73	0.58	6.75	3.90
比較例1	Bal.	1.63	3.73	1.56	0.41	5.36	3.44
比較例2	Bal.	0.014	5.19	1.53	0.45	5.20	3.40

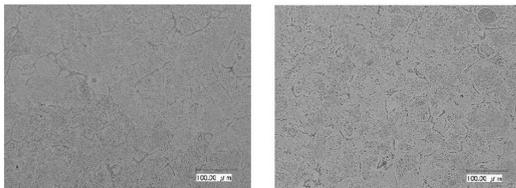
【 図 2 】

	導電率 %IACS	硬さ HRB	硬さ HRC	
実施例1	鑄造後	22.8	66	-
	溶体化後	13.2	63.7	-
	時効後	26.4	(102.5)	26
実施例2	鑄造後	24.4	61	-
	溶体化後	14.9	59.5	-
	時効後	30.4	(98.5)	21
比較例1	鑄造後	21.8	57	-
	溶体化後	15.3	46	-
	時効後	24.7	92.5 (12.3)	-
比較例2	鑄造後	20.6	43	-
	溶体化後	16.1	34	-
	時効後	21.8	75 (<0)	-

10

【 図 3 】

鑄造後

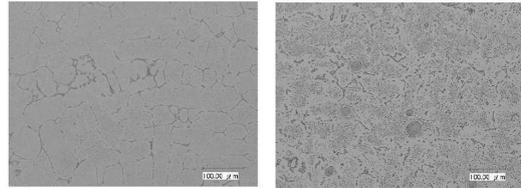


実施例1

比較例1

【 図 4 】

溶体化処理後



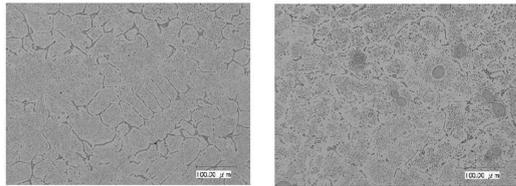
実施例1

比較例1

20

【 図 5 】

時効処理後



実施例1

比較例1

30

40

50

フロントページの続き

- | | | | |
|------------|---------|------|---------|
| (51)国際特許分類 | F I | | |
| | C 2 2 F | 1/00 | 6 9 1 B |
| | C 2 2 F | 1/00 | 6 9 1 C |
| | C 2 2 F | 1/08 | B |
- 埼玉県入間郡三芳町上富 5 0 8 三芳合金工業株式会社内
 (72)発明者 小笠原 義仁
 埼玉県入間郡三芳町上富 5 0 8 三芳合金工業株式会社内
 (72)発明者 藤井 慎太郎
 埼玉県入間郡三芳町上富 5 0 8 三芳合金工業株式会社内
 (72)発明者 萩野 源次郎
 埼玉県入間郡三芳町上富 5 0 8 三芳合金工業株式会社内
 審査官 川口 由紀子
 (56)参考文献 特表 2 0 1 1 - 5 0 8 0 8 1 (J P , A)
 特開 2 0 0 6 - 2 1 9 7 3 3 (J P , A)
 特開 2 0 1 1 - 2 1 4 0 8 8 (J P , A)
 特開 2 0 1 6 - 1 8 6 1 0 7 (J P , A)
 特開 2 0 1 1 - 2 1 9 8 6 0 (J P , A)
 特開昭 6 2 - 1 7 4 3 4 1 (J P , A)
 米国特許第 0 7 1 8 2 8 2 3 (U S , B 2)
 国際公開第 2 0 0 9 / 0 8 2 6 9 5 (W O , A 1)
 特開 2 0 0 8 - 0 8 8 5 1 2 (J P , A)
 特開平 0 4 - 2 4 7 8 3 9 (J P , A)
 (58)調査した分野 (Int.Cl. , D B 名)
 C 2 2 C 9 / 0 6
 C 2 2 F 1 / 0 0
 C 2 2 F 1 / 0 8