

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第6106748号
(P6106748)

(45) 発行日 平成29年4月5日(2017.4.5)

(24) 登録日 平成29年3月10日(2017.3.10)

(51) Int.Cl.	F I
C 2 2 C 21/00 (2006.01)	C 2 2 C 21/00 E
C 2 2 F 1/04 (2006.01)	C 2 2 C 21/00 J
B 2 3 K 20/04 (2006.01)	C 2 2 F 1/04 B
B 2 3 K 1/00 (2006.01)	B 2 3 K 20/04 D
B 2 3 K 1/19 (2006.01)	B 2 3 K 20/04 E

請求項の数 9 (全 21 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2015-525023 (P2015-525023)	(73) 特許権者	000107538
(86) (22) 出願日	平成26年6月12日(2014.6.12)		株式会社UACJ
(86) 国際出願番号	PCT/JP2014/003139		東京都千代田区大手町一丁目7番2号
(87) 国際公開番号	W02015/001725	(74) 代理人	100155572
(87) 国際公開日	平成27年1月8日(2015.1.8)		弁理士 湯本 恵視
審査請求日	平成27年9月29日(2015.9.29)	(72) 発明者	福元敦志
(31) 優先権主張番号	特願2013-141981 (P2013-141981)		東京都千代田区大手町一丁目7番2号 株
(32) 優先日	平成25年7月5日(2013.7.5)		式会社UACJ内
(33) 優先権主張国	日本国(JP)	(72) 発明者	新倉昭男
			東京都千代田区大手町一丁目7番2号 株
			式会社UACJ内
		審査官	本多 仁

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 アルミニウム合金ブレーシングシート及びその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

アルミニウム合金からなる心材と、当該心材の一方の表面にクラッドされたAl-Si系ろう材と、前記心材の他方の表面にクラッドされた犠牲陽極材とからなるアルミニウム合金ブレーシングシートであって、

前記心材が、Si:0.2~1.0mass%、Fe:0.05~0.40mass%、Cu:0.4~1.2mass%、Mn:0.3~1.8mass%を含有し、Ti:0.02~0.30mass%、Zr:0.02~0.30mass%、Cr:0.02~0.30mass%及びV:0.02~0.30mass%から選択される1種又は2種以上を更に含有し、残部Al及び不可避免的不純物からなるアルミニウム合金からなり、

前記犠牲陽極材が、Si:0.05~0.50mass%、Fe:0.01~0.30mass%、Mg:1.0~3.0mass%、Zn:2.0~6.0mass%を含有し、残部Al及び不可避免的不純物からなるアルミニウム合金からなり、

長手方向に平行で、かつ、厚さ方向に沿った断面において、前記心材と犠牲陽極材との界面に存在するAl-Mg-Cu系金属間化合物が300個/mm以下であり、前記心材及び犠牲陽極材の組織が未再結晶組織であることを特徴とするアルミニウム合金ブレーシングシート。

【請求項2】

前記心材がMg:0.05~0.60mass%を更に含有する、請求項1に記載のアルミニウム合金ブレーシングシート。

【請求項 3】

前記犠牲陽極材が $Ti: 0.02 \sim 0.30\%$ 及び $V: 0.02 \sim 0.30\%$ の少なくともいずれか一方を更に含有する、請求項 1 又は 2 に記載のアルミニウム合金ブレージングシート。

【請求項 4】

0.2% 耐力が $140 \sim 200 \text{ N/mm}^2$ のであり、かつ、伸び率が 5% 以上である、請求項 1 ～ 3 のいずれか一項に記載のアルミニウム合金ブレージングシート。

【請求項 5】

請求項 1 ～ 4 のいずれか一項に記載のアルミニウム合金ブレージングシートの製造方法において、

10

前記心材用、犠牲陽極材用及びろう材用のアルミニウム合金をそれぞれ鋳造する工程と、心材の一方の面に犠牲陽極材を、他方の面にろう材をクラッドするクラッド工程と、クラッド材の加熱工程と、熱間圧延工程と、冷間圧延工程と、焼鈍工程とを備え、焼鈍工程は、冷間圧延工程の途中における中間焼鈍及び冷間圧延工程後の最終焼鈍の両方又は最終焼鈍のみからなり、前記熱間圧延工程における終了温度が $200 \sim 320^\circ\text{C}$ であり、前記中間焼鈍及び最終焼鈍における焼鈍がバッチ焼鈍であり、焼鈍温度が $230 \sim 320^\circ\text{C}$ であることを特徴とするアルミニウム合金ブレージングシートの製造方法。

【請求項 6】

バッチ焼鈍における焼鈍保持時間が $1 \sim 10$ 時間である、請求項 5 に記載のアルミニウム合金ブレージングシートの製造方法。

20

【請求項 7】

前記心材の鋳塊を 550°C 以下の温度で均質化処理する均質化処理工程を更に備える、請求項 5 又は 6 に記載のアルミニウム合金ブレージングシートの製造方法。

【請求項 8】

熱間圧延工程前に前記クラッド材を $400 \sim 550^\circ\text{C}$ で $1 \sim 10$ 時間加熱処理する、請求項 5 ～ 7 のいずれか一項に記載のアルミニウム合金ブレージングシートの製造方法。

【請求項 9】

前記熱間圧延工程における開始温度が $400 \sim 530^\circ\text{C}$ である、請求項 5 ～ 8 のいずれか一項に記載のアルミニウム合金ブレージングシートの製造方法。

【発明の詳細な説明】

30

【技術分野】

【0001】

本発明は、自動車用などの熱交換器に使用されるアルミニウム合金ブレージングシート及びその製造方法に関し、詳細には熱交換器の冷却水や冷媒の通路構成材（チューブ材）として好適に使用され、特に電縫溶接によって扁平チューブを製造する電縫加工用アルミニウム合金ブレージングシート及びその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

アルミニウム合金は軽量、かつ高熱伝導性を備えているため、自動車用熱交換器、例えば、ラジエータ、コンデンサ、エバポレータ、ヒーター又はインタークーラなどに用いられている。自動車用熱交換器は主にろう付法によって製造され、通常、ろう付は $Al-Si$ 系合金のろう材を用い、 600°C 程度の高温で行われる。

40

【0003】

上記のろう付方法には様々な方法が用いられる。例えば、非腐食性フラックスであるフッ化物系フラックスを用いて、 N_2 ガス中でろう付する方法が一般的である。

【0004】

従来、自動車用のラジエータやヒーターのように、冷却水がチューブ内面を循環する熱交換器のチューブ材として、 $JIS3003$ 合金に代表される $Al-Mn$ 系合金などを心材とした 3 層チューブ材が一般に用いられてきた。このような 3 層チューブ材は、例えば $JIS3003$ 合金の心材の内面側に $Al-Zn$ 系合金などの犠牲陽極材をクラッドし、

50

大気側にAl-Si系合金などのろう材をクラッドしたものである。

【0005】

ラジエータやヒーターに使用されるチューブを製造する方法として、3層チューブ材を管状に成形加工しながら素材の端面を突き合わせて連続的に溶接し、溶接部のビードを切削して除去した管を偏平に成形加工して偏平チューブを得る方法がある。

【0006】

ところで、近年は自動車の軽量化に対する要求が高まり、それに伴って自動車用熱交換器の軽量化及び熱交換器を構成する各部材の薄肉化が検討されている。部材の薄肉化を行うために、従来の材料よりもろう付後の強度や耐食性に優れる材料が必要とされている。

【0007】

高強度化の手法として、心材にSiやCuを多く添加することにより強度を向上させる方法や、犠牲陽極材にMgを添加して強度を向上させる方法がある。しかしながら、薄肉・高強度化により、溶接時に溶接割れなどの品質上の問題が起り易くなっており、溶接性に優れたチューブ材が望まれている。

【0008】

例えば特許文献1には、溶接時の局部溶融を抑制するために、心材／犠牲陽極材界面の近傍に形成される Mg_2Si 粒子の分布を規定したアルミニウム合金ブレージングシート条が提案されている。また、例えば特許文献2には、心材組織とクラッド材の引張強さを規定したアルミニウム合金クラッド材が提案されている。

【0009】

上記の各手段により、溶接性をある程度改善することはできる。しかしながら、材料を薄肉化し、且つ高強度材を得るために、心材や犠牲陽極材に添加したMgやCu等の元素が粒界において高濃度になった場合、粒界融点が低下してしまい溶接した際に粒界が優先的に溶融してしまう問題点がある。また、心材と犠牲材界面にAl-Mg-Cu系金属間化合物が多数存在した状態で溶接すると、前記金属間化合物が優先的に溶融し犠牲材が剥がれてしまう問題点もある。このように、従来技術では溶接性が十分に確保されているとは言えず、薄肉・高強度材の溶接性をさらに向上させることが望まれている。

【0010】

以上のように、従来の技術では、肉薄でありながら溶接性に優れ、且つろう付後強度を向上させた材料を提供することは困難であった。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0011】

【特許文献1】特開平7-179971号公報

【特許文献2】特開2001-170793号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0012】

本発明は上記問題点に鑑みてなされたものであって、優れた溶接性とろう付後強度を有し、特に自動車用熱交換器の流体通路構成材として好適に使用できる電縫加工用アルミニウム合金ブレージングシート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】

【0013】

上記目的を達成するため本発明は請求項1では、アルミニウム合金からなる心材と、当該心材の一方の表面にクラッドされたAl-Si系ろう材と、前記心材の他方の表面にクラッドされた犠牲陽極材とからなるアルミニウム合金ブレージングシートであって、前記心材が、Si:0.2~1.0mass%、Fe:0.05~0.40mass%、Cu:0.4~1.2mass%、Mn:0.3~1.8mass%を含有し、Ti:0.02~0.30mass%、Zr:0.02~0.30mass%、Cr:0.02~0.30mass%及びV:0.02~0.30mass%から選択される1種又は2種以上

10

20

30

40

50

を更に含有し、残部Al及び不可避免の不純物からなるアルミニウム合金からなり、前記犠牲陽極材が、Si：0.05～0.50mass%、Fe：0.01～0.30mass%、Mg：1.0～3.0mass%、Zn：2.0～6.0mass%を含有し、残部Al及び不可避免の不純物からなるアルミニウム合金からなり、長手方向に平行で、かつ、厚さ方向に沿った断面において、前記心材と犠牲陽極材との界面に存在するAl-Mg-Cu系金属間化合物が300個/mm以下であり、前記心材及び犠牲陽極材の組織が未再結晶組織であることを特徴とするアルミニウム合金ブレージングシートとした。

【0014】

本発明は請求項2では請求項1において、前記心材がMg：0.05～0.60mass%を更に含有するものとした。

10

【0015】

更に本発明は請求項3では請求項1又は2において、前記犠牲陽極材がTi：0.02～0.30%及びV：0.02～0.30%の少なくともいずれか一方を更に含有するものとした。

【0016】

更に本発明は請求項4では請求項1～3のいずれか一項において、0.2%耐力が140～200N/mm²であり、かつ、伸び率が5%以上であるものとした。

【0017】

本発明は請求項5では、請求項1～4のいずれか一項に記載のアルミニウム合金ブレージングシートの製造方法において、前記心材用、犠牲陽極材用及びろう材用のアルミニウム合金をそれぞれ鑄造する工程と、心材の一方の面に犠牲陽極材を、他方の面にろう材をクラッドするクラッド工程と、クラッド材の加熱工程と、熱間圧延工程と、冷間圧延工程と、焼鈍工程とを備え、焼鈍工程は、冷間圧延工程の途中における中間焼鈍及び冷間圧延工程後の最終焼鈍の両方又は最終焼鈍のみからなり、前記熱間圧延工程における終了温度が200～320℃であり、前記中間焼鈍及び最終焼鈍における焼鈍がバッチ焼鈍であり、焼鈍温度が230～320℃であることを特徴とするアルミニウム合金ブレージングシートの製造方法とした。

20

【0019】

本発明は請求項6では請求項5において、バッチ焼鈍における焼鈍保持時間が1～10時間であるものとした。

30

【0021】

本発明は請求項7では請求項5又は6において、前記心材の鑄塊を550℃以下の温度で均質化処理する均質化処理工程を更に備えるものとした。

【0022】

本発明は請求項8では請求項5～7のいずれか一項において、熱間圧延工程前に前記クラッド材を400～550℃で1～10時間加熱処理するものとした。

【0023】

本発明は請求項9では請求項5～8のいずれか一項において、前記熱間圧延工程における開始温度が400～530℃であるものとした。

【発明の効果】

40

【0024】

本発明によれば、肉薄でありながら溶接性とろう付後強度に優れたアルミニウム合金ブレージングシートを得ることができる。そして、このブレージングシートは肉薄であり、自動車用等の熱交換器として軽量で熱伝導性に優れ、ろう付後の強度が優れていることにより、熱交換器の更なる長寿命化が可能となる。

【図面の簡単な説明】

【0025】

【図1】本発明に係るアルミニウム合金ブレージングシートの断面図である。

【発明を実施するための形態】

【0026】

50

本発明者らは上記課題について鋭意研究した結果、特定の合金組成と構成を有するクラッド材がその目的に適合することを見出し、これに基づき本発明を完成するに至った。以下、本発明の実施形態について具体的に説明する。

【0027】

先ず、本実施形態のアルミニウム合金ブレージングシートの構成について説明する。なお、以下の構成の説明では、例えば冷却水や冷媒を循環させるラジエータ、ヒーターなどのチューブ材に使用されるものを一例として説明する。

【0028】

図1に示すように、本発明に係るアルミニウム合金ブレージングシート10は、アルミニウム合金からなる心材11と、その一方の表面にクラッドされたAl-Si系ろう材12と、心材11の他方の表面にクラッドされた犠牲陽極材13とからなるが3層クラッド材である。上記の用途におけるろう材12及び犠牲陽極材13のクラッド率は、それぞれ通常7～25%とするのが好ましく、8～20%とするのがより好ましい。図1の例では、ろう材12のクラッド率が例えば10%であり、犠牲陽極材13のクラッド率が例えば20%である。そして、上記のように構成されたブレージングシート10の厚さは、0.15～0.30mmとするのが好ましく、0.18～0.25mmとするのがより好ましい。図1の例では例えば0.3mmである。

10

【0029】

次に、本実施形態のブレージングシート10を構成する心材11及び犠牲陽極材13の成分元素の添加理由及び添加範囲と、ろう材12の好適な材料について説明する。

20

【0030】

[1. 心材]

Si: 0.2～1.0mass%

Siは、Fe、MnとともにAl-Mn-Si系、Al-Fe-Si系又はAl-Fe-Mn-Si系の金属間化合物を形成し、これら金属間化合物は分散強化として作用し、或いは、マトリクスに固溶して固溶強化として作用して、材料強度を向上させる。また、Mgと反応してMg₂Si化合物の時効析出による強度向上の効果が図られる。Siの含有量は、0.2～1.0mass%（以下、単に「%」と記す、以下同じ）であり、0.2%未満では上記各効果が不十分であり、1.0%を超えると心材の固相線温度（融点）が低下し、溶接時の局部溶融による溶接性悪化やろう付時の心材溶融が起こる可能性が高くなる。好ましいSi含有量は、0.2～0.5%である。

30

【0031】

Fe: 0.05～0.40%

Feは、再結晶核となり得るサイズの金属間化合物を生成し易い。Feの含有量は0.05～0.40%である。この範囲では、ろう付後の結晶粒径が粗大となり、ろう拡散を効果的に抑制することができる。含有量が0.05%未満では高純度アルミニウム地金を使用しなければならずコスト高となる。また、含有量が0.40%を超えとろう付後の結晶粒径が微細となり、ろう拡散が生じるおそれがある。好ましいFe含有量は、0.10～0.25%である。

【0032】

Cu: 0.4～1.2%

Cuは、固溶強化により強度を向上させる効果を発揮する。また、電位を貴にして犠牲陽極材やフィンとの電位差を大きくし、犠牲陽極効果による防食効果を向上させる効果も図られる。また、Al-Mg-Cu系金属間化合物の時効析出による強度向上が図られる。Cuの含有量は、0.4～1.2%である。含有量が0.4%未満では上記各効果が十分ではなく、1.2%を超えると粒界腐食が発生する可能性が高くなるとともに、心材の融点低下による溶融の可能性が高まる。また、1.2%を超えると、溶接時の局部溶融により、溶接性が悪化する。好ましいCu含有量は、0.5～1.0%である。

40

【0033】

Mn: 0.3～1.8%

50

Mnによって、強度とろう付性、ならびに、耐食性を向上させる効果が図られる。また、電位を貴にする効果が図られる。Mnの含有量は、0.3～1.8%である。含有量が0.3%未満では上記各効果が十分ではなく、1.8%を超えると鑄造時に巨大金属間化合物が形成され易くなり、塑性加工性を低下させる。好ましいMn含有量は、0.5～1.5%である。

【0034】

また、心材は、Ti、Zr、Cr及びVの1種又は2種以上を更に含有する。

Ti：0.02～0.30%

Tiによって、固溶強化により強度を向上させ、また耐食性を向上させる効果が図られる。Tiの含有量は、0.02～0.30%である。含有量が0.02%未満では上記各効果が十分ではなく、0.30%を超えると巨大金属間化合物を形成し易くなり、塑性加工性を低下させる。好ましいTi含有量は、0.10～0.20%である。

10

【0035】

Zr：0.02～0.30%

Zrによって、固溶強化により強度を向上させる効果が図られる。また、Al-Zr系の微細化合物が析出し、ろう付後の結晶粒粗大化に作用する。Zrの含有量は、0.02～0.30%である。含有量が0.02%未満では上記各効果が十分ではなく、0.30%を超えると巨大金属間化合物を形成し易くなり、塑性加工性を低下させる。好ましいZr含有量は、0.10～0.20%である。

20

【0036】

Cr：0.02～0.30%

Crによって、固溶強化により強度を向上させ、また、耐食性を向上させる効果が図られる。Crの含有量は、0.02～0.30%である。含有量が0.02%未満では上記各効果が十分ではなく、0.30%を超えると巨大金属間化合物を形成し易くなり、塑性加工性を低下させる。好ましいCr含有量は、0.10～0.20%である。

【0037】

V：0.02～0.30%

Vによって、固溶強化により強度を向上させ、また、耐食性を向上させる効果が図られる。Vの含有量は、0.02～0.30%である。含有量が0.02%未満では上記各効果が十分ではなく、0.30%を超えると巨大金属間化合物を形成し易くなり、塑性加工性を低下させる。好ましいV含有量は、0.10～0.20%である。

30

【0038】

また、心材は、Mgを更に含有していてもよい。

Mg：0.05～0.60%

Mgによって、Al-Mg-Cu系金属間化合物の生成や、Mg₂Si及びMgZn₂の生成により、時効析出による強度向上に効果が図られる。Mgの好ましい含有量は、0.05～0.60%である。含有量が0.05%未満では、上記各効果が十分に得られない場合がある。一方、含有量が0.60%を超えると、ろう付性が低下する。更に0.60%を超えると、偏析が起こり易くなって局部的に心材の融点が低下することにより、溶接時の入熱によって局部溶融を起こして溶接性が低下する場合がある。より好ましいMg含有量は、0.05～0.40%である。

40

【0039】

心材の合金組成は以上の通りであるが、不可避免の不純物として、Zn、B、Ni等を各々0.05%以下で、かつ、全体として0.15%以下含有していてもよい。

【0040】

[2. 犠牲陽極材]

Si：0.05～0.50%

Siは、犠牲陽極材或いは心材に添加したMgと反応してMg₂Si化合物を生成し、これによって時効析出による強度向上が図られる。Siの含有量は、0.05～0.50%である。含有量が0.05%未満では上記効果が十分ではない。一方、含有量が0.5

50

0%を超えると犠牲陽極材の固相線温度（融点）が低下し、溶接時の局部溶融による溶接性悪化やろう付時の犠牲陽極材の溶融が起こる可能性が高くなる。また、Siは固溶することで電位を貴にする作用を有するため、犠牲陽極材の電位を貴化させ犠牲陽極効果を低下させる。好ましいSi含有量は、0.10～0.40%である。

【0041】

Fe：0.01～0.30%

Feは、アルミニウム合金中においてAlや他の元素と化合物を形成し、カソードとして作用して耐食性を低下させる。そのため、Feの含有量は少ないほど好ましいが、Fe含有量が少ない高純度のアルミニウム地金はコスト高となる。従って、実用的なFeの含有量は0.01～0.30%である。好ましいFe含有量は、0.05～0.25%である。

10

【0042】

Mg：1.0～3.0%

Mgによって、Al-Mg-Cu系金属間化合物の生成、ならびに、 Mg_2Si 及び $MgZn_2$ の生成により、時効析出による強度向上に効果が図られる。Mgの好ましい含有量は、1.0～3.0%である。含有量が1.0%未満では、上記効果が不十分である。一方、3.0%を超えると、加工性の低下や犠牲陽極材の固相線温度（融点）低下による溶融の可能性が高まり、また、偏析が起こり易くなる。その結果、局部的に心材の融点が低下し、溶接時の入熱によって局部溶融を起こして溶接性が低下する。好ましいMg含有量は、1.2～2.5%である。

20

【0043】

Zn：2.0～6.0%

Znは、犠牲陽極材の電位を卑にすることができ、これにより心材との電位差を大きくすることができる。その結果、犠牲陽極効果による耐食性向上の効果が図られる。また、 $MgZn_2$ の時効析出による強度向上の効果も発揮する。Znの含有量は、2.0～6.0%である。含有量が2.0%未満では上記各効果が十分ではなく、6.0%を超えると、腐食速度が速くなり早期に犠牲陽極材が消失し、耐食性が低下する。好ましいZn含有量は、3.0～5.0%である。

【0044】

また、犠牲陽極材は、Ti及びVの少なくともいずれか一方を更に含有していてもよい。

30

Ti：0.02～0.30%

Tiによって、固溶強化により強度を向上させ、また耐食性を向上させる効果が図られる。Tiの好ましい含有量は、0.02～0.30%である。含有量が0.02%未満では強度及び耐食性の向上効果が十分に得られない場合がある。一方、含有量が0.30%を超えると巨大金属間化合物を形成し易くなり、塑性加工性を低下させる場合がある。より好ましいTi含有量は、0.10～0.20%である。

【0045】

V：0.02～0.30%

Vによって、固溶強化により強度を向上させ、また耐食性を向上させる効果が図られる。Vの好ましい含有量は、0.02～0.30%である。含有量が0.02%未満では、上記各効果が十分に得られない場合がある。一方、0.30%を超えると巨大金属間化合物を形成し易くなり、塑性加工性を低下させる場合がある。より好ましいV含有量は、0.10～0.20%である。

40

【0046】

犠牲陽極材の合金組成は以上の通りであるが、不可避免の不純物として、Cu、Mn、Zr、Cr、B、Ni等を各々0.05%以下で、かつ、全体として0.15%以下含有していてもよい。

【0047】

[3. ろう材]

50

ろう材は、通常使用されているAl-Si系合金ろう材を使用することができ、特に限定されるものではない。例えば、JIS 4343、4045又は4047の各合金（Al-7～13%Si）を使用することが好ましい。

【0048】

なお、ろう材中のSi粒子の微細化のため、Na及びSrの少なくとも一方を添加してもよい。それぞれの好ましい含有量は、いずれも0.003～0.020%である。また、それぞれのより好ましい含有量は、いずれも0.005～0.015%である。

【0049】

[4. 心材と犠牲陽極材との界面に存在するAl-Mg-Cu系金属間化合物]

本発明に係るアルミニウム合金ブレージングシートでは、長手方向（圧延方向）に平行で、かつ、厚さ方向に沿った断面における心材と犠牲陽極材との界面に存在するAl-Mg-Cu系金属間化合物が300個/mm以下に規制する。その理由を以下に示す。

【0050】

本発明に係るアルミニウム合金ブレージングシートは、心材にCuを含有し、犠牲陽極材にMgを含有している。熱間圧延で心材と犠牲陽極材をクラッドし金属的に結合された後の入熱工程、具体的には熱間圧延後にコイルに巻き取った後コイルが冷えるまでの間やその後の焼鈍工程中において、心材のCuが犠牲陽極材側へ、犠牲陽極材のMgが心材側へ相互に拡散する。これらの入熱工程における相互拡散時に、心材と犠牲陽極材の界面にAl-Mg-Cu系金属間化合物が形成されることを本発明者らは明らかにした。この金属間化合物の融点はアルミニウム合金の融点よりもかなり低く、500℃程度である。この金属間化合物が心材と犠牲陽極材の界面に多数存在した状態のまま電縫溶接を行うと、溶接時の入熱によってこの金属間化合物が溶融し、心材と犠牲陽極材の界面が剥がれてしまうことが判明した。

【0051】

更に本発明者らの検討により、このような界面剥がれ現象を抑制するためには、心材と犠牲陽極材の界面のAl-Mg-Cu系金属間化合物の密度を一定以下に抑制し、この金属間化合物が連続的に存在しないようにすることが必要であることが見出された。具体的には、ブレージングシートを例えばコイル状のような形状とした際における長手方向に平行で、かつ、厚さ方向に沿った断面での心材と犠牲陽極材との界面に存在するAl-Mg-Cu系金属間化合物の密度を、上記界面の単位長さ（mm）当たり300個以下とするものである。この密度が300個/mmを超えると、この金属間化合物が連続的に存在することになり、溶接時に心材／犠牲陽極材界面の剥がれ現象が発生する。この密度は、好ましくは200個/mm以下である。なお、この密度の下限値は特に限定するものではないが、合金組成及び製造方法によって自ずと決まるものであり、本発明では50個/mmを下限値とする。

【0052】

前記金属間化合物の密度を低くするための方法は大きく分けて2つあり、一つはこの金属間化合物がアルミニウム合金中に固溶する温度まで加熱（溶体化処理）する方法であり、もう一つは、この金属間化合物が形成される入熱工程時の入熱量を抑制する方法である。

【0053】

アルミニウム合金中に固溶する温度まで金属間化合物を加熱する方法では、アルミニウム合金ブレージングシートを400～550℃程度の高温に加熱することが必要であり、その温度まで加熱するとアルミニウム合金が再結晶する。後述するが、この再結晶化が起こると溶接割れの原因となるため、この方法は適切ではない。そのため、この金属間化合物が形成される入熱工程時の入熱量を抑制する方法を採用するのが、溶接時の剥がれ及び溶接割れのいずれも抑制することに有効である。入熱量を抑制する具体的な方法は、後述する熱間圧延工程での終了温度の制御、ならびに、焼鈍工程における焼鈍温度の制御によって行われる。

【0054】

[5. 心材と犠牲陽極材の組織]

また、本発明に係るアルミニウム合金ブレーシングシートでは、心材及び犠牲陽極材の組織は未再結晶組織とする。その理由を以下に示す。

【 0 0 5 5 】

心材と犠牲陽極材が焼鈍工程等で再結晶すると、結晶粒界が移動する際にアルミニウム合金中に存在する固溶元素（C u、M g、Z nなど）を掃き集めて結晶粒界にこれらの元素が高濃度に偏析する。固溶元素はアルミニウム合金の融点を低下させるため、元素が偏析した状態の結晶粒界は融点が低くなる。そのため、心材と犠牲陽極材が再結晶した材料を電縫溶接すると、溶接時の入熱で結晶粒界が優先的に溶解し、例えば管状に形成したブレーシングシートの端面同士の突合せ時の応力によって溶接割れが発生する。この溶接割れを防止するためには、心材と犠牲陽極材の組織を未再結晶組織とすることが必要である。

10

【 0 0 5 6 】

[6. 材料の機械的特性]

溶接する際には、材料を管状に成形して端面を精度よく突合わせることが必要である。ここで、材料の機械的特性が適正範囲外であると、管状に成形加工する際に適切な形状に成形加工できず、溶接性が低下する。成型加工性には、材料の 0. 2 % 耐力と伸びが重要である。

【 0 0 5 7 】

0. 2 % 耐力は、 $140 \sim 200 \text{ N/mm}^2$ の範囲が好ましい。0. 2 % 耐力が 140 N/mm^2 未満では、例えば端面を突合わせた際に、材料の先端が変形して端面同士が適合しない支障が生じる。一方、 200 N/mm^2 を超えると、管状に成形する際にスプリングバックが大きくなり、この場合においても端面同士が適合しない支障が生じる。より好ましい 0. 2 % 耐力は、 $150 \sim 190 \text{ N/mm}^2$ である。

20

【 0 0 5 8 】

伸びは、5 % 以上とするのが好ましい。伸びが 5 % 未満では管状に成形加工する際に局部変形が起こり易くなる。伸びは、より好ましくは 10 % 以上である。伸びの上限値は特に限定されるものではないが、合金組成や製造方法によって自ずと上限値が決まり、本発明では 20 % が上限値となる。

【 0 0 5 9 】

[7. アルミニウム合金ブレーシングシートの製造方法]

次に、本発明に係るアルミニウム合金ブレーシングシートの製造方法について説明する。

30

【 0 0 6 0 】

本発明に係るアルミニウム合金ブレーシングシートは、上記組成の合金の心材の一方の表面に A l - S i 系ろう材をクラッドし、心材の他方の表面に上述の組成の合金から形成された犠牲陽極材をクラッドすることで製造される。

【 0 0 6 1 】

まず、心材用及び犠牲陽極材用として、前記した所望の成分組成を有するアルミニウム合金をそれぞれ溶解し、鋳造し、その後必要に応じて均質化処理を行う。ろう材としては、所望の成分組成を有するアルミニウム合金を溶解し、鋳造し、その後の均質化処理は行わないものとする。

40

【 0 0 6 2 】

鋳造方法としては、通常の D C 鋳造法や C C 鋳造法が用いられる。心材に対しては、鋳塊の均質化処理を行わないか、行う場合は 550°C 以下で行う。 550°C を超えると、心材中に存在する M n 系金属間化合物が粗大化する。粗大化した M n 系金属間化合物がろう付時の再結晶の核になることで、ろう付後の心材の結晶粒が微細になり、ろうが心材の結晶粒界を浸透して浸食するろう拡散の不具合が発生し易くなる。均質化処理を行う場合のより好ましい心材の均質化処理温度は 530°C 未満である。均質化処理温度の下限値は、 450°C である。また、均質化処理時間は、2 ~ 10 時間、好ましくは 3 ~ 8 時間である

50

。2時間未満では、ろう付後の心材結晶粒を粗大化させるための効果が不十分となり、10時間を超えると、ろう付時の再結晶核が多くなり、ろう付後の心材の結晶粒が微細となる。

【0063】

犠牲陽極材の鋳塊に対しては、均質化処理を行わないことが好ましい。その理由は以下のとおりである。犠牲陽極材に均質化処理を行うと、犠牲陽極材中に存在するAl—Fe、Al—Fe—Si系金属間化合物が成長する。これらの成長した金属間化合物はろう付時にもAl中に溶けずに残っている可能性が高いため、ろう付後の冷却過程において、金属間化合物表面にMg₂Si、MgZn₂の安定相が析出し易くなる。その結果、時効析出に寄与しないMg、Zn量が増えて強度が低下する。

10

【0064】

次に、心材、犠牲陽極材及びろう材の鋳塊にそれぞれ面削を行った後、犠牲陽極材とろう材を熱間圧延により所望の厚さまでそれぞれ圧延する。犠牲陽極材とろう材の鋳塊の熱間圧延温度は、380～500℃である。そして、心材鋳塊に、熱間圧延した犠牲陽極材及びろう材をそれぞれ組み合わせ、この組み合わせ材を熱間圧延前に400～550℃に加熱し、次いで熱間圧延することによりクラッド材を作製する。熱間圧延前の加熱温度が400℃未満であると、皮材（犠牲陽極材）と心材との圧着が困難となる。また、熱間圧延前の加熱温度が550℃を超えると、心材中に存在するMn系金属間化合物が粗大化し、ろう付後の心材の結晶粒が微細になるとともに、犠牲陽極材表面に強固なMgO酸化皮膜が形成され、熱間圧延時の心材と犠牲陽極材の圧着が困難となる。より好ましい熱間圧延前の加熱温度は420～530℃である。また、上記熱間圧延前の加熱時間は、1～10時間、好ましくは2～8時間である。1時間未満では、組み合わせ材の温度が不均一になる虞があり、熱間圧延時の圧着が困難となり、10時間を超えとろう付時の再結晶の核が多くなり、ろう付後の心材の結晶粒が微細となる。

20

【0065】

更に、熱間圧延開始温度は400～530℃、熱間圧延終了温度は200～320℃とする。上述のように、このように終了温度を規定することによって、Al—Mg—Cu系金属間化合物が形成される入熱量を抑制してこの金属間化合物の密度を低くすることが可能となる。すなわち、巻き取った後のコイルが高温で保持される過程において、心材／犠牲陽極材の界面でのAl—Mg—Cu系化合物の形成を抑制するものである。熱間圧延の終了温度が200℃未満であると、熱間圧延時に用いた圧延油が焼き付くなどの問題が生じる。熱間圧延の終了温度が320℃を超えると、クラッド材をコイルに巻いた後において、心材／犠牲陽極材の界面でAl—Mg—Cu系金属間化合物が形成され、この金属間化合物が連続的に存在する割合が増加する。熱間圧延における好ましい終了温度は、230～300℃である。

30

【0066】

次いで、上記熱間圧延したクラッド材を冷間圧延し、焼鈍を行う。バッチ焼鈍では、焼鈍温度は230～320℃、好ましくは250～300℃とする。このように焼鈍温度を規定することによって、Al—Mg—Cu系金属間化合物が形成される入熱量を抑制してこの化合物の密度を低くすることが可能となる。すなわち、320℃を超えると、心材／犠牲陽極材の界面においてAl—Mg—Cu系化合物が形成され、この金属間化合物が連続的に存在する割合が増加してしまう。一方、焼鈍温度が230℃未満であると、素材強度が高くなり、溶接時の成形性が低下する。また、焼鈍保持時間は、1～8時間、好ましくは2～5時間とする。焼鈍保持時間が1時間未満ではコイル内の温度が不均一となり、素材の機械的特性のばらつきが大きくなり、8時間を超えると犠牲陽極材のZnが心材へ拡散し、ろう付後の耐食性が低下する虞がある。一方、CALを用いた連続焼鈍では、焼鈍温度は、250～400℃、好ましくは280～380℃とする。また、焼鈍保持時間は、0～50秒、好ましくは10～30秒である。焼鈍温度と焼鈍時間の上下限を限定した理由はバッチ焼鈍の場合と同じである。なお、連続焼鈍において、焼鈍保持時間が0秒とは、焼鈍温度に達した直後に冷却することを意味する。

40

50

【0067】

焼鈍を行うタイミングとしては、最終板厚まで冷間圧延した後に行なう最終焼鈍のみとするパターンとしてもよい。一方、これに代わって、冷間圧延の途中で中間焼鈍を行い、その後に5～40%の圧延率で最終冷間圧延を行ない、更にその後に最終焼鈍を行なうパターンとしてもよい。いずれのパターンにおいても、材料の調質としてはH2nとなる。

【0068】

最終焼鈍を行わないと、素材の0.2%耐力が高く、且つ、素材の伸びが低くなって、溶接時の成形性が低下してしまう。また、素材の0.2%耐力と伸びを適正範囲とするためには、最終焼鈍に加えて中間焼鈍も行なうのが好ましい。

【0069】

焼鈍の方法として、バッチ式焼鈍炉を用いたバッチ焼鈍、CALを用いた連続焼鈍が採用されるが、本発明においてはバッチ焼鈍が好ましい。その理由としては、前述したように、心材と犠牲陽極材の組織及び界面の金属間化合物分布を適正にするために焼鈍温度を低く抑制する必要があるが、連続焼鈍では焼鈍時の通板時間（焼鈍時間）が短く、低温での焼鈍時にアルミニウム合金ブレイジングシートのコイル長手及び幅方向における全体の温度を均一に制御し難いからである。

【0070】

なお、本発明に係るアルミニウム合金ブレイジングシートの厚さ、各層のクラッド率は特に限定されるものではない。例えば上述のようなラジエータ、ヒーターなどに使用されるチューブ材では、約0.3mm程度以下、好ましくは0.15～0.3mm程度の薄肉ブレイジングシートとすることができる。この場合、犠牲陽極材層及びろう材層のクラッド率は、それぞれ5～20%である。また、インタークーラなどのチューブ材として使用する場合には、0.2～0.8mm程度のブレイジングシートとすることができる。この場合、犠牲陽極材層及びろう材層のクラッド率は、それぞれ3～15%程度である。

【0071】

以上説明した本発明に係るアルミニウム合金ブレイジングシートは、肉薄でありながら優れた溶接性となろう付後強度を得ることができる。従って、本実施形態によれば、特に自動車用熱交換器の流体通路構成材として好適に使用できるアルミニウム合金ブレイジングシートを得ることができる。

【実施例】

【0072】

次に、本発明のアルミニウム合金ブレイジングシートの実施例について、その特許請求の範囲から外れる比較例と比較して具体的に説明するが、本発明はこれに制限されるものではない。

【0073】

先ず、表1に示す合金組成の心材合金、ならびに、表2に示す合金組成の犠牲陽極材合金をそれぞれ金型鑄造により鑄造し、各々両面を面削して仕上げた。なお、表1及び表2の合金組成において、「—」は検出限界以下であることを示すものであり、「残部」は不可避的不純物を含む。

【0074】

【表 1】

表 1

合金 記号	合金組成 (mass%)										
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Zr	Cr	V	Al
A1	0.2	0.20	0.8	1.1	—	—	0.10	—	—	—	残部
A2	1.0	0.20	0.4	1.1	—	—	—	0.10	—	—	残部
A3	0.5	0.20	1.2	0.3	—	—	—	—	0.10	—	残部
A4	0.5	0.05	0.8	1.8	—	—	—	—	—	0.10	残部
A5	0.5	0.40	0.8	1.1	—	—	0.1	0.01	0.01	0.01	残部
A6	0.5	0.20	0.8	1.1	—	—	0.02	—	—	—	残部
A7	0.5	0.20	0.8	1.1	—	—	0.30	0.02	—	—	残部
A8	0.5	0.20	0.8	1.1	—	—	—	0.30	0.02	—	残部
A9	0.5	0.20	0.8	1.1	—	—	—	—	0.30	0.02	残部
A10	0.5	0.20	0.8	1.1	—	—	—	—	—	0.30	残部
A11	0.5	0.20	0.8	1.1	0.05	—	—	—	—	—	残部
A12	0.5	0.20	0.8	1.1	0.60	—	—	—	—	—	残部
A13	0.1	0.20	0.8	0.2	—	—	0.40	—	—	—	残部
A14	1.2	0.50	0.8	1.1	—	—	—	0.40	—	—	残部
A15	0.5	0.20	0.3	1.1	—	—	—	—	0.40	—	残部
A16	0.5	0.20	1.4	2.0	—	—	0.15	—	—	0.40	残部
A17	0.5	0.20	0.8	1.1	0.70	—	—	—	—	—	残部

【0075】

【表 2】

表 2

合金 記号	合金組成 (mass%)										
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Zr	V	Cr	Al
B1	0.05	0.15	—	—	1.8	4.0	—	—	—	—	残部
B2	0.50	0.01	—	—	1.8	4.0	—	—	—	—	残部
B3	0.05	0.30	—	—	1.0	4.0	—	—	—	—	残部
B4	0.30	0.15	—	—	3.0	2.0	—	—	—	—	残部
B5	0.30	0.15	—	—	1.8	6.0	—	—	—	—	残部
B6	0.30	0.15	—	—	1.8	4.0	0.02	—	—	—	残部
B7	0.30	0.15	—	—	1.8	4.0	0.30	—	0.02	—	残部
B8	0.30	0.15	—	—	1.8	4.0	—	—	0.30	—	残部
B9	0.02	0.15	—	—	0.8	4.0	—	—	—	—	残部
B10	0.60	0.40	—	—	1.8	4.0	0.40	—	—	—	残部
B11	0.30	0.15	—	—	1.8	1.0	—	—	0.40	—	残部
B12	0.30	0.15	—	—	3.5	7.0	—	—	—	—	残部

【0076】

ろう材には J I S 4 0 4 5 合金を用い、ろう材と犠牲陽極材の鋳塊を 5 0 0 ℃の熱間圧延によりそれぞれ所望の厚さまで圧延し、それぞれの板材を作製した。この際、犠牲陽極材の均質化処理は行わなかった。

【0077】

10

20

30

40

50

心材鋳塊は均質化処理を行わず、これに上記熱間圧延したろう材、犠牲陽極材を、ろう材－心材－犠牲陽極材の組み合わせでクラッドした。ろう材のクラッド率は10%、犠牲陽極材のクラッド率は15%とした。このようなクラッド材を、500℃で2時間加熱を行った後に、開始温度480℃、終了温度は表3に示す条件で熱間圧延を行った。次いで、熱間圧延材を冷間圧延した後に、冷間圧延材に対してバッチ式焼鈍炉で表3に示す条件で中間焼鈍を行い（製造工程8では中間焼鈍を行っていない）、最終板厚が0.25mmまで最終冷間圧延を行なった。最後に、バッチ式焼鈍炉で表3に示す条件にて最終焼鈍を行い（製造工程13、14では最終焼鈍を行っていない）、アルミニウム合金ブレージングシート（調質：H2n）の供試材を作製した。なお、中間焼鈍を実施する場合は、中間焼鈍板厚から最終板厚までの圧延率を30%とした。製造工程No. 13、14では最終焼鈍を実施していないため、板材の調質はH1nとなる。

10

【0078】

【表3】

表3

製造工程 No.	熱間圧延の 終了温度	中間焼鈍	最終焼鈍
1	200℃	270℃	270℃
2	320℃	270℃	270℃
3	280℃	230℃	270℃
4	280℃	320℃	270℃
5	280℃	270℃	230℃
6	280℃	270℃	320℃
7	280℃	200℃	270℃
8	280℃	－	270℃
9	180℃	340℃	270℃
10	280℃	370℃	270℃
11	340℃	270℃	340℃
12	280℃	270℃	370℃
13	280℃	270℃	－
14	280℃	370℃	－

20

30

【0079】

上記のようにして作製したアルミニウム合金ブレージングシートの各供試材（試験材No. 1～38）について、Al－Mg－Cu系金属間化合物の分布、心材と犠牲陽極材の組織、機械的特性（0.2%耐力及び伸び）、電縫溶接性、ろう付後強度、ろう付性（フィン接合率、耐エロージョン性及び耐溶融性）、ならびに、冷却水側の耐食性について、下記に示す方法で評価した。結果を表4～6に示す。

40

【0080】

【表 4】

表 4

	合金記号		表3 における 製造 工程 No.	Al-Mg-Cu 系化合物 分布 個/mm	組織		機械的特性				電縫 溶接 性	ろう付相当 加熱後の強度		フィン 接合率		耐エロージョン性及び 耐溶融性			冷却 水側 の 耐食 性	備考	
	心材	犠牲 陽極 材			心材	犠牲 陽極材	0.2%耐力 (N/mm ²)	評価	伸び (%)	評価		引張強さ (N/mm ²)	評価	接合率 (%)	評価	エロー ジョン 発生の 有無	材料 溶融 発生の 有無	評価			
本 発 明 例	1	A1	B1	1	161	未再結晶	未再結晶	158	○	13	○	○	171	○	100	○	無	無	○	○	
	2	A2	B1	1	125	未再結晶	未再結晶	159	○	15	○	○	183	○	100	○	無	無	○	○	
	3	A3	B1	1	214	未再結晶	未再結晶	186	○	11	○	○	190	○	100	○	無	無	○	○	
	4	A4	B1	1	161	未再結晶	未再結晶	172	○	13	○	○	181	○	100	○	無	無	○	○	
	5	A5	B1	1	179	未再結晶	未再結晶	169	○	13	○	○	177	○	100	○	無	無	○	○	
	6	A6	B1	1	161	未再結晶	未再結晶	170	○	13	○	○	179	○	100	○	無	無	○	○	
	7	A7	B1	1	161	未再結晶	未再結晶	172	○	12	○	○	185	○	100	○	無	無	○	○	
	8	A8	B1	1	179	未再結晶	未再結晶	171	○	12	○	○	184	○	100	○	無	無	○	○	
	9	A9	B1	1	179	未再結晶	未再結晶	171	○	13	○	○	185	○	100	○	無	無	○	○	
	10	A10	B1	1	179	未再結晶	未再結晶	173	○	12	○	○	183	○	100	○	無	無	○	○	
	11	A11	B1	1	196	未再結晶	未再結晶	171	○	13	○	○	185	○	100	○	無	無	○	○	
	12	A12	B1	1	250	未再結晶	未再結晶	203	○	10	○	○	223	○	96	○	無	無	○	○	
	13	A13	B1	1	179	未再結晶	未再結晶	153	○	15	○	○	162	×	100	○	無	無	○	○	G.C.発生
	14	A14	B1	1	169	未再結晶	未再結晶	183	○	11	○	×	208	○	100	○	有	有	×	○	G.C.発生
	15	A15	B1	1	125	未再結晶	未再結晶	142	○	16	○	○	161	×	100	○	無	無	○	○	G.C.発生
	16	A16	B1	1	268	未再結晶	未再結晶	207	○	8	○	×	206	○	100	○	無	有	×	○	G.C.発生
	17	A17	B11	1	250	未再結晶	未再結晶	204	○	9	○	○	232	○	89	×	無	有	×	×	G.C.発生
比 較 例																					

【表 5】

表5

	合金記号		表3 における 製造 工程 No.	Al-Mg-Cu 系化合物 分布 個/mm	組織		素材の機械的特性				電溶接 性	ろう付相当 加熱後の強度		フィン 接合率		耐エロージョン性及び 耐溶融性			冷却 水側の 耐食 性	備考	
	心材	犠牲 陽極材			心材	犠牲 陽極材	0.2%耐力 (N/mm ²)	評価	伸び (%)	評価		引張強さ (N/mm ²)	評価	接合率 (%)	評価	エロ- ジョン 発生有無	材料 溶融 発生有無	評価			
本発明例	18	A6	B2	1	161	未再結晶	未再結晶	171	○	13	○	○	183	○	100	○	無	無	○	○	
	19	A6	B3	1	143	未再結晶	未再結晶	164	○	13	○	○	170	○	100	○	無	無	○	○	
	20	A6	B4	1	250	未再結晶	未再結晶	180	○	14	○	○	201	○	100	○	無	無	○	○	
	21	A6	B5	1	161	未再結晶	未再結晶	170	○	13	○	○	184	○	100	○	無	無	○	○	
	22	A6	B6	1	179	未再結晶	未再結晶	170	○	13	○	○	182	○	100	○	無	無	○	○	
	23	A6	B7	1	161	未再結晶	未再結晶	172	○	13	○	○	185	○	100	○	無	無	○	○	
	24	A6	B8	1	179	未再結晶	未再結晶	171	○	12	○	○	184	○	100	○	無	無	○	○	
	25	A6	B9	1	107	未再結晶	未再結晶	160	○	12	○	○	164	×	100	○	無	無	○	○	
比較例	26	A6	B10	1	179	未再結晶	未再結晶	173	○	13	○	×	187	○	100	○	無	無	○	×	G.C.発生
	27	A6	B11	1	179	未再結晶	未再結晶	171	○	13	○	○	185	○	100	○	無	無	○	×	G.C.発生
	28	A6	B12	1	286	未再結晶	未再結晶	184	○	14	○	×	210	○	100	○	無	有	×	×	

【0082】

10

20

30

40

【表 6】

表6

	合金記号		表3 における 製造 工程 No.	Al-Mg-Cu 系化合物 分布 個/mm	組織		素材の機械的特性				電縫 溶接 性	ろう付相当 加熱後の強度		フィン 接合率		耐エロージョン性及び 耐溶融性			冷却 水側 の耐食 性	備考
	心材	犠牲 陽極材			心材	犠牲 陽極材	0.2%耐力 (N/mm ²)	評価	伸び (%)	評価		引張強さ (N/mm ²)	評価	接合率 (%)	評価	エロ- ジョン 発生の 有無	材料 溶融 発生の 有無	評価		
本 発 明 例	29	A1	B1	2	268	未再結晶	未再結晶	161	○	14	○	○	○	100	○	無	無	○	○	
	30	A1	B1	3	179	未再結晶	未再結晶	170	○	12	○	○	○	100	○	無	無	○	○	
	31	A1	B1	4	268	未再結晶	未再結晶	145	○	14	○	○	○	100	○	無	無	○	○	
	32	A1	B1	5	161	未再結晶	未再結晶	176	○	12	○	○	○	100	○	無	無	○	○	
	33	A1	B1	6	286	未再結晶	未再結晶	142	○	15	○	○	○	100	○	無	無	○	○	
	34	A3	B1	7	196	未再結晶	未再結晶	192	○	11	○	○	○	100	○	無	無	○	○	
	35	A3	B1	8	179	未再結晶	未再結晶	197	○	10	○	○	○	100	○	無	無	○	○	
	36	A1	B1	9	321	未再結晶	再結晶	140	○	16	○	×	○	100	○	無	無	○	○	
比 較 例	37	A1	B1	10	339	再結晶	再結晶	151	○	7	○	×	○	100	○	無	無	○	○	
	38	A1	B1	11	339	未再結晶	再結晶	138	×	16	○	×	○	100	○	無	無	○	○	
	39	A1	B1	12	357	再結晶	再結晶	68	×	11	○	×	○	100	○	無	無	○	○	
	40	A1	B1	13	143	未再結晶	未再結晶	235	×	4	×	×	○	100	○	無	無	○	○	
	41	A1	B1	14	321	再結晶	再結晶	220	×	2	×	×	○	100	○	無	無	○	○	

〔a〕 Al-Mg-Cu系金属間化合物の分布密度（個/mm）：

1. 作製した供試材のコイルの長手方向（圧延方向）に平行で、かつ、厚さ方向に沿った断面を研磨し、走査型電子顕微鏡によって心材／犠牲陽極材の界面を観察することによって、Al-Mg-Cu系金属間化合物の分布密度を測定した。各供試材について3箇所測定し、その算術平均値を分布密度とした。

【0084】

〔b〕心材及び犠牲陽極材の組織：

作製した供試材のコイルの長手方向（圧延方向）に平行で、かつ、厚さ方向に沿った断面を鏡面研磨した後、パーカーエッチングを行い、心材と犠牲陽極材の組織を光学顕微鏡を用いて観察した。それぞれの層について、再結晶粒が形成されているものを再結晶組織、再結晶粒が形成されず繊維状組織を呈しているものを未再結晶組織とした。

10

【0085】

〔c〕機械的特性＜0.2%耐力（N/mm²）、伸び（%）＞：

引張速度10mm/min、ゲージ長50mmの条件で、JIS Z2241に従って、常温にて引張試験を実施し、0.2%耐力（N/mm²）と伸び（%）を測定した。

【0086】

〔d〕電縫溶接性：

作製した供試材のコイルから、その長手方向（圧延方向）に沿った幅が35mmとなるように、長手方向に直交してスリットすることにより、縫溶接用のコイル材を切り取った。そして、このコイル材の長さ方向の両端同士を電縫溶接して、幅16mmの偏平チューブを作製した。得られたチューブの断面を光学顕微鏡（倍率：200倍）で観察し、溶接割れや犠牲陽極材の剥がれの有無を調査した。また、偏平チューブの耐圧試験を実施し、耐圧強度（チューブが破壊する強度）を測定した。溶接割れ及び犠牲陽極材の剥がれがなく、且つ、耐圧強度が5.0MPa以上のものを電縫溶接性が良好「○」とした。一方、溶接割れ及び犠牲陽極材の剥がれのいずれかが発生した場合、ならびに、耐圧強度が5.0MPa未満の場合について、少なくともいずれかの場合が発生したもののについては、電縫溶接性が不十分「×」とした。

20

【0087】

〔e〕ろう付後の引張強さ（N/mm²）：

作製した供試材を600℃×3分のろう付相当加熱後、50℃/minの冷却速度で冷却し、その後、室温で1週間放置した。このサンプルを引張速度10mm/min、ゲージ長50mmの条件で、JIS Z2241に従って常温にて引張試験を実施し、引張強さを測定した。この引張強さが170N/mm²以上のものを「○」、それ未満のものを「×」とした。

30

【0088】

〔f〕フィン接合率（ろう付性）：

JIS3003合金に2.5%のZnを添加した合金のフィン材をコルゲート成形し、ブレイジングシート供試材のろう材面と合わせた。その後、これを10%のフッ化物フラックス懸濁液中に浸漬し、200℃で乾燥後に600℃×3分のろう付加熱を行って試験コアを作製した。この試験コアにおいて、フィンの全山数に対する接合したフィンの山数の割合をフィン接合率とした。フィン接合率が95%以上のものはろう付性が良好「○」とし、95%未満のものはろう付性が不十分「×」とした。

40

【0089】

〔g〕耐エロージョン性及び耐溶融性（ろう付性）：

上記〔f〕で作製した試験コア断面のミクロ観察を光学顕微鏡を用いて行い、心材や犠牲陽極材におけるエロージョン（ろう拡散）や材料の溶融発生の有無を観察した。エロージョン及び材料溶融がともに発生していない場合を「○」とし、エロージョン及び材料溶融のいずれか又は両方が発生した場合を「×」とした。

【0090】

〔h〕冷却水側の耐食性評価：（熱交換器の冷却水・冷媒側）

50

上記〔f〕に記載の引張試験試料と同様のブレージングシート供試材を用いて、熱交換器の冷却水（冷媒側）側の耐食性を以下の様に評価した。600℃×3分のろう付加熱を行った後、ろう材側をシールし、 Cl^- 500 ppm、 SO_4^{2-} 100 ppm、 Cu^{2+} 10 ppmを含む88℃の高温水中で8時間、室温放置で16時間のサイクル浸漬試験を3か月実施した。その後、各供試材について最大孔食深さを測定した。最大孔食深さが0.1mm以下の場合を「○」とし、0.1mmを超えた場合を「×」とした。

【0091】

本発明例1～12、18～24及び29～35では、Al-Mg-Cu系金属間化合物の分布及び心材と犠牲陽極材の組織が適切であり、また素材の機械的特性（0.2%耐力、伸び）が適正範囲内にあって溶接性が良好であり、電縫溶接性が良好であり、ろう付後の引張強さが170N/mm²以上と高く、フィン接合率が高く、耐エロージョン性と耐溶解性も良好であった。また、犠牲材面（冷却水側）の耐食性も良好であった。

10

【0092】

これに対して、比較例は以下に示すような結果となった。

なお、本発明の心材、犠牲陽極材の合金系において、それぞれの再結晶温度は犠牲陽極材が心材より低いため、同一焼鈍条件において、犠牲陽極材が未再結晶組織、心材が再結晶組織の組み合わせとなる供試材を作製することはできなかった。

比較例13では、心材のSiの含有量が少な過ぎ、かつ、Mnの含有量も少な過ぎたため、ろう付後強度が低かった。またTiの含有量也多過ぎたため、巨大金属間化合物（G.C.）が発生した。

20

【0093】

比較例14では、心材のSiの含有量が多過ぎたため、溶接時に局部溶解が起こり、電縫溶接性が不合格であった。また、心材の融点が低下し、ろう付時に材料溶解が発生した。更に心材のFeの含有量が多過ぎ、ろう付後の心材の結晶粒が微細となったため、エロージョンが発生した。更に、Zrの含有量が多過ぎたため、巨大金属間化合物が発生した。

【0094】

比較例15では、心材のCu含有量が少な過ぎたため、ろう付後の強度が低かった。またCrの含有量が多過ぎたため、巨大金属間化合物が発生した。

【0095】

30

比較例16では、心材のCuの含有量が多過ぎたため、溶接時に局部溶解が起こり、電縫溶接性が不合格であった。また、心材の融点が低下し、ろう付時に材料溶解が発生した。更にVの含有量が多過ぎたため、巨大金属間化合物が発生した。

【0096】

比較例17では、心材のMg含有量が多過ぎたため、フィン接合率が低かった。また犠牲陽極材のZn含有量が少な過ぎたため、冷却水側の耐食性が不十分であった。更に犠牲陽極材のVの含有量が多過ぎたため、巨大金属間化合物が発生した。また、心材のMg含有量が多過ぎたため、心材の融点が低下し、ろう付時に材料溶解が発生した。

【0097】

比較例25では、犠牲陽極材のSi及びMgの含有量が少な過ぎたため、ろう付後の強度が低かった。

40

【0098】

比較例26では、犠牲陽極材のFeの含有量が多過ぎ、またTiの含有量が多過ぎたため、巨大金属間化合物が発生し、冷却水側の耐食性に劣った。また、犠牲陽極材のSiの含有量が多過ぎたため、溶接時に局部溶解が起こった。その結果、電縫溶接性に劣った。

【0099】

比較例27では、犠牲陽極材のZn含有量が少な過ぎ、またVの含有量が多過ぎたため、巨大金属間化合物が発生した。その結果、冷却水側の耐食性に劣った。

【0100】

比較例28では、犠牲陽極材のMgが多過ぎたため、溶接時に局部溶解が起こり、電縫

50

溶接性が不合格であった。更に、犠牲陽極材の融点が低下し、ろう付時に材料溶融が発生したため、冷却水側の耐食性に劣った。

【0101】

比較例36では、熱間圧延の終了温度が低過ぎたため、圧延油の焼きつきが生じた。また中間焼鈍の温度が高過ぎたため、心材／犠牲陽極材の界面に形成されたAl-Mg-Cu系金属間化合物の密度が高く、溶接時に犠牲陽極材の剥がれが発生し、電縫溶接性が不合格であった。また、犠牲陽極材の組織が再結晶組織となっており、溶接時に粒界割れが発生し、これも電縫溶接性が不合格となる原因となった。

【0102】

比較例37では、中間焼鈍の温度が高過ぎた。その結果、心材／犠牲陽極材の界面に形成されたAl-Mg-Cu系金属間化合物の密度が高く、溶接時に犠牲陽極材の剥がれが発生し、電縫溶接性が不合格であった。また、心材及び犠牲陽極材の組織が再結晶組織となっており、溶接時に粒界割れが発生し、これも電縫溶接性が不合格となる原因となった。

10

【0103】

比較例38では、熱間圧延の終了温度が高過ぎ、また最終焼鈍の温度が高過ぎた。その結果、心材／犠牲陽極材の界面に形成されたAl-Mg-Cu系金属間化合物の密度が高く、溶接時に犠牲陽極材の剥がれが発生した。また、犠牲陽極材の組織が再結晶組織となっており、溶接時に粒界割れが発生し、電縫溶接性が不合格であった。更に、0.2%耐力が低くなったため、溶接時の材料端面の突合せ精度が低下した。これも電縫溶接性が不合格となる原因となった。

20

【0104】

比較例39では、最終焼鈍の温度が高過ぎた。その結果、心材／犠牲陽極材の界面に形成されたAl-Mg-Cu系金属間化合物の密度が高く、溶接時に犠牲陽極材の剥がれが発生し、電縫溶接性が不合格であった。また、心材及び犠牲陽極材の組織が再結晶組織となっており、溶接時に粒界割れが発生し、これも電縫溶接性が不合格となる原因となった。更に、0.2%耐力が低くなったため、溶接時の材料端面の突合せ精度が低下した。これも電縫溶接性が不合格となる原因となった。

【0105】

比較例40では、最終焼鈍を行わなかった。その結果、0.2%耐力が高くなり、伸びも小さくなり、電縫溶接性が不合格となった。

30

【0106】

比較例41では、中間焼鈍の温度が高過ぎ、かつ、最終焼鈍を行わなかった。その結果、心材／犠牲陽極材の界面に形成されたAl-Mg-Cu系金属間化合物の密度が高く、溶接時に犠牲陽極材の剥がれが発生し、電縫溶接性が不合格であった。また、心材及び犠牲陽極材の組織が再結晶組織となっており、溶接時に粒界割れが発生し、これも電縫溶接性が不合格となる原因となった。更に、0.2%耐力が高くなり、伸びも小さくなり、電縫溶接性が不合格となった。

【産業上の利用可能性】

【0107】

40

本発明により、肉薄でありながら溶接性とろう付後強度に優れたアルミニウム合金ブレーシングシートが得られ、また、これを用いた自動車用等の熱交換器は、軽量で熱伝導性に優れ、かつ、ろう付後の強度が優れていることにより、熱交換器の寿命を延ばすことができる。

【符号の説明】

【0108】

10・・・アルミニウム合金ブレーシングシート

11・・・心材

12・・・ろう材

13・・・犠牲陽極材

50

【図 1】

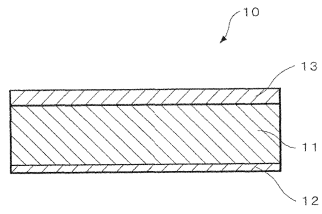


図 1

フロントページの続き

(51)Int.Cl.		F I		
B 2 1 B	3/00	(2006.01)	B 2 3 K	20/04 F
B 2 1 B	1/22	(2006.01)	B 2 3 K	1/00 S
C 2 2 F	1/00	(2006.01)	B 2 3 K	1/19 D
B 2 3 K	101/14	(2006.01)	B 2 1 B	3/00 J
B 2 3 K	103/10	(2006.01)	B 2 1 B	1/22 B
			C 2 2 F	1/00 6 2 3
			C 2 2 F	1/00 6 2 7
			C 2 2 F	1/00 6 3 0 A
			C 2 2 F	1/00 6 3 0 K
			C 2 2 F	1/00 6 3 0 M
			C 2 2 F	1/00 6 4 0 A
			C 2 2 F	1/00 6 5 0 F
			C 2 2 F	1/00 6 5 1 A
			C 2 2 F	1/00 6 8 2
			C 2 2 F	1/00 6 8 3
			C 2 2 F	1/00 6 8 5 Z
			C 2 2 F	1/00 6 8 6 Z
			C 2 2 F	1/00 6 9 1 B
			C 2 2 F	1/00 6 9 1 C
			C 2 2 F	1/00 6 9 4 B
			C 2 2 F	1/00 6 9 4 A
			B 2 3 K	101:14
			B 2 3 K	103:10

- (56)参考文献 特開平8-291353 (JP, A)
 特開平8-291354 (JP, A)
 特開平9-95749 (JP, A)
 特開2011-241440 (JP, A)
 特開2009-024221 (JP, A)
 特開2009-022981 (JP, A)
 特開2010-209445 (JP, A)
 特開2004-017116 (JP, A)
 米国特許第06261706 (US, B1)

- (58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
 C 2 2 C 21/00-21/18
 C 2 2 F 1/00-1/18
 B 2 1 B 1/00-11/00
 B 2 3 K 1/00-3/08
 B 2 3 K 20/00-20/26