

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第6317608号
(P6317608)

(45) 発行日 平成30年4月25日(2018.4.25)

(24) 登録日 平成30年4月6日(2018.4.6)

(51) Int.Cl.	F 1
C 2 2 C 21/00 (2006.01)	C 2 2 C 21/00 E
B 2 3 K 35/22 (2006.01)	C 2 2 C 21/00 J
B 2 3 K 35/28 (2006.01)	C 2 2 C 21/00 K
B 3 2 B 15/01 (2006.01)	C 2 2 C 21/00 D
C 2 2 F 1/04 (2006.01)	B 2 3 K 35/22 3 1 0 E
請求項の数 5 (全 19 頁) 最終頁に続く	

(21) 出願番号	特願2014-74200 (P2014-74200)	(73) 特許権者	000001199
(22) 出願日	平成26年3月31日(2014.3.31)		株式会社神戸製鋼所
(65) 公開番号	特開2015-196859 (P2015-196859A)		兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号
(43) 公開日	平成27年11月9日(2015.11.9)	(74) 代理人	110001807
審査請求日	平成28年9月1日(2016.9.1)		特許業務法人磯野国際特許商標事務所
		(74) 代理人	100064414
			弁理士 磯野 道造
		(74) 代理人	100111545
			弁理士 多田 悦夫
		(74) 代理人	100123249
			弁理士 富田 哲雄
最終頁に続く			

(54) 【発明の名称】 アルミニウム合金積層板

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

心材の少なくとも一側面に犠牲材をクラッドしたアルミニウム合金積層板であって、前記心材は、Mn：0.5～1.8質量%、Si：0.4～1.5質量%、Cu：0.05～1.2質量%を含有するとともに、Fe：1.0質量%以下、Ti：0.3質量%以下のうち少なくとも1種を含有し、Mg：1.0質量%以下をさらに含有し、残部がAlおよび不可避免的不純物であり、

前記心材は、粒径0.01～0.5μmの分散粒子の数密度が30～80個/μm³であることを特徴とするアルミニウム合金積層板。

【請求項 2】

前記心材は、Cr：0.02～0.4質量%、Zr：0.02～0.4質量%のうち少なくとも1種をさらに含有することを特徴とする請求項1に記載のアルミニウム合金積層板。

【請求項 3】

前記心材は、Zn：1.0質量%以下をさらに含有することを特徴とする請求項1または請求項2に記載のアルミニウム合金積層板。

【請求項 4】

板厚が0.2mm以下であることを特徴とする請求項1乃至請求項3のいずれか一項に記載のアルミニウム合金積層板。

【請求項 5】

前記アルミニウム合金積層板のろう付け相当の加熱後の組織として、
前記心材は、圧延方向の縦断面における圧延方向の平均結晶粒径が50 μm以上であり

、
前記心材は、結晶粒の平均アスペクト比（圧延方向の平均結晶粒径／板厚方向の平均結晶粒径）が3.0以上であり、

前記心材は、傾角5～15°の小傾角粒界の割合が10.0%以下であることを特徴とする請求項1乃至請求項4のいずれか一項に記載のアルミニウム合金積層板。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、自動車等の熱交換器に使用されるアルミニウム合金積層板に関する。

【背景技術】

【0002】

一般に、自動車用熱交換器であるラジエータ、エバポレータ、コンデンサ等の冷媒通路に用いるチューブ材として、心材の片面または両面にろう材、犠牲材をクラッドした種々のアルミニウム合金積層板（以下、適宜「積層板」という）が使用されている。

この積層板は、熱交換器のチューブ材として好適に適用されるために、所定以上の強度、耐食性、耐エロージョン性、疲労特性等を有する必要があるが、この点に着目した技術が、これまでも数多く提案されている。

【0003】

例えば、特許文献1には、心材において所定の大きさ（0.02～0.2 μm）の金属間化合物の数密度を10～2000個/μm³に制限した積層板が開示されている。この技術によると、金属間化合物の数密度を制限することにより、積層板のろう付け後強度、耐食性を向上させることができる。

また、特許文献2には、心材において所定の大きさ（0.01～0.1 μm）の金属間化合物を2 μm×2 μm視野で5個以下に制限した積層板が開示されている。この技術によると、金属間化合物の所定視野における数を制限することにより、積層板の成形性を損なうことなく耐エロージョン性を向上させることができる。

また、特許文献3には、心材において0.1～0.5 μmの範囲の析出物の平均数密度を150個/μm³以下とした積層板が開示されている。この技術によると、析出物の平均数密度を制限することにより、積層板の疲労特性を改善させることができる。

【0004】

また、特許文献4には、心材においてCuを0.5質量%を超え1.0質量%以下に制限し、圧延方向の結晶粒径を150～200 μmに制限した積層板が開示されている。この技術によると、心材のCu含有量および結晶粒径を制御することにより、積層板の疲労特性を向上させることができる。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0005】

【特許文献1】特開平8-246117号公報

【特許文献2】特開2002-126894号公報

【特許文献3】特開2009-191293号公報

【特許文献4】特開2003-82427号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

しかしながら、近年における自動車等の熱交換器の軽量化の流れの中で、さらなるチューブ材の薄肉化（現状0.2 mmを超え0.2 mm以下）が求められており、当該薄肉化に伴う、強度および耐エロージョン性の低下を防止する必要がある。つまり、積層板の強度および耐エロージョン性のさらなる向上が求められている。

10

20

30

40

50

加えて、自動車等の熱交換器に使用される冷媒の圧力は、従来よりも高く設定されるようになってきており、熱交換器のチューブ材はこのような厳しい使用条件に耐え得るよう、疲労特性（疲労寿命）についてもさらなる向上が求められている。

さらに、疲労特性の向上といっても、熱交換器のチューブ材の弾性域内での疲労寿命（詳細には、弾性域内での繰り返し応力下で示される疲労寿命）だけでなく、さらにひずみ量を大きくし、チューブ材の塑性域内での疲労寿命（詳細には、塑性域内での繰り返し応力下で示される疲労寿命）を含めた疲労寿命を向上させることが重要である。しかし、このような塑性域内での疲労寿命を含めた疲労特性を向上させる手段等については不明な点が多かった。

【0007】

10

なお、後段において、本発明と比較しつつ詳述するが、前記した各特許文献に係る積層板は、所定の製造工程により製造されていることから、今後の自動車等の熱交換器の積層板に要求されるようなレベルの強度および耐エロージョン性については十分に発揮し得ないと考えられる。

また、前記した各特許文献に係る積層板は、板厚が厚く設定（ $250\ \mu\text{m}$ 以上）されているものが多く、この程度の板厚に設定することで剛性等をある程度確保することができていたが、薄肉化、冷媒の高圧力化の流れの中では、剛性等が低下することは避けられず、当然、疲労特性（疲労寿命）が低下し、今後の自動車等の熱交換器の積層板に要求されるようなレベルの疲労特性を有さないと考えられる。

【0008】

20

本発明はかかる点に鑑みてなされたものであって、強度（ろう付け後強度）、耐エロージョン性および疲労特性に優れたアルミニウム合金積層板を提供することを課題とする。

【課題を解決するための手段】

【0009】

本発明者らは、ろう付け相当加熱前の分散粒子の数密度が、ろう付け相当加熱後の平均結晶粒径、平均アスペクト比および小傾角粒界の割合に大きな影響を与え、最終的には、強度、耐エロージョン性および疲労特性を左右することを見出し、本発明を創出した。

【0010】

すなわち、前記した課題を解決するために本発明に係るアルミニウム合金積層板は、心材の少なくとも一側面に犠牲材をクラッドしたアルミニウム合金積層板であって、前記心材は、 $\text{Mn} : 0.5 \sim 1.8$ 質量%、 $\text{Si} : 0.4 \sim 1.5$ 質量%、 $\text{Cu} : 0.05 \sim 1.2$ 質量%を含有するとともに、 $\text{Fe} : 1.0$ 質量%以下、 $\text{Ti} : 0.3$ 質量%以下のうち少なくとも1種を含有し、 $\text{Mg} : 1.0$ 質量%以下をさらに含有し、残部がAlおよび不可避免的不純物であり、前記心材は、粒径 $0.01 \sim 0.5\ \mu\text{m}$ の分散粒子の数密度が $30 \sim 80$ 個/ μm^3 であることを特徴とする。

30

【0011】

このアルミニウム合金積層板は、心材の各元素の量を所定量に制御しつつ、分散粒子の数密度を所定範囲に制御することにより、強度（ろう付け後強度）、耐エロージョン性および疲労特性を向上させることができる。

また、このアルミニウム合金積層板は、 Mg を所定量含有させることにより、心材の強度をさらに高めることができる。

40

【0012】

また、本発明に係るアルミニウム合金積層板は、前記心材が、 $\text{Cr} : 0.02 \sim 0.4$ 質量%、 $\text{Zr} : 0.02 \sim 0.4$ 質量%のうち少なくとも1種をさらに含有することが好ましい。

【0013】

このアルミニウム合金積層板は、 Cr 、 Zr を所定量含有させることにより、成形性の低下を防止することができるとともに、心材中の分散粒子の数密度をより確実に所定範囲に制御することができる。

【0014】

50

また、本発明に係るアルミニウム合金積層板は、前記心材が、Zn：1.0質量%以下をさらに含有することが好ましい。

このアルミニウム合金積層板は、Znを所定量含有させることにより、心材の強度をさらに高めることができる。

【0016】

また、本発明に係るアルミニウム合金積層板は、板厚が0.2mm以下であることが好ましい。

このアルミニウム合金積層板は、板厚が0.2mm以下であることにより、自動車等の熱交換器の軽量化の要求を満たすことができる。

【0017】

また、本発明に係るアルミニウム合金積層板は、前記アルミニウム合金積層板のろう付け相当の加熱後の組織として、前記心材は、圧延方向の縦断面における圧延方向の平均結晶粒径が50 μ m以上であり、前記心材は、結晶粒の平均アスペクト比（圧延方向の平均結晶粒径/板厚方向の平均結晶粒径）が3.0以上であり、前記心材は、傾角5~15°の小傾角粒界の割合が10.0%以下であることが好ましい。

【0018】

このアルミニウム合金積層板は、ろう付け相当の加熱後の心材の組織について、平均結晶粒径と、平均アスペクト比と、小傾角粒界とを、さらに制御することにより、強度（ろう付け後強度）、耐エロージョン性および疲労特性をより確実に向上させることができる。

【発明の効果】

【0019】

本発明に係るアルミニウム合金積層板は、心材の各元素の量を所定量に制御しつつ、心材の組織について、分散粒子の数密度を所定範囲に制御することにより、強度（ろう付け後強度）、耐エロージョン性および疲労特性を向上させることができる。

【発明を実施するための形態】

【0020】

以下、実施形態に係るアルミニウム合金積層板について、詳細に説明する。

アルミニウム合金積層板

アルミニウム合金積層板（ブレイジングシート）とは、自動車等の熱交換器の部材等に用いられる板材であり、心材の少なくとも一側面に犠牲材をクラッドした板材である。なお、心材と、心材の一側面にクラッドした犠牲材と、心材の他側面にクラッドしたろう材と、から構成される3層構造のものが一般的であるが、心材とろう材との間にさらにもう1層、アルミニウム合金材をクラッドした4層構造のものであってもよい。

【0021】

そして、アルミニウム合金積層板は、板厚が0.2mm以下であることが好ましい。

従来のアルミニウム合金積層板は、0.2mmを超える板厚に設定されているものが多く、板厚を厚く設定することにより強度等の性能を担保していたが、薄肉化の流れに伴い、これら性能の確保が困難となる、つまり、板厚を0.2mm以下とすることにより、これら性能の低下という課題が明確に現れることとなる。

言い換えると、本発明に係るアルミニウム合金積層板は、板厚が0.2mm以下である場合に、従来のアルミニウム合金積層板では発揮することができなかった顕著な効果（強度、耐エロージョン性、疲労特性の向上）を発揮することができる。

【0022】

<心材>

心材は、Mn：0.5~1.8質量%、Si：0.4~1.5質量%、Cu：0.05~1.2質量%以下を含有するとともに、Fe：1.0質量%以下、Ti：0.3質量%以下のうち少なくとも1種を含有し、残部がAlおよび不可避的不純物からなる。そして、心材は、所定の粒径の分散粒子の数密度が20~80個/ μ m³である。

また、心材は、Cr：0.02~0.40質量%、Zr：0.02~0.40質量%の

10

20

30

40

50

うち少なくとも1種をさらに含有し、Zn：1.0質量%以下、Mg：1.0質量%以下、をさらに含有することが好ましい。

以下に、本発明に係るアルミニウム合金積層板の心材の各組成、分散粒子の数密度を数値限定した理由について説明する。

【0023】

(Mn：0.5～1.8質量%)

Mnは、本発明が規定する所定サイズの分散粒子をアルミニウム合金板中に分布させ、心材の耐食性を低下させることなく、分散強化によって強度を向上させるための元素である。このため、ろう付け相当加熱前および後の積層板としての必要な強度を確保するためには、Mnを0.5質量%以上含有させる。

一方、Mnの含有量が多過ぎると、塑性変形時のクラック発生の起点となったり、粗大なAl-Fe-(Mn)-(Si)系晶出物の数密度が増大したりしてしまうことにより、積層板の成形性が低下し、部品形状への組付け等の加工時に積層板が割れてしまう虞がある。このため、Mnの含有量は1.8質量%以下とする。

したがって、Mnの含有量範囲は0.5～1.8質量%の範囲とする。

【0024】

(Si：0.4～1.5質量%)

Siは、マトリックスに固溶して、心材(熱交換器用部材)に必要な強度をもたらす。ただ、Siは、Al-Mn-Si系分散粒子に消費される分もあるので、固溶Si量を確保する意味からもSiを0.4質量%以上含有させる。また、Siは、特に前記Al-Mn-Si系分散粒子を形成することでも、心材の強度を高める効果もある。ここで、Siの含有量が0.4質量%未満では、前記効果が十分に得られない。一方、Siの含有量が多過ぎると、心材の融点を低下させると共に、低融点相の増加に起因してろう付け時に心材の溶融が生じてしまうため、Siの含有量は1.5質量%以下とする。

したがって、Siの含有量範囲は0.4～1.5質量%の範囲とする。

【0025】

(Cu：0.05～1.2質量%以下)

Cuは、固溶状態にてアルミニウム合金板中に存在し、心材の強度を向上させる元素であり、また、ろう材側の耐食性も向上させる。

しかし、Cu含有量が多過ぎると、ろう付け相当加熱後の冷却時に粗大なCu系化合物が結晶粒界に析出して粒界腐食が起こりやすくなり、ろう付け相当加熱後の積層板としての耐食性が低下する。また、心材の融点を低下させるため、ろう付け時に心材の溶融が生じてしまう。このため、Cuの含有量は1.2質量%以下とする。また、ろう付け相当加熱前および後の積層板としての必要な強度を確保するためには、Cuを0.05質量%以上含有させる必要がある。

したがって、Cuの含有量範囲は0.05～1.2質量%以下の範囲とする。

【0026】

(Fe：1.0質量%以下(0質量%を含む))

Feは、不純物としてスクラップをアルミニウム合金溶解原料として使用する限り、心材に必然的に含まれる。Feには、Siと金属間化合物を形成して心材の強度を高めるとともに、心材のろう付け性を高める効果もある。しかし、その含有量が多すぎると、心材の自己耐食性が著しく低下する。また、粗大な化合物を形成し、積層板の成形性が低下し、部品形状への組付け等の加工時に積層板が割れてしまう虞がある。

したがって、Feの含有量範囲は1.0%以下(0質量%を含む)とする。

【0027】

(Ti：0.3質量%以下(0質量%を含む))

Tiは、アルミニウム合金板中で微細な金属間化合物を形成し、心材の耐食性を向上させる働きを有する。しかし、Tiの含有量が多過ぎると、粗大な化合物を形成するため、積層板の成形性が低下し、部品形状への組付け等の加工時に積層板が割れてしまう虞がある。

10

20

30

40

50

したがって、Tiの含有量範囲は、0.3質量%以下(0質量%を含む)とする。

なお、Tiの添加によって、心材中に層状に析出し、孔食が深さ方向へ進行することを抑制するとともに、Tiの添加により心材電位を貴に移行させることができる。また、Tiはアルミニウム合金において拡散速度が小さく、ろう付け時の移動も少ないため、Tiを添加することは、心材とろう材、または心材と犠牲材の電位差を維持して、電気化学的に心材を防食する効果を奏する。また、Tiは心材中に層状に析出するために、結晶粒界移動のピン止め効果を発揮し、結晶粒の板厚方向の成長を抑制し、圧延面内の成長を促進することで、層状の結晶粒形態を形成させ、疲労特性および耐エロージョン性向上に有効に働く。このため、ろう付け相当加熱前および後の積層板としての必要な耐食性、疲労特性および耐エロージョン性を確保するために、0.03%以上含有させることが好ましい。

10

【0028】

なお、前記Feと前記Tiについては、前記含有範囲において少なくとも1種を含有させることにより、積層板のろう付け性、耐食性、疲労特性および耐エロージョン性を向上させることができる。

【0029】

(Cr:0.02~0.4質量%、Zr:0.02~0.4質量%)

Cr、Zrは、円相当直径が100nm以下のサブミクロンレベルの大きさの析出物(金属間化合物)をアルミニウム合金板中に分布させるための元素であり、これらのうちの少なくとも1種を含有させる。このうちでも、特にZrが、微細分散粒子をアルミニウム合金板中に分布させる効果が最も大きい。Cr、Zrが各規定下限量未満では、微細分散粒子を充分分布させることができず、分散強化による強度向上効果が得られない。また、これらの添加元素による析出物は、均熱及び熱間圧延時に析出し、圧延方向に層状に分布する形態となる。したがって、Tiと同様に、結晶粒界をピン止めする効果によって、結晶粒の板厚方向の成長を抑制し、圧延面内の成長を促進することで、層状の結晶粒形態を形成させ、疲労特性及びエロージョン性向上に有効に働く。その効果を得るためには、いずれの元素も各規定下限量以上の添加が必要である。

20

一方、Cr、Zrが各規定上限量を超えて多すぎると、粗大な化合物を形成し、積層板の成形性が低下し、部品形状への組付け等の加工時に積層板が割れてしまう虞がある。

したがって、Cr、Zrを含有させる場合、Crは0.02~0.4質量%、Zrは0.02~0.4質量%の各範囲とするのが好ましい。

30

【0030】

(Zn:1.0質量%以下(0質量%を含む))

Znは、析出強化によって、心材の強度を高める効果がある。ただし、Znは母相の電位を卑にして優先的に腐食する作用があるため、心材へのZnの含有量が多いと、優先腐食層として設けられた犠牲材と心材の電位差が小さくなり、耐食性が劣化する。

したがって、Znを含有させる場合、Znの含有範囲は1.0質量%以下(0質量%を含む)とするのが好ましい。

【0031】

(Mg:1.0質量%以下(0質量%を含む))

Mgは、心材の強度を高める効果もあるが、その含有量が多いと、ろう材へのMgの拡散の影響が強くなるために、フッ化物系フラックスを用いるノコロックろう付け法などにおいて、ろう付け時にろう材表面に塗布されるフッ化物系フラックスと当該Mgが反応し、ろう付け性が著しく低下する。

40

したがって、Mgを含有させる場合、Mgの含有量範囲は、1.0質量%以下(0質量%を含む)とするのが好ましい。

なお、Mgによってろう付け性が低下するような熱交換器向けの積層板には、Mgの含有量は0.8質量%以下に規制することが好ましい。

【0032】

(残部がAlおよび不可避的不純物)

50

心材の成分は前記の他に残部がAlおよび不可避的不純物からなる。なお、不可避的不純物としては、例えば、前記した選択的に添加するCr、Zr、Zn、Mgの他、V、B等が挙げられる。

【0033】

(分散粒子の数密度)

ろう付け相当加熱前の積層板の心材は、粒径 $0.01 \sim 0.5 \mu\text{m}$ の分散粒子の数密度が $20 \sim 80 \text{個}/\mu\text{m}^3$ である。

後述するろう付け相当加熱後の積層板(熱交換器用部材の段階)の心材について規定した組織とするためには、ろう付け相当加熱前の積層板(素材の段階)の心材において、前記した分散粒子の数密度の規定を満たすことが必要である。

10

【0034】

ろう付け相当加熱時には、その昇温過程において、蓄積されたひずみが消滅するが、その過程において、不連続再結晶或いは連続再結晶が発生し、新たな結晶粒組織が形成される。その際、元々添加されているMn元素や、付加的に添加する遷移元素によって形成される微細な分散粒子が圧延方向に層状に形成されるため、板厚方向の結晶粒の成長は抑制され、圧延方向や幅方向の再結晶粒の成長を促進する。標記サイズ範囲の分散粒子は、粒界のピン止め効果が強く、その数密度が大きいほど、圧延方向に層状に分布する傾向が強くなり、板厚方向への結晶粒の成長を抑制する効果が顕著になる。その結果、圧延方向或いは圧延幅方向への再結晶粒の成長が促進され、圧延面の結晶粒の粗大化及びアスペクト比の増大をもたらす。疲労寿命の増大に寄与する。標記サイズ範囲の分散粒子の数密度が下限未満の場合は、板厚方向への結晶粒の成長を抑制する効果が得られず、結晶粒は板厚方向にも成長しやすくなり、所望のアスペクト比が得られず、疲労寿命が低下する。標記サイズ範囲の分散粒子が上限を超えると、ろう付け相当加熱後においてもこれらの分散粒子は、ろう付け相当加熱前の状態に近い状態で残存するため、疲労破壊時のクラックの伝搬を担う分散粒子の平均数密度が増大し、この挙動を助長することとなることから、疲労破壊の伝搬が支配的な場合の疲労寿命が短くなる。

20

なお、上記効果を確実なものとするためには、粒径 $0.01 \sim 0.5 \mu\text{m}$ の分散粒子の数密度が $30 \sim 70 \text{個}/\mu\text{m}^3$ であることが好ましい。

【0035】

ここで、本発明における分散粒子とは、Si、Cu、Mn、Tiなどの合金元素あるいはFe、Mgなどの含有される元素同士の金属間化合物や、これら元素とAlとの金属間化合物であって、形成元素(組成)にはよらず、組織観察によって、上記大きさから識別できる金属間化合物の総称である。

30

【0036】

<犠牲材およびろう材>

犠牲材(犠牲防食材、犠材、内張材、皮材)およびろう材(ろう付け材)については、特に限定されない。

犠牲材としては、例えば、従来から汎用されているAl-Zn組成のJIS7072などの7000系アルミニウム合金等、Znを含む公知の犠牲材アルミニウム合金が使用できる。

40

ろう材としては、例えば、従来から汎用されているAl-Si組成のJIS4043、4045、4047などの4000系のAl-Si系合金ろう材など公知のろう材アルミニウム合金が使用できる。

【0037】

次に、実施形態に係るろう付け相当加熱後のアルミニウム合金積層板について説明する。

ここで、本発明におけるろう付け相当の加熱とは、積層板を熱交換器用部材(チューブ材)にする際に通常行われるろう付けを模擬した加熱であり、詳細には、600の温度に3分間加熱、保持した後、平均冷却速度100/分で冷却する加熱処理のことである。

50

【 0 0 3 8 】

< ろう付け相当の加熱後の心材 >

積層板にろう付け相当の加熱を行った場合、心材の化学成分の組成は変化しない。

ただし、ろう付け相当加熱時には、その昇温過程において、蓄積されたひずみが消滅するが、その過程において、不連続再結晶或いは連続再結晶が発生し、新たな結晶粒組織が形成される。その際、もともと添加されているMn元素や、付加的に添加される遷移元素によって形成される分散粒子が、再結晶時の平均結晶粒径や、平均アスペクト比、小傾角粒界の割合に影響し、粒径 $0.01 \sim 0.5 \mu\text{m}$ の分散粒子の数密度を $20 \sim 80 \text{個} / \mu\text{m}^3$ に制御することで、心材の平均結晶粒径、平均アスペクト比、小傾角粒界の割合が以下の所望の範囲に制御される。

10

【 0 0 3 9 】

(平均結晶粒径)

ろう付け相当加熱後の積層板の心材について、圧延方向の縦断面(圧延方向に沿って切断した板の断面)における圧延方向の平均結晶粒径は、 $50 \mu\text{m}$ 以上である。

ろう付け相当加熱後の段階(熱交換器用部材としての段階)において、圧延方向の平均結晶粒径が $50 \mu\text{m}$ 以上となることで、耐エロージョン性の向上という効果を確保することができる。一方、圧延方向の平均結晶粒径が $50 \mu\text{m}$ 未満では、耐エロージョン性が低下する。なお、圧延方向の平均結晶粒径は、 $80 \mu\text{m}$ 以上が好ましく、 $150 \mu\text{m}$ 以上がさらに好ましい。

20

【 0 0 4 0 】

(平均アスペクト比)

ろう付け相当加熱後の積層板の心材について、結晶粒の平均アスペクト比(圧延方向の平均結晶粒径/板厚方向の平均結晶粒径)は、 3.0 以上である。

平均アスペクト比が 3.0 以上となることで、圧延方向の結晶粒サイズに対する板厚方向の結晶粒サイズが小さくなり(板厚方向の結晶粒の個数が増大し)、疲労破壊時のクラック進展の抵抗となり、疲労寿命(疲労特性)が向上する。一方、平均アスペクト比が 3.0 未満では、疲労破壊時のクラック進展の抵抗が十分に得られず、疲労寿命が低下する。なお、平均アスペクト比は、 4.0 以上が好ましい。

【 0 0 4 1 】

(小傾角粒界の割合)

ろう付け相当加熱後の積層板の心材について、傾角 $5 \sim 15^\circ$ の小傾角粒界の割合は、 10.0% 以下である。

結晶粒界中の小傾角粒界の割合が 10.0% 以下となることで、疲労破壊時のクラック進展の抵抗となる結晶粒界の効果が十分に発揮され、疲労寿命が向上する。一方、小傾角粒界の割合が 10.0% を超えると、疲労破壊時のクラック進展の抵抗が十分に得られず、疲労寿命が低下する。なお、小傾角粒界の割合は、 8.0% 以下が好ましい。

30

【 0 0 4 2 】

次に、実施形態に係るアルミニウム合金積層板の製造方法について説明する。

アルミニウム合金積層板の製造方法

まず、アルミニウム合金積層板の材料である心材、犠牲材、およびろう材を製造する。この心材、犠牲材、およびろう材の製造方法は特に限定されない。例えば、前記した組成の心材用アルミニウム合金を所定の鑄造温度で鑄造した後、得られた鑄塊を所望の厚さに面削し、均質化熱処理することで、心材を製造することができる。また、所定の組成の犠牲材用アルミニウム合金、およびろう材用アルミニウム合金を所定の鑄造温度で鑄造した後、得られた鑄塊を所望の厚さに面削し、均質化熱処理する。

40

【 0 0 4 3 】

その後、心材の一側面に犠牲材を重ね、他側面にろう材を重ね、クラッドさせて板材とする。そして、当該板材に対し、熱間圧延、中間焼鈍を施しながら、冷間圧延を行い積層板を製造する。

【 0 0 4 4 】

50

< 製造条件について >

ろう付け相当加熱前の心材の分散粒子形態、ろう付け相当加熱後の結晶粒形態を適切に制御するためには、均熱工程を精緻に制御する必要がある。

【 0 0 4 5 】

具体的には、均熱時の高温域の固溶量の増大と、微細な析出物の数密度を制御し、かつ粗大な析出物の形成を抑制するために、昇温時の高温域の平均昇温速度を所定の範囲に制御する。詳細には、400 以上の温度域は20 / hr以上200 / hr以下の平均昇温速度で昇温する。昇温過程の400 未満の温度域で形成される微細な析出物は、その後の昇温過程で、固溶が促進されるが、原子の拡散速度も速く、その結果析出物が粗大化しやすい400 以上の温度域において、この昇温速度範囲で昇温することにより、微細析出物の粗大化・残存を抑制しながら、固溶が促進され、固溶量を増大するとともに、ろう付け前の積層板の段階での、所望のサイズの範囲の析出物の数密度が狙いの範囲となる。

10

また、400 以上の温度域において、200 / hrを超える平均昇温速度は非常に電力を消費するため、工業的には現実的でない。また、20 / hr未満の平均昇温速度では、昇温速度の低下により、400 未満で形成された多数の微細析出物が粗大化しやすくなり、400 以上の高温域での固溶時に粗大析出物が残存しやすくなる結果、所望のサイズの範囲の析出物の数密度が狙いの範囲よりも低下する。より好ましくは、400 以上の温度域は30 / hr以上200 / hr以下の平均昇温速度で昇温する方が好ましい。

20

【 0 0 4 6 】

さらに、均熱の到達温度を450 以上にすることで、粗大な Mg_2Si や $Al-Mg-Cu-Si$ 系化合物などを固溶させ、マトリックス中の固溶量を増大させる。通常、マトリックス中の固溶量が多いほど、後の熱間圧延工程中に起こる再結晶の際に、特定の再結晶方位（例えば純アルミなどで顕著に発達するCube方位）の発達を抑制し、結晶方位分布の相対的なランダム化の方向に働く。その結果、冷間圧延工程後であってろう付け相当加熱前の積層板の段階での、心材における特定の集合組織の発達を抑制することによって、その後のろう付け相当加熱工程での特定の結晶方位の発達を抑制する。その結果、ろう付け相当加熱後の心材（採取試料）の小傾角粒界の割合が狙いの範囲に低下する。均熱温度の到達温度が450 未満であると、マトリックス中の固溶量が低下し、熱間圧延工程での方位ランダム化効果が低下し、最終的にろう付け相当加熱後の心材（採取試料）の小傾角粒界の割合が狙いの範囲よりも大きくなる。

30

さらに好ましくは、均熱の到達温度は480 以上である。

なお、ろう付け相当加熱後の結晶粒のアスペクト比の観点からは、均熱温度の到達温度が450 以上であれば、もともと添加されているMn元素や、付加的に添加される遷移元素によって形成される微細な分散粒子が圧延方向に層状に形成されるため、板厚方向の結晶粒の成長は抑制されることから、所定の均熱温度の範囲であれば、所定のアスペクト比の結晶粒がろう付け相当加熱工程後に形成されるが、均熱の到達温度が550 以上では、析出物の粗大化が起こり、析出物の数密度が低下し、標記アスペクト比は所定の範囲に入るものの、アスペクト比が小さくなる。従って、ろう付け相当加熱後の結晶粒のアスペクト比の観点からは、好ましくは550 未満である。

40

【 0 0 4 7 】

また、熱間圧延後に冷間圧延、焼鈍等を施すが、その調質はH1n工程（冷間圧延の間に中間焼鈍を実施し、最後は冷延上がり）、H2n工程（冷間圧延の間には中間焼鈍を施さず、冷間圧延後に最終焼鈍を実施）いずれでも良い。

なお、ろう付け相当加熱前の積層板の製造過程、特に熱間圧延後において、複数の焼鈍工程として、熱間圧延後の荒鈍、冷間圧延の間の中間焼鈍、冷間圧延後の仕上げ焼鈍等が入るが、焼鈍回数が多いほど、心材マトリックス中の固溶量が低下してしまう。但し、中間焼鈍、仕上げ焼鈍はろう付け相当加熱後の結晶粒径の形態を制御する上で必要であることから、H1n、H2n工程による調質を行う場合は省略が難しい。従って、焼鈍工程を

50

できるだけ減らすためにも、荒鈍は省略することが好ましい。

【0048】

熱交換器用部材

実施形態に係るアルミニウム合金積層板を熱交換器用部材とするには、この積層板を、成形ロールなどにより幅方向に曲折して、管内面側に皮材が配置されるように偏平管状に形成した後、これを電縫溶接等により、偏平管状に形成することでチューブ材を製造することができる。

このような偏平管状のチューブ材（積層部材）は、コルゲート加工を行った放熱フィンや、ヘッダなどの他の部材と、ブレイジングにより一体に、ラジエータなどの熱交換器として作製される（組み立てられる）。チューブ材（積層部材）と放熱フィンとが一体化された部分を熱交換器のコアとも言う。この際、ろう材の固相線温度以上である、585～620、好ましくは590～600の高温に加熱してろう付け処理される。このブレイジング工法としては、フラックスブレイジング法、非腐食性のフラックスを用いたノクロックブレイジング法等が汎用される。

10

【0049】

次に、前記した分散粒子の数密度、平均結晶粒径、平均アスペクト比、小傾角粒界の割合の各測定条件を説明する。

各測定条件

<分散粒子の数密度の測定条件>

心材の板厚中心部から試料を採取し、試料表面を0.05～0.1mm機械研磨した後、電解エッチングしてTEM観察用試料に仕上げ、50000倍のFE-TEM(透過型電子顕微鏡)を用いて分散粒子を観察し、分散粒子の粒径と数密度を測定する。

20

分散粒子の単位体積あたりの数密度は、TEM観察視野面積に対する、分散粒子の数密度を、公知のコンタミネーション・スポット法により、TEM観察試料の膜厚tを測定、算出して単位体積あたりの数密度に換算したものである。

この心材の板厚中心部におけるFE-TEMによる組織観察は、板厚中心部1箇所につき、観察視野の合計面積が $4\mu\text{m}^2$ 以上となるように行い、これを板の幅方向（圧延垂直方向）に適当に距離を置いた10箇所を観察する。これらをそれぞれ画像解析し、各箇所において、粒径が0.01～0.5 μm の範囲の析出物の単位体積あたりの数密度を求め、それらを平均することにより単位体積あたりの数密度（平均数密度）を算出した。

30

ここで、本発明における分散粒子の粒径とは、重心直径であり、分散粒子1個当たりの分散粒子の等価な円径に換算した場合の大きさ（円径：円相当直径）である。

【0050】

<平均結晶粒径の測定条件>

ろう付け相当加熱後の結晶粒径は、心材の圧延方向の縦断面（圧延方向に沿って切断した板の断面）における圧延方向の結晶粒径である。

そして、ろう付け相当加熱後の心材の結晶粒径アスペクト比は、心材の板厚中心部の圧延面における圧延方向の結晶粒径と、心材の圧延方向の縦断面における板厚方向の結晶粒径との比として算出している。

【0051】

詳細には、心材の板厚方向中心部の圧延面における圧延方向の結晶粒径は、ろう付け相当加熱後の心材（採取試料）の板厚方向中心部の圧延面を、機械研磨、電解研磨によって調整した後に、50倍の光学顕微鏡を用いて、個々の結晶粒径として切片長さを測定する切断法（ラインインターセプト法）で測定する。これを任意の10箇所測定し、平均結晶粒径を算出する。この際、1測定ライン長さは0.5mm以上とし、1視野当たり測定ラインを各3本として、1測定箇所当たり5視野を観察する。そして、測定ライン毎に順次測定した平均結晶粒径を、1視野当たり（測定ライン3本）、5視野当たり/1測定箇所、10測定箇所当たりで順次平均化して、本発明で言う、平均結晶粒径とする。

40

【0052】

また、心材の圧延方向の縦断面における板厚方向の結晶粒径は、ろう付け相当加熱後の

50

積層板の心材（採取試料）の圧延方向の縦断面を、機械研磨、電解研磨によって調整した後、50倍の光学顕微鏡を用いて観察する。この際、前記板厚方向に直線を引き、この直線上に位置する個々の結晶粒の切片長さを、個々の結晶粒径として測定する切断法（ラインインターセプト法）で測定する。これを任意の10箇所測定し、平均結晶粒径を算出する。この際、1測定ライン長さは0.1mm以上とし、1視野当たり測定ラインを各5本として、1測定箇所当たり、5視野を観察する。そして、測定ライン毎に順次測定した平均結晶粒径を、1視野当たり（測定ライン5本）、5視野当たり/1測定箇所、10測定箇所あたりで順次平均化して、板厚方向の平均結晶粒径とする。

なお、上述した、圧延方向の平均結晶粒径と、板厚方向の平均結晶粒径の比を取ること

10

【0053】

<小傾角粒界の測定条件>

本発明における小傾角粒界の割合の測定は、走査電子顕微鏡SEM(Scanning Electron Microscope) 或いは電界放射型走査電子顕微鏡FE-SEM(Field Emission Scanning Electron Microscope) による、後方散乱電子回折像EBSD(Electron Back Scatter Diffraction pattern) を用いた結晶方位解析方法により測定する。

具体的には、ろう付け相当加熱後の積層板における心材（採取試料）の板厚方向中心部の圧延面を、機械研磨およびバフ研磨を行った後、電解研磨して表面を調整する。

20

【0054】

測定に用いるSEM及びFE-SEMは、例えば日本電子社製、SIIナノテクノロジー社製、日立ハイテクノロジーズ社製、或いはその他のメーカーの装置のいずれでもよく、また、EBSDとその解析ソフトも、TSL社製の「OIM Analysis」、HKL社製の「Channel 5」、或いはその他のメーカーのいずれの装置、解析ソフトでもよい。

EBSD測定条件は、SEM或いはFESEMの倍率25倍にて、1000 μ m \times 1000 μ mの測定視野において、測定ステップを4 μ mとしてEBSD測定を行う。測定によって得られた、EBSDのマップにおいて、まず粒界を決定することが必要である。2次元測定した結晶組織のデータにおいて各測定点の結晶方位を解析し、隣り合う測定点間の方位差が5 $^{\circ}$ 以上となる測定点間の境界を粒界とする。すなわち方位差が5 $^{\circ}$ 未満の結晶同士は、実質的に1つの結晶であると見なし、本測定において1つの結晶粒とは5 $^{\circ}$ 以上の方位差を有する粒界で囲まれた組織を意味する。そして2次元で測定、解析された組織において、粒界3重点同士を結ぶ境界線（粒界）を、1つの特定の方位差を有する粒界と見なす。標記によって定義される結晶粒界において、全結晶粒界に占める、方位差が5 $^{\circ}$ 以上15 $^{\circ}$ 以下の結晶粒界（小傾角粒界）の割合を求める。標記測定、解析を行う心材板厚中心部の圧延面において、任意の10箇所で行い、各箇所求められた、小傾角粒界の割合の平均値を求める。

30

【実施例】

【0055】

以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明するが、本発明はもとより下記実施例によって制限を受けるものではなく、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で適当に変更を加えて実施することも可能であり、それらは何れも本発明の技術的範囲に含まれる。

40

【0056】

<積層板の製造>

積層板の製造は以下の通りとした。

表1に示すA~Vの組成の3000系アルミニウム合金組成を溶解、鋳造してアルミニウム合金心材鋳塊を製造した。この心材鋳塊のみを、表2に示すように、均熱温度を種々変えて、合金元素の固溶量を制御した。

その後、この心材鋳塊の一方の面に、Al-1wt%Zn組成からなるJIS7072

50

アルミニウム合金板を犠牲防食材として、他面にAl - 10 wt % Si組成からなるJIS 4045アルミニウム合金板をろう付け材として、各々クラッドした。

【0057】

これらのクラッド板を、熱間圧延、中間焼鈍を施しながら冷間圧延を行い、H14調質材或いはH24調質材の積層板とした。各処理を施すに際して、表2に示すように、各例とも、均熱時の平均昇温速度とともに、均熱温度を種々変えて、合金元素の固溶量を制御し、ろう付け前の積層板を作製した。また、均熱時の保持はいずれも6hr行い、再加熱時の保持は2hr行った。なお、一部の例(比較例No.31)を除いて、熱間圧延後の荒鈍は省略した。また、H14調質工程においては、中間焼鈍条件としてバッチ炉にて400 × 4hrの焼鈍を施した。その時の昇降温速度は40 / hrで行った。

10

表2のうち、実施例No.1~13、比較例No.19~28、30、32の調質工程はH14調質工程であり、実施例No.14~18、比較例No.29、31の調質工程はH24調質工程である。

各例とも共通して、心材の板厚が0.14mmであり、この心材の各々の面に、それぞれ積層されたろう材、犠牲材ともに、その厚さは20~30μmの範囲であった。

【0058】

なお、比較例No.30については、特許文献1に記載された方法により製造された積層板であり、比較例No.31については、特許文献2に記載された方法により製造された積層板であり、比較例No.32については、特許文献3に記載された方法により製造された積層板である。比較例No.31については、再加熱終了から熱延を開始するまでの時間を30分として行い、さらに荒鈍条件として、450 × 3hrの熱処理と、350 × 10hrの熱処理を施した。さらに、冷延後の最終焼鈍は昇温速度を20 / hrの速度で行った。

20

【0059】

【表 1】

区分	略号	心材Al合金板成分組成 (質量%、残部Al)								
		Mn	Si	Cu	Mg	Fe	Ti	Cr	Zr	Zn
実施例	A	1.1	0.7	0.8	—	0.1	—	—	—	—
	B	1.0	0.6	0.8	—	0.1	0.1	—	—	—
	C	1.0	0.9	0.8	—	0.1	0.1	—	—	—
	D	1.0	0.8	0.7	0.2	0.1	0.1	—	0.02	—
	E	1.0	0.9	0.6	0.3	0.1	0.1	—	0.1	—
	F	0.8	1.2	0.7	—	0.1	0.1	—	0.3	—
	G	1.0	1.5	0.05	0.35	0.3	0.1	0.03	0.4	—
	H	1.0	0.7	0.5	0.1	0.1	0.1	0.1	0.15	—
	I	1.2	0.8	1.1	—	0.1	0.1	0.15	—	—
	J	0.5	1.0	1.2	0.25	1.0	0.1	0.4	0.1	0.2
	K	1.7	0.5	0.3	0.8	0.5	0.1	—	—	—
	L	1.4	0.5	0.4	0.4	0.1	0.03	—	0.1	—
	M	1.0	0.8	0.7	—	0.1	0.3	0.1	—	0.8
	N	1.4	0.8	0.5	—	0.1	0.1	—	—	—
比較例	O	1.0	0.25	0.7	—	0.1	0.1	—	0.15	—
	P	1.0	0.8	—	—	0.1	0.1	—	0.15	—
	Q	0.4	0.7	0.7	—	0.1	0.1	—	0.15	—
	R	1.0	0.8	0.8	—	1.2	0.1	—	0.1	—
	S	2.0	0.9	0.7	—	0.1	—	—	0.6	—
	T	0.8	0.8	1.4	—	0.1	0.1	0.6	—	—
	U	1.0	1.2	0.6	0.2	0.1	0.5	—	—	—
	V	1.0	1.8	0.7	—	0.1	0.1	0.1	0.15	1.2

【0060】

<心材の組成>

積層材を作製後、素材段階（熱交換器に組み立てる前）での心材部分の組織を測定した。さらに、この積層板を熱交換器用部材（チューブ材）にする際のろう付けを模擬して、600の温度に3分間加熱、保持した後、平均冷却速度100/分で冷却する加熱処理を行い、この加熱処理後の積層板の心材部分の組織を測定した。

【0061】

<心材のその他の測定値>

心材の分散粒子の数密度、平均結晶粒径、平均アスペクト比、小傾角粒界の割合については、前記した測定条件に基づいて測定した。

【0062】

<機械的特性>

ろう付けを模擬した前記加熱処理後の各例について、引張り試験を行い、引張強さ（MPa）を測定した。試験条件は、各積層板から圧延方向に対し平行方向のJIS Z 2201の5号試験片（25mm×50mmGL×板厚）を採取し、引張り試験を行った。引張り試験は、JIS Z 2241（1980）（金属材料引張り試験方法）に基づき、室温20で試験を行った。また、クロスヘッド速度は、5mm/分で、試験片が破断するまで一定の速度で行った。

【0063】

<耐エロージョン性>

各例について、エロージョン深さを測定して耐エロージョン性を評価した。ろう付け相当の加熱前の積層板に、市販の非腐食性フラックスを3～5g/m²塗布し、酸素濃度が200ppm以下の雰囲気中において600で5分以上保持し、ろう付け試験片を作製

した。次に、ろう付け相当の加熱を施した積層板の圧延方向の縦断面を、機械研磨、電解エッチングによって前処理した後に、100倍の光学顕微鏡を用いて5視野観察した。その5視野の中で、ろう材の心材への浸入深さ（エロージョン深さ）を測定し、それらの平均値としてエロージョン深さ（ μm ）を求めた。

【0064】

<疲労特性>

疲労寿命（疲労特性）の評価は、公知の片振り型平面曲げ疲労試験機によって、常温にて行った。即ち、上記ろう付け相当加熱後の各積層板から、圧延方向と平行となるように、10mm×60mm×板厚の試験片を切り出して試験片を作製した。この試験片の一端を、片振り平面曲げ疲労試験機の固定側に取り付けた。そして、この試験片の他端を、駆動側のナイフエッジで挟持した。

10

曲げ疲労試験は、このナイフエッジの位置を移動させることで、試験片セット長さを変化させつつ、片振り幅一定（上下方向に5mm）となるように、試験片の平面曲げを繰り返し行った。このとき、付加曲げ応力を、破断部の歪量が最大0.009程度となるように試験片セット長さを調節した。このような条件で、各試験片が破断するまでの平面曲げの繰り返し数を求めた。評価は、12000回以上の場合を疲労寿命が非常に良好：、10000回以上の場合を疲労寿命が良好：、10000回未満の場合を疲労寿命が不十分： \times とした。

なお、破断部の歪量については歪ゲージを破断部位に直接貼ることができないため、破断部位から少し離れた2、3箇所の所定の位置に歪ゲージを貼り、各試験片長さ時の歪ゲージの歪値から破断部位の歪量を内挿することにより破断部位の歪量を推計し、これを元に負荷応力、すなわち、試験片セット長さを調節した。

20

これらの結果を表2に示す。

【0065】

【 表 2 】

区分	No.	アルミニウム合金積層板				ろう付け相当の加熱後のアルミニウム合金積層板				疲労特性 曲げ繰返し 数評価		
		表1の 心材組 成略号	均熱時(400℃以上) の平均昇温速度 (℃/hr)	均熱温 度(℃)	調質	心材の分散 粒子の数密 度(個/μm ³)	心材の圧延 方向の平均 結晶粒径(μ m)	心材の結晶 粒の平均ア スペクト比	心材の結 晶粒の小 傾角粒界 の割合(%)		引張強さ (MPa)	エロージョン 深さ(μm)
実施例	1	A	20	500	H1n	21.9	53	4.0	7.8	180	39	◎
	2	B	35	480	H1n	22.3	93	4.1	7.5	183	31	◎
	3	C	40	490	H1n	21.6	85	4.3	7.1	187	32	◎
	4	D	80	520	H1n	24.7	92	4.9	7.8	219	28	◎
	5	E	55	580	H1n	20.1	55	3.3	9.1	237	26	○
	6	F	45	515	H1n	33.6	112	4.8	6.9	209	26	◎
	7	G	90	510	H1n	47.5	202	5.2	6.3	242	25	◎
	8	H	50	560	H1n	20.4	61	3.3	8.4	227	30	○
	9	I	35	490	H1n	22.9	128	5.1	7.7	216	28	◎
	10	J	65	520	H1n	42.9	197	6.5	6.2	235	25	◎
	11	K	180	510	H1n	78.3	263	11.2	5.3	249	20	◎
	12	L	140	520	H1n	62.9	208	9.7	5.5	246	23	◎
	13	M	40	570	H1n	20.2	58	3.1	9.7	223	31	○
	14	C	30	520	H2n	22.3	86	4.2	7.5	193	32	◎
	15	D	70	595	H2n	20.7	52	3.2	9.4	232	27	○
	16	G	35	480	H2n	52.4	130	4.4	7.6	228	32	◎
	17	J	120	490	H2n	65.6	211	8.6	5.7	237	22	◎
	18	K	90	555	H2n	20.8	57	3.6	8.5	234	24	○
比較例	19	B	15	470	H1n	86.1	64	2.8	11.2	146	37	×
	20	B	60	420	H1n	90.4	81	2.7	11.6	159	32	×
	21	O	70	500	H1n	18.8	48	2.4	9.9	144	53	×
	22	P	60	490	H1n	21.4	89	3.2	13.9	159	34	×
	23	Q	80	480	H1n	16.7	45	2.5	9.8	158	71	×
	24	R	50	480	H1n	23.7	92	2.3	9.4	162	31	×
	25	S	20	480	H1n	93.2	115	2.6	12.1	174	30	×
	26	T	25	490	H1n	97.8	108	2.4	14.6	169	29	×
	27	U	30	580	H1n	19.8	46	2.2	10.8	144	46	×
	28	V	30	500	H1n	19.4	46	2.6	13.3	163	47	×
	29	G	120	430	H2n	84.5	52	2.6	10.8	166	39	×
	30	E	-	-	H1n	112.6	184	2.7	13.1	174	25	×
	31	B	35	510	H2n	9.6	99	2.4	9.2	140	39	×
	32	N	15	560	H1n	9.8	73	2.5	11.6	160	35	×

【 0 0 6 6 】

表 2 に示すように、実施例 No. 1 ~ 18 の積層板は、本発明の要件を満たすため、引張強みが、180MPa 以上となるとともに、エロージョン深さも40μm 以下となり、

10

20

30

40

50

さらに疲労特性も非常に良好または良好という結果となった。つまり、本発明の要件を満たす積層板は、強度（ろう付け後強度）、耐エロージョン性、疲労特性に優れることがわかった。

一方、比較例 No. 19 ~ 32 の積層板は、本発明の規定するいずれかの要件を満たさないため、良好な評価とならなかった。

【0067】

具体的には、比較例 No. 19 の積層板は、均熱時（高温域：400 以上）の平均昇温速度が遅すぎたため、ろう付け相当加熱前の分散粒子の数密度、ろう付け相当加熱後の平均アスペクト比、小傾角粒界の割合について、本発明が規定する範囲に該当しなかった。その結果、引張強さが 180 MPa 未満となるとともに疲労特性が不十分という結果とな

10

【0068】

比較例 No. 20 の積層板は、均熱温度が低すぎたため、ろう付け相当加熱前の分散粒子の数密度、ろう付け相当加熱後の平均アスペクト比、小傾角粒界の割合について、本発明が規定する範囲に該当しなかった。その結果、引張強さが 180 MPa 未満となるとともに疲労特性が不十分という結果となった。

また、比較例 No. 29 の積層板も、均熱温度が低すぎたため、ろう付け相当加熱前の分散粒子の数密度、ろう付け相当加熱後の平均アスペクト比、小傾角粒界の割合について、本発明が規定する範囲に該当しなかった。その結果、引張強さが 180 MPa 未満となるとともに疲労特性が不十分という結果となった。

20

【0069】

比較例 No. 21 ~ 28 の積層板は、心材組成が本発明の要件を満たしておらず、ろう付け相当加熱前の分散粒子の数密度、ろう付け相当加熱後の平均結晶粒径、平均アスペクト比、小傾角粒界の割合のうち少なくとも1つについて、本発明が規定する範囲に該当しなかった。その結果、引張強さが 180 MPa 未満となるとともに疲労特性が不十分という結果（およびエロージョン深さが 40 μm を超える結果）となった。

【0070】

比較例 No. 30 の積層板は、前記のとおり、特許文献 1 に記載された方法により製造した積層板であり、本発明の積層板を製造する条件とは異なり、均熱を行っていない。よって、比較例 No. 30 の積層板は、ろう付け相当加熱前の分散粒子の数密度、ろう付け相当加熱後の平均アスペクト比、小傾角粒界について、本発明が規定する範囲に該当しなかった。その結果、引張強さが 180 MPa 未満となるとともに疲労特性が不十分という結果となった。

30

【0071】

比較例 No. 31 の積層板は、前記のとおり、特許文献 2 に記載された方法により製造した積層板であり、本発明の積層板を製造する条件とは異なり、荒鈍を所定の条件で行っている。よって、比較例 No. 31 の積層板は、ろう付け相当加熱前の分散粒子の数密度、ろう付け相当加熱後の平均アスペクト比について、本発明が規定する範囲に該当しなかった。その結果、引張強さが 180 MPa 未満となるとともに疲労特性が不十分という結果となった。

40

【0072】

比較例 No. 32 の積層板は、前記のとおり、特許文献 3 に記載された方法により製造した積層板であり、均熱時の平均昇温速度について記載されていないが、特許文献 3 と同等の機械的特性を得るには、400 以上の平均昇温速度が 15 / hr の条件となった。この条件は本発明の条件範囲外であり、比較例 No. 32 の積層板は、ろう付け相当の加熱前の分散粒子の数密度、ろう付け相当の加熱後の平均アスペクト比、小傾角粒界の割合について、本発明が規定する範囲に該当しなかった。その結果、引張強さが 180 MPa 未満となるとともに疲労特性が不十分な結果となった。

【0073】

なお、特許文献 4 には、心材の Si 添加量は 0.2 質量% 以下に規制されており、本願

50

の好ましいSi添加量の範囲よりも少ない。従って、Si元素が十分に固溶せず、またろう付け相当の加熱前の分散粒子の数密度、ろう付け相当の加熱後の平均結晶粒径、アスペクト比、小傾角粒界の割合のうち少なくとも1つについて、本発明が規定する範囲に該当しないと思われる。その結果、引張強さ、疲労特性、エロージョン深さのうち少なくとも1つは良好でない結果となると思われる。

フロントページの続き

(51)Int.Cl.			F I		
C 2 2 F	1/00	(2006.01)	B 2 3 K	35/28	3 1 0 B
B 2 3 K	1/19	(2006.01)	B 3 2 B	15/01	F
B 2 3 K	1/00	(2006.01)	C 2 2 F	1/04	B
B 2 3 K	101/14	(2006.01)	C 2 2 F	1/04	A
B 2 3 K	103/10	(2006.01)	C 2 2 F	1/00	6 0 5
			C 2 2 F	1/00	6 2 3
			C 2 2 F	1/00	6 2 6
			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 G
			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 4 0 Z
			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 A
			C 2 2 F	1/00	6 9 1 A
			C 2 2 F	1/00	6 9 1 B
			C 2 2 F	1/00	6 9 1 C
			B 2 3 K	1/19	D
			B 2 3 K	1/00	S
			B 2 3 K	101:14	
			B 2 3 K	103:10	

- (72)発明者 松本 克史
兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所 神戸総合技術研究所内
- (72)発明者 杵淵 雅男
兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所 神戸総合技術研究所内
- (72)発明者 泉 孝裕
栃木県真岡市鬼怒ヶ丘15番地 株式会社神戸製鋼所 真岡製造所内

審査官 相澤 啓祐

- (56)参考文献 特開2013-194244(JP,A)
特開2013-194243(JP,A)
特開2009-191293(JP,A)
特開2013-023748(JP,A)
特開2011-241434(JP,A)
特開2010-209444(JP,A)
特開平08-246117(JP,A)
特開2009-155709(JP,A)
特開2009-249699(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C 2 2 C 2 1 / 0 0 - 2 1 / 1 8

C 2 2 F 1 / 0 4 - 1 / 0 5 7