

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 特 許 公 報 (B2)

(11) 特許番号

特許第5233607号
(P5233607)

(45) 発行日 平成25年7月10日 (2013. 7. 10)

(24) 登録日 平成25年4月5日 (2013. 4. 5)

(51) Int. Cl.

F 1

C 2 2 C 21/00 (2006. 01)
C 2 2 F 1/04 (2006. 01)
B 2 2 D 11/00 (2006. 01)
B 2 2 D 11/115 (2006. 01)
B 2 2 D 11/049 (2006. 01)

C 2 2 C 21/00 M
 C 2 2 F 1/04 A
 B 2 2 D 11/00 E
 B 2 2 D 11/115 A
 B 2 2 D 11/115 B

請求項の数 4 (全 16 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2008-295336 (P2008-295336)
 (22) 出願日 平成20年11月19日 (2008. 11. 19)
 (65) 公開番号 特開2010-121164 (P2010-121164A)
 (43) 公開日 平成22年6月3日 (2010. 6. 3)
 審査請求日 平成23年1月5日 (2011. 1. 5)

(73) 特許権者 000004743
 日本軽金属株式会社
 東京都品川区東品川二丁目2番20号
 (74) 代理人 100116621
 弁理士 岡田 萬里
 (72) 発明者 趙 丕植
 静岡県静岡市清水区蒲原1丁目34番1号
 日本軽金属株式会社 グループ技術セン
 ター内
 (72) 発明者 穴見 敏也
 静岡県静岡市清水区蒲原1丁目34番1号
 日本軽金属株式会社 グループ技術セン
 ター内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 成形性に優れたアルミニウム合金板およびその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

Feを1.0～2.0質量%含有し、残部がアルミニウムおよび不可避不純物からなり、当該不可避不純物としてのTiが0.01質量%以下に制限された成分組成を有するとともに、平均結晶粒径が20 μm以下、{110}方位結晶の面積率が25%以上に調整された組織を有することを特徴とする成形性に優れたアルミニウム合金板。

【請求項 2】

Feを1.5～2.0質量%、Mnを2.0質量%以下含有し、残部がアルミニウムおよび不可避不純物からなり、当該不可避不純物としてのTiが0.01質量%以下に制限された成分組成を有するとともに、平均結晶粒径が20 μm以下、{110}方位結晶の面積率が25%以上に調整された組織を有することを特徴とする成形性に優れたアルミニウム合金板。

【請求項 3】

請求項 1 または 2 に記載の成分組成を有するアルミニウム合金溶湯を、電磁攪拌しながらDC castingし、得られた铸塊を均質化熱処理、圧延加工、350～500 で1～10時間のバッチ焼鈍処理もしくは400～550 で1秒～10分の連続焼鈍処理で最終焼鈍することを特徴とする成形性に優れたアルミニウム合金板の製造方法。

【請求項 4】

前記電磁攪拌は、起磁力を15000～25000At、周波数を10～30Hzとしたものである請求項 3 に記載の成形性に優れたアルミニウム合金板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、伸びが高く、張出性と絞り性の両方の成形性に優れたアルミニウム合金板およびその製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

近年、電子機器や自動車の軽量化を目的として、電子機器のケースや自動車の部材などにアルミニウム合金板がスチール板に代わって用いられるようになってきている。しかしながら、それらの多くは複雑な形状であるため、そのような用途のアルミニウム合金板には優れた成形性が要求されている。

10

前記のような用途に対して曲げ成形のほか、張出成形、絞り成形、およびこれらを組み合わせたものがアルミニウム合金板の成形方法として利用される。当該要求に応えるものとして、特許文献1には、全伸びが40%以上で局部伸びが10%以上である張出性に優れたアルミニウム合金板が提案されている。

また、特許文献2には、引張強さと0.2%耐力の差の値を103MPa以上、エリクセン値を9.5以上、直径50mm、肩半径5mmのポンチでの円筒深絞り試験での限界絞り比を2.05以上としたプレス成形性に優れたアルミニウム合金板が提案されている。

【特許文献1】特開2001-288523号公報

【特許文献2】特開2001-342577号公報

【発明の開示】

20

【発明が解決しようとする課題】

【0003】

しかしながら、特許文献1で提案されたアルミニウム合金板は、伸びおよび張出成形性に優れるものの、絞り性が十分ではなく、一方、特許文献2で提案されたアルミニウム合金板は張出成形性が未だ不足しているうえに、ポリウレタン組成物および潤滑機能付与剤を主成分とするアルカリ可溶型潤滑皮膜を設ける必要があり、前記のような用途に対して必ずしも十分には対応できていない。

【0004】

本発明は、このような問題を解消すべく案出されたものであり、各種成形方法の使用で、電子機器のケースや自動車の部材などの広範な用途に適応できるよう、伸びが高く、張出性と絞り性の両方の成形性に優れたアルミニウム合金板、具体的には35%以上の高い伸びと0.85以上の平均r値（ランクフォード値）、33mm以上の球頭張出高さ、および2.17以上の限界絞り比を兼ね備えた成形性に優れたアルミニウム合金板を提供することを目的とする。

30

【課題を解決するための手段】

【0005】

本発明の成形性に優れたアルミニウム合金板は、その目的を達成するため、Feを1.0~2.0質量%含有し、残部がアルミニウムおよび不可避不純物からなり、当該不可避不純物としてのTiが0.01質量%以下に制限された成分組成を有するとともに、平均結晶粒径が20μm以下、{110}方位結晶の面積率が25%以上に調整された組織を有することを特徴とする。

40

本発明の成形性に優れたアルミニウム合金板は、Feを1.5~2.0質量%、Mnを2.0質量%以下含有し、残部がアルミニウムおよび不可避不純物からなり、当該不可避不純物としてのTiが0.01質量%以下に制限された成分組成を有するとともに、平均結晶粒径が20μm以下、{110}方位結晶の面積率が25%以上に調整された組織を有することを特徴とするものである。

【0006】

本発明の成形性に優れたアルミニウム合金板は、上記の成分組成を有するアルミニウム合金溶湯を、電磁攪拌しながらDC castingし、得られた铸塊を均質化熱処理、圧延加工、350~500 で1~10時間のバッチ焼鈍処理もしくは400~550 で1秒~10分の連続焼鈍処理で最終焼鈍することにより製造される。

50

前記電磁攪拌としては、起磁力を15000～25000At、周波数を10～30Hzとした攪拌を行うことが好ましい。

【発明の効果】

【0007】

本発明により提供されるアルミニウム合金板は、成分組成が規定されているとともに、微細な結晶粒で構成され、かつ結晶方位を揃えているために、伸びが高く、張出性と絞り性の両方の成形性に優れたものとなっている。このため、潤滑被膜を必要とせずに、複雑な形状の電子機器のケースや自動車の部材などに成形して使用可能である。

10

また、本発明のアルミニウム合金板の製造方法によれば、前記の伸びが高く、張出成形性と絞り成形性に優れたアルミニウム合金板が安価に得られる。

【発明を実施するための最良の形態】

【0008】

張出成形法や深絞り成形法によりアルミニウム合金板を、電子機器のケースや自動車の部材などの広範な用途に用いようとするとき、当該アルミニウム合金板としては、伸びが高く、張出し性と絞り性の両方の成形性に優れたものが要求される。

本発明者らも、伸びが高く、張出し性と絞り性の両方の成形性に優れたアルミニウム合金板を得るべく、鋭意研究を重ねてきた。

その過程で、平均結晶粒径を小さくし、{110}方位結晶の占める面積率を高くすることにより、伸びが高く、張出成形性と絞り成形性に優れたアルミニウム合金板を得ることができるを見出した。

20

【0009】

本発明はこの知見に基づいてなされたものであり、特定の化学成分のアルミニウム合金溶湯を電磁攪拌しながらDC鑄造し、得られた鑄塊を均質化熱処理、圧延加工、最終焼鈍することにより、平均結晶粒径が微細化するとともに{110}方位結晶の面積が高率となることを究明して本発明を完成させた。

すなわち本発明は、Feが1.0～2.0質量%、残部がアルミニウムおよび不可避不純物で、当該不可避不純物としてのTiが0.01質量%以下、好ましくは0.005質量%以下に制限された成分組成に調整するとともに、平均結晶粒径が20μm以下、{110}方位結晶の面積率が25%以上である組織に調整することにより、張出成形性と絞り成形性を高めることができたものである。上記要件を具備することにより、具体的には、35%以上の高い伸び、0.85以上の平均r値、33mm以上の球頭張出高さ、および2.17以上の限界絞り比の全てを達成できるものが得られる。

30

さらに2.0質量%以下のMnを含有してもよい。

【0010】

本発明に係るアルミニウム合金板は、前記成分組成を有するアルミニウム合金溶湯を電磁攪拌しながらDC鑄造し、得られた鑄塊を均質化熱処理、圧延加工、最終焼鈍することにより得られる。すなわち、電磁攪拌しながらDC鑄造することにより、溶湯の凝固時に発生する樹枝状結晶の樹枝部を該電磁攪拌力により分断するとともに、分断された樹枝部を溶湯内に分散させて結晶核とし、該結晶核の数を増加させて、結晶粒径を微細化、均一化したアルミニウム合金鑄塊を得るとともに、さらに、得られた鑄塊を均質化熱処理、圧延加工、最終焼鈍することと相まって、結果として、アルミニウム合金板の結晶粒径を微細化するとともに、{110}方位結晶の面積率を増大させ、成形性を向上させることができたものである。

40

【0011】

鑄造時の電磁攪拌の条件は、鑄塊の断面積によって異なるが、鑄塊が厚さ400～600mm、幅800～1600mmの場合には、起磁力が15000～25000At、周波数が10～30Hzであることが好ましい。さらに、圧延後の前記最終焼鈍処理を350～500℃で1～10時間の保持のバッチ焼鈍処理もしくは400～550℃で1秒～10分の保持の連続焼鈍処理とする。これにより、平均

50

結晶粒径が20 μm 以下、{110}方位結晶の面積率が25%以上であるアルミニウム合金板が容易に得られる。

【0012】

ところで、鉄鋼の場合において、電磁攪拌しながら鑄造することにより、溶湯の凝固時に発生する樹枝状結晶の樹枝部をこの電磁攪拌力により分断し、結晶粒径を微細化させて成形性を向上させるという技術が特開昭50-23338号公報に開示されているが、本発明者らの研究によれば、アルミニウム合金の場合には、単にアルミニウム合金鑄塊の結晶粒径を微細化しただけではアルミニウム合金板の成形性は向上しない。

本発明は、アルミニウム合金の場合において、電磁攪拌しながら鑄造することにより、溶湯の凝固時に発生する樹枝状結晶の樹枝部をこの電磁攪拌力により分断するとともに、さらに圧延後の最終焼鈍処理を組合せ、アルミニウム合金板の平均結晶粒径を微細化するとともに、{110}方位結晶の面積を増加させて、成形性の向上を図ったものであり、単に前記特許文献で紹介されている技術をアルミニウム合金に転用したものではない。

【0013】

また、Feを0.75~2.0質量%含有するアルミニウム合金を電磁攪拌しながら連続鑄造して、針状金属間化合物を破碎して微細化したチクソキャスト用鑄造材料を得る技術が特開平11-285793号公報に開示されている。

これに対して、本発明のアルミニウム合金は、Si、Cu、Tiの含有量がそれぞれ不可避の不純物レベルまで低減されているため、凝固時の初晶はAlである。本発明は、初晶Alの樹枝状結晶の樹枝部を電磁攪拌力により分断するとともに、さらに圧延後の最終焼鈍処理を組合せ、アルミニウム合金板の平均結晶粒径を微細化するとともに、{110}方位結晶の面積を増加させて、成形性に優れたアルミニウム合金板を得るものであって、前記特許文献で紹介された発明とは基本的発想を異にするものである。

【0014】

同様に、0.75~1.5質量%のFeと[Fe/5+0.2]質量%以下のMn、あるいは1.5~2.0質量%のFeと[2.0-Fe]質量%以下のMnを含有するアルミニウム合金を電磁攪拌しながら連続鑄造して、針状金属間化合物を破碎して微細化する技術が特開2000-637号公報に、さらに3/4~5/3質量%のFeと[Fe/5]~[2.0-Fe]質量%のMnを含有するアルミニウム合金を電磁攪拌しながら連続鑄造して、針状金属間化合物を破碎して微細化したチクソキャスト用鑄造材料を得る技術が特開2000-15405号公報に開示されている。これらの技術も、針状金属間化合物を破碎して微細化しようとするものであり、本発明とは基本的発想を異にするものである。

【0015】

続いて、本発明を詳細に説明する。

まず、本発明に係るAl-Fe系の合金の凝固過程を説明する。

本発明に係るAl-Fe系の合金は、凝固に際し、最初に凝固した結晶部分からFeを溶湯内へ拡散させながら結晶が成長し、成長中の結晶の周囲は、Fe濃度が他の結晶の成長に関与しない部分と比較して高濃度となる。そして、この高濃度箇所は凝固開始温度が低くなるとともに結晶の成長速度も遅くなる。一方、凝固の冷却過程において、前記他の結晶の成長に関与しない部分は前記周囲がFe濃度の高い結晶部分と比較して結晶の成長が促され易く、前記と同様にFeを溶湯内へ拡散させながら結晶が成長し、前記と同様にFe濃度の影響を受けて成長速度が遅くなる。このような結晶成長の繰り返しを繰り返して結晶は樹枝状に成長し、凝固を終了する。

本発明は、樹枝状結晶の樹枝部を結晶核として有効に利用しようとするものであり、電磁攪拌力により樹枝部を適切なサイズに分断するとともに分断された樹枝部を溶湯内に多数分散させて結晶核とし、鑄塊の結晶粒径の微細化、均一化を図るものである。

【0016】

次に各発明特定要件について特定理由を説明する。

Fe : 1.0~2.0質量%

Feは、Al-Fe系の金属間化合物として晶出する。この金属間化合物はアルミニウム合金

10

20

30

40

50

の強度向上に効果があるほか、最終焼鈍時の再結晶核として結晶粒微細化の效果に寄与する。Feが1.0質量%未満であると、これらの効果が不十分であって平均結晶粒径が20 μm を超える結果をもたらす。逆に、2.0質量%を超えるほどに多くなるとAl-Fe系の粗大金属間化合物が晶出し、最終焼鈍時に再結晶粒が粗大化する一方で、{110}方位結晶の面積率が向上しないため、成形性が低下する。そのため、Feの含有量は1.0~2.0質量%とする。

【0017】

Mn：2.0質量%以下

Mnは、Feとともにアルミニウム合金に添加すると、Al-Fe-Mn系の金属間化合物として晶出する。この金属間化合物は前記Al-Fe系の金属間化合物と同様、アルミニウム合金の強度向上の効果を増大させるほか、最終焼鈍時の再結晶核として結晶粒微細化の效果に寄与する。したがって、必要に応じて含有させる。しかしながらMnの添加量が2.0質量%を超えるとAl-Fe-Mn系の金属間化合物が粗大化し、製板を困難にする結果をもたらす。そのためMnを添加する場合、その添加量は2.0質量%以下とする。

【0018】

不可避不純物

従来、Tiは、Al-Ti合金、Al-Ti-B合金、Al-Ti-C合金などの形態で、アルミニウム合金の鑄塊の結晶粒微細化剤の成分として、羽毛状晶や粗大晶の発生を防ぎ、鑄造時の割れ、あるいは圧延中の板割れの防止を目的として添加されている。これはアルミニウム合金の鑄造に際し、TiとB、Cなどとの化合物であるTiB₂、TiCなどの粒子がアルミニウムの凝固に先立って溶湯中に晶出し、それがアルミニウムの凝固における結晶核として作用するためと理解される。前記のようなアルミニウム合金の鑄塊の結晶粒微細化剤は、Tiの含有量として0.01質量%を超えると微細化の効果が顕在化する。

ところが、本発明者らの研究によれば、本発明においてはTiを含有すると電磁攪拌の効果が低下することが突きとめられた。その理由の詳細は不明であるが、Tiの含有量が0.01質量%を超えるとTiB₂、TiCなどの粒子がアルミニウムの凝固に先立って溶湯中に晶出し、前記のような樹枝状結晶が成長する前に結晶化してしまうためと考えられる。

そこで本発明においては、合金の溶製にあたっては、それぞれのTi含有量を基に地金、スクラップ、添加合金等の溶解原料を種々選択し、合金溶湯に不可避免的に混入するTi量を0.01質量%以下となるように制限する。

【0019】

Siは、不可避免的に混入する不純物の代表的なものがあるが、本発明の合金においては、0.2質量%まで許容される。Siが0.2質量%を超えると変形能の低いAl-Fe-Si系の化合物が生成し、成形性が低下する。

また、不可避不純物としてのCuとZnは0.1質量%まで許容されるが、好ましくは0.05質量%以下である。

Mnも基本的には不純物であり、好ましくは0.05質量%以下とする。しかし前記した通り強化作用を有するので、この強化作用を期待するときには2.0質量%を上限として含有させてもよい。

その他の不可避不純物はそれぞれ0.05質量%まで許容される。

【0020】

平均結晶粒径：20 μm 以下

結晶粒が細くなると、伸びが高くなって張出性が向上するとともに、強度も高くなって絞り性が向上する。平均結晶粒径が20 μm を超えると、張出性および絞り性が低下し、平均r値が0.85未満に、限界絞り比が2.17未満になってしまう。平均結晶粒径は、好ましくは15 μm 以下、さらに好ましくは10 μm 以下とする。平均結晶粒径が10 μm 以下になると、平均r値が0.95以上、限界絞り比が2.20以上になる。

なお、本発明においては、結晶粒径の測定は、図1に「結晶粒測定断面」として示す、圧延平行方向を含むアルミニウム合金板の断面の1mm \times 1mmの範囲の結晶粒をSEM-EBSDにて解析、15°未満の小傾角の境界を結晶粒内の亜結晶粒界とみなす一方、15°以上の傾角の境界で囲まれる領域を結晶粒として、その結晶粒の円相当径を測定し、その平均値を算

10

20

30

40

50

出することとする。

【0021】

{110}方位結晶の面積率：25%以上

{110}方位結晶の面積率が高いほどアルミニウム合金板の平均 r 値が高くなり、絞り性が向上する。

一般的に、{110}方位結晶の面積率の測定は、圧延平行方向を含むアルミニウム合金板の断面の結晶粒をSEM EBSDにて解析、{110}方位から 10° 以内の結晶粒の面積率の測定により得ることができる。

本発明者らの研究によれば、図1に「結晶粒測定断面」として示す圧延平行方向を含むアルミニウム合金板の断面の結晶粒をSEM EBSDにて解析して得られる{110}方位から 10° 以内の結晶粒の面積率が高いほどアルミニウム合金板の平均 r 値が高くなる成果が得られている。そして、このようにして得られた{110}方位から 10° 以内の結晶粒の面積率が25%未満だと、0.85以上の平均 r 値が得られないため、当該方法で得られた{110}方位結晶の面積率を25%以上とする。

【0022】

次に本発明のアルミニウム合金板の製造方法について説明する。

鑄造方法

本発明では電磁攪拌しながらDC鑄造する。ここで、DC鑄造とは内壁面を水冷した急冷鑄型内に樋で導いた溶湯を注ぎ、この溶湯を急冷鑄型の内壁面で冷却凝固させるとともに、凝固直後の鑄塊を下方または側方へ順次引き出し、さらに当該鑄塊に冷却水を噴射して急冷するという鑄造法であり、アルミニウム合金の鑄造法としては生産性に優れたものとして公知のものである。

また、前記の急冷鑄型の上部に断熱湯溜部を設け、該断熱湯溜部に溶湯を樋で導いて鑄造する、ホットトップDC鑄造もアルミニウム合金の鑄造法として公知のものであるが、このような鑄造法もDC鑄造の範疇であり、本発明の実施にあたっては好適に使用できる。

【0023】

電磁攪拌条件

アルミニウム合金溶湯は凝固する際、凝固しやすい位置、すなわち結晶核を中心に結晶が成長する。従来は前述のように、Tiを含有する鑄塊の結晶粒微細化剤を添加、含有させて結晶核としていた。したがって、その結晶核が多ければ鑄塊の結晶粒は小さくなる。本発明では、このTiを含有する鑄塊の結晶粒微細化剤を使用することなく、鑄塊の結晶粒を微細化し、鑄造割れあるいは圧延割れの防止を図ろうとするものである。

ところで、DC鑄造は前記のように急冷鑄型を用いるものであるが、鑄塊の結晶粒微細化剤を添加しない場合には、鑄型内壁面から凝固が開始する。凝固により生成した結晶は、凝固開始点を根元として樹枝状に成長するが、この樹枝状結晶の樹枝部を分断、溶湯内に分散できれば、この分断された樹枝部を、前記Tiを含有する鑄塊の結晶粒微細化剤の結晶核の代用とすることができ、しかも前記樹枝部の分断箇所が多ければ鑄塊の結晶粒は微細化するが、このとき、未凝固の溶湯はFe濃度を徐々に高めながら微細凝固組織を囲繞し、最終凝固部に生成される金属間化合物も微細、均一に分散する。

【0024】

本発明の電磁攪拌は、鑄型内壁面に結晶成長した樹枝状結晶の樹枝部を微細に分断し、分断された樹枝部を溶湯内に分散させて結晶核とするためのものであるが、この方法では、結晶核は溶湯内で攪拌されながら成長するため、Tiを含有する鑄塊の結晶粒微細化剤を使用する場合よりも、鑄塊の結晶粒のサイズが均一になりやすい。鑄塊の結晶粒のサイズが均一になると、その後の均質化熱処理、圧延加工、最終焼鈍と相まって、結果として、アルミニウム合金板の結晶粒が微細化するとともに、{110}方位結晶の面積率が増加し、成形性が向上する。

【0025】

電磁攪拌条件の好ましい値は、鑄塊の断面積によって異なるが、起磁力は1000～100000 At、周波数は5～80Hzの範囲から選択すればよい。断面積が小さいならば、起磁力は小さ

10

20

30

40

50

く、周波数は高く、断面積が大きいならば、起磁力は大きく、周波数は低くする。特に鋳塊が厚さ400～600mm、幅800～1600mmの場合には、起磁力は15000～25000At、周波数は10～30Hzが最適である。

【0026】

起磁力または周波数が前記の鋳塊の断面積によって異なる好ましい値を下回る場合は電磁攪拌力が弱く、溶湯中に発生する樹枝状結晶の樹枝部を分断する効果が得られず、鋳塊の結晶粒組織が微細化しないため、結果的にアルミニウム合金板の平均結晶粒径が20 μ m以下にならない。その一方、起磁力が前記の鋳塊の断面積によって異なる好ましい値を超えると電磁攪拌力が強すぎ、樹枝状結晶が根元で折れるのみで、結晶核の数が増加しないため、結果的にアルミニウム合金板の平均結晶粒径が20 μ m以下まで小さくならない。また、周波数が前記の鋳塊の断面積によって異なる好ましい値を超えると、表皮効果により電磁力が溶湯の鋳型と接触する部分に集中して溶湯全体にゆきわたらないため、アルミニウム合金板の当該電磁力のゆきわたらなかった部分の平均結晶粒径が20 μ m以下まで小さくならない。

10

【0027】

均質化熱処理条件

溶質元素分布の均一化、Al-Fe-Mn系晶出物の分断化、FeおよびMnの析出を目的として均質化熱処理をする。その条件は、公知のものでよく、たとえば特開2002-348625号公報に開示されているような、450～620℃の温度に5時間以上保持することで十分に均質化される。

20

【0028】

圧延条件

熱間圧延の条件は特に限定しないが、350℃以上の温度で行うことが好ましい。

冷間圧延での断面減少率は50～95%の範囲とする。断面減少率が50%未満であると最終焼鈍後の結晶粒が粗くなり、伸び、張出性および絞り性が低下することがある。断面減少率が95%を超えると圧延途上において耳割れが発生するおそれがある。

冷間圧延の途中で必要に応じて中間焼鈍してもよい。中間焼鈍を複数回してもよいが、その場合、最後の中間焼鈍から後の断面減少率を50～95%の範囲とすることが好ましい。中間焼鈍までの冷間圧延の断面減少率、および複数回の中間焼鈍間の冷間圧延の断面減少率は95%以下とすることが好ましい。断面減少率が95%を超えると圧延途上において耳割れが発生するおそれがある。

30

【0029】

最終焼鈍条件

350～500℃で1～10時間のバッチ焼鈍もしくは400～550℃で1秒～10分の連続焼鈍が好ましい。

350℃未満の温度あるいは1時間未満のバッチ焼鈍、400℃未満の温度あるいは1秒未満の連続焼鈍では、再結晶が不完全であり、成形性に関する特性値のばらつきが大きくなり、有意の値が得られない。このようなものは、電子機器のケースや自動車の部材などへの使用に適さない。500℃以上あるいは10時間超えてのバッチ焼鈍、550℃以上あるいは10分以上の連続焼鈍では、結晶粒が粗大化するため、伸びを35%に到達させることができないほか、平均r値が0.85未満に、LDR（限界絞り比）が2.17未満となっており、目的とする張出性と絞り成形性が得られない。

40

焼鈍後、必要に応じて、テンションレベラにより歪みを矯正してもよい。本発明の効果は歪み矯正によって損なわれない。

【実施例】

【0030】

実施例1；

次に具体的な実施例について説明する。

表1に示す成分組成のアルミニウム合金溶湯を溶製し、鋳塊の引出速度50mm/分なる条件のDC鋳造法で、しかも表2に示す電磁攪拌処理を施しながら、厚さ500mm、幅1000mmの

50

鋳塊を得た。

その後、580 × 6.0時間の均質化処理を施した後、熱間圧延、冷間圧延、最終焼鈍して、厚さ1mmのアルミニウム板を得た。なお、冷間圧延時の断面減少率、およびその後に行う最終焼鈍の条件は、表2に併記する条件とした。

【0031】

【表1】

表1：供試材の成分組成

| 合金名 | 化学成分 (質量%) | | | | | | 備考 |
|-----|------------|------------|------|--------------|------|------|------|
| | Fe | Mn | Si | Ti | Cu | Zn | |
| A | 1.2 | — | 0.08 | 0.004 | 0.06 | 0.02 | 本発明例 |
| B | 1.6 | — | 0.08 | 0.004 | 0.05 | 0.03 | |
| C | 1.8 | — | 0.08 | 0.004 | 0.04 | 0.01 | |
| D | 1.5 | 0.5 | 0.08 | 0.004 | 0.06 | 0.02 | |
| E | 1.6 | 1.5 | 0.08 | 0.004 | 0.03 | 0.02 | |
| F | 1.8 | 0.5 | 0.08 | 0.004 | 0.05 | 0.01 | |
| G | 1.8 | 1.0 | 0.08 | 0.004 | 0.04 | 0.03 | |
| H | <u>0.8</u> | 0.5 | 0.08 | 0.004 | 0.02 | 0.02 | 比較例 |
| I | 1.8 | — | 0.08 | <u>0.020</u> | 0.04 | 0.01 | |
| J | 1.5 | 0.5 | 0.08 | <u>0.020</u> | 0.01 | 0.01 | |
| K | 1.2 | <u>2.2</u> | 0.08 | 0.004 | 0.01 | 0.02 | |
| L | <u>2.3</u> | 0.6 | 0.08 | 0.004 | 0.02 | 0.02 | |

注1；“—”は0.05未満を示す。

注2：残部はAlおよびその他の不可避不純物である。

【0032】

【表 2】

表 2：アルミニウム合金板の製造条件

| 試験 No. | 合金名 | 鋳造時の電磁攪拌条件 | | 冷間圧延時の 断面減少率 (%) | 最終焼鈍条件 | | | 特記事項 | 備考 |
|-----------|-----|-------------|-------------|------------------------|--------|------------|------------|------------------|------|
| | | 起磁力 (At) | 周波数 (Hz) | | 方式 | 温度 (°C) | 時間 (hr) | | |
| 1 | A | 21000 | 15 | 83 | バッチ焼鈍 | 450 | 2.0 | | 本発明例 |
| 2 | B | 21000 | 15 | 83 | バッチ焼鈍 | 450 | 2.0 | | |
| 3 | C | 21000 | 15 | 83 | バッチ焼鈍 | 450 | 2.0 | | |
| 4 | D | 21000 | 15 | 83 | バッチ焼鈍 | 450 | 2.0 | | |
| 5 | E | 21000 | 15 | 83 | バッチ焼鈍 | 450 | 2.0 | | |
| 6 | F | 21000 | 15 | 83 | バッチ焼鈍 | 450 | 2.0 | | |
| 7 | G | 21000 | 15 | 83 | バッチ焼鈍 | 450 | 2.0 | | |
| 8 | D | 21000 | 15 | 83 | 連続焼鈍 | 530 | 0.003 | | |
| 9 | H | 21000 | 15 | 83 | バッチ焼鈍 | 450 | 2.0 | | 比較例 |
| 10 | I | 21000 | 15 | 83 | バッチ焼鈍 | 450 | 2.0 | | |
| 11 | J | 21000 | 15 | 83 | バッチ焼鈍 | 450 | 2.0 | 粗大晶出物発生により製板できず | |
| 12 | K | 21000 | 15 | | | | | | |
| 13 | L | 21000 | 15 | 83 | バッチ焼鈍 | 450 | 2.0 | | |
| 14 | J | 電磁攪拌なし | | 83 | バッチ焼鈍 | 450 | 2.0 | 粗大晶出物発生により製板できず | |
| 15 | D | 電磁攪拌なし | | | | | | | |
| 16 | D | 30000 | 15 | 83 | バッチ焼鈍 | 450 | 2.0 | | |
| 17 | D | 21000 | 5 | | | | | | |
| 18 | D | 21000 | 40 | | | | | | |
| 19 | D | 21000 | 15 | 33 | バッチ焼鈍 | 450 | 2.0 | 粗大羽毛状晶発生により製板できず | |
| 20 | D | 21000 | 15 | 98 | | | | 粗大羽毛状晶発生により製板できず | |
| 21 | D | 21000 | 15 | 83 | バッチ焼鈍 | 270 | 2.0 | 耳割れで製板できず | |
| 22 | D | 21000 | 15 | 83 | バッチ焼鈍 | 450 | 0.5 | 最終焼鈍で再結晶せず | |
| 23 | D | 21000 | 15 | 83 | バッチ焼鈍 | 520 | 4.0 | 最終焼鈍で再結晶せず | |
| 24 | D | 21000 | 15 | 83 | バッチ焼鈍 | 450 | 12.0 | | |

【 0 0 3 3 】

得られた厚さ1mmのアルミニウム板の組織および特性を評価した。評価方法は以下のと

10

20

30

40

50

おりである。なお、平均結晶粒径および{110}方位結晶の面積率は、圧延平行方向を含むアルミニウム板の断面の結晶粒をSEM EBSDにて解析・測定した。

引張試験特性の評価：

JIS

Z 2201:1998に規定されるJIS5号試験片を作製、JIS Z 2241:1998に基づく室温での引張試験により、0.2%耐力、引張強さ、伸びの各特性値を測定した。これらの特性Aは圧延方向と平行(A L)、圧延方向に垂直(A LT)、圧延方向から45°(A 45)の3方向のものを測定、(1)式より平均値を計算し、その値を用いた。

$$A=\{(A L)+(A LT)+2 \times (A 45)\} / 4 \cdots \cdots (1)$$

【0034】

10

平均r値の評価：

JIS

Z 2201:1998に規定されるJIS5号試験片を作製し、室温での引張試験により、JIS G 0202:1987の規定に基づいてr値を測定した。前項の引張試験特性と同様に圧延方向と平行(A L)、圧延方向に垂直(A LT)、圧延方向から45°(A 45)の3方向のものを測定、(1)式より平均値を計算し、その値を用いた。

【0035】

球頭張出高さの測定：

以下の条件にて張出成形し、破断時の限界高さを測定した。

ポンチ：100mm (半球形)、肩R：50mm、ダイ：105mm、肩R：4mm

20

【0036】

限界絞り比の測定：

以下の条件で、破断せずに絞ることのできる最大ブランク径を求め、ポンチ径との比より限界絞り比を算出した。

ポンチ：33mm (円柱形)、肩R：3mm、ダイ：35mm、

しわ押さえ：100kg 潤滑剤：ジョンソンワックス#700

【0037】

評価結果を表3に示す。

試験No.1～3は、Mnを含まないアルミニウム合金の場合の実施例であるが、成分組成、製造条件とも本発明の範囲内であり、平均結晶粒径が15μm以下、{110}方位結晶の面積率が27%以上、伸びが41%以上、平均r値が0.87以上、球頭張出高さが34mm以上、限界絞り比が2.17以上であり、伸びが高く、張出性と絞り性が優れている。

30

試験No.4～8は、Mnを含むアルミニウム合金の場合の実施例であるが、成分組成、製造条件とも本発明の範囲内であり、平均結晶粒径が12μm以下、{110}方位結晶の面積率が27%以上、伸びが35%以上、平均r値が0.95以上、球頭張出高さが33mm以上、限界絞り比が2.20以上であり、伸びが高く、張出性と絞り性が優れている。

【0038】

試験No.9は、Feが少なく、成分組成が本発明の範囲外となるアルミニウム合金の場合の比較例であるが、製造条件は本発明の範囲内であるものの、平均結晶粒径が21μm、{110}方位結晶の面積率が21%、伸びが44%、平均r値が0.85、球頭張出高さが38mm、LDRが2.07であり、伸びが高く、張出性に優れるが、絞り性が十分ではなかった。

40

試験No.10, 11は、Tiの含有量が多く、成分組成が本発明の範囲外となるアルミニウム合金の場合の比較例であるが、製造条件は本発明の範囲内であるものの、平均結晶粒径が25～28μm、{110}方位結晶の面積率が23%、伸びが37～40%、平均r値が0.82～0.84、球頭張出高さが29～31mm、LDR(限界絞り比)が2.10～2.13であり、張出性と絞り性が劣っていた。

【0039】

試験No.12は、Mnが多く、成分組成が本発明の範囲外となるアルミニウム合金の場合の比較例であるが、鋳造時に粗大晶出物が発生し、製板できなかった。

試験No.13は、Feが多く、成分組成が本発明の範囲外となるアルミニウム合金の場合の

50

比較例であるが、製造条件は本発明の範囲内であるものの、平均結晶粒径が $34\mu\text{m}$ 、 $\{110\}$ 方位結晶の面積率が19%、伸びが30%、平均 r 値が0.81、球頭張出高さが32mm、LDRが2.10であり、伸び、張出性と絞り性ともに劣っていた。

【0040】

試験No.14は、Tiの含有量が多く、成分組成が本発明の範囲外となるアルミニウム合金で、なおかつ鑄造時に電磁攪拌せず、製造条件も本発明の範囲外である場合の比較例であるが、平均結晶粒径が $30\mu\text{m}$ 、 $\{110\}$ 方位結晶の面積率が22%、伸びが40%、平均 r 値が0.81、球頭張出高さが32mm、LDRが2.13であり、伸びが高いが、張出性と絞り性が劣っていた。

試験No.4の本発明例材と試験No.14の比較例材の断面について結晶粒組織を観察すると、図2に見られるように、試験No.4の本発明例材の方が、結晶粒が均一で細くなっていることがわかる。この結晶粒の均一微細化が機械的特性の向上に繋がっていると言える。

【0041】

実施例2；

アルミニウム合金溶湯の成分組成を規定範囲内とし、製造条件を振らせた例を示す。

実施例1で用いた合金Dを溶解の後、表2中、試験No.15~24で示す条件で鑄造、熱間圧延、冷間圧延、最終焼鈍して、厚さ1mmのアルミニウム板を得た。なお、鑄塊サイズは実施例1と同じ、厚さ500mm、幅1000mmである。

得られた厚さ1mmのアルミニウム板の組織および特性を評価した。評価方法は実施例1と同じ方法で行い、その結果は表3に併記した。

評価結果は、以下のとおりである。

【0042】

試験No.15は、アルミニウム合金の化学成分は本発明の範囲内であるが、鑄造時に電磁攪拌せず、製造条件が本発明の範囲外となる場合の比較例であるが、鑄造時に粗大羽毛状晶が発生し、製板できなかった。

試験No.16は、電磁攪拌の起磁力が大きく、本発明の範囲外となるアルミニウム合金の場合の比較例であるが、平均結晶粒径が $32\mu\text{m}$ 、 $\{110\}$ 方位結晶の面積率が21%、伸びが35%、平均 r 値が0.80、球頭張出高さが30mm、LDRが2.10であり、伸びが高いが、張出性と絞り性が劣っていた。

【0043】

試験No.17は、電磁攪拌の周波数が低く、本発明の範囲外となるアルミニウム合金の場合の比較例であるが、粗大羽毛状晶が発生し、製板できなかった。

試験No.18は、電磁攪拌の周波数が高く、本発明の範囲外となるアルミニウム合金の場合の比較例であるが、表皮効果のために電磁力がゆきわたらなかった鑄塊の中心部に粗大羽毛状晶が発生し、製板できなかった。

【0044】

試験No.19は、圧延での断面減少率が低く、本発明の範囲外となるアルミニウム合金の場合の比較例であるが、平均結晶粒径が $35\mu\text{m}$ 、 $\{110\}$ 方位結晶の面積率が15%、伸びが32%、平均 r 値が0.79、球頭張出高さが29mm、LDRが2.07であり、伸び、張出性、絞り性ともに劣っていた。

試験No.20は、圧延での断面減少率が高く、本発明の範囲外となるアルミニウム合金の場合の比較例であるが、圧延途上で耳割れが発生し、製板できなかった。

【0045】

試験No.21は、最終焼鈍温度が低く、本発明の範囲外となるアルミニウム合金の場合の比較例であるが、最終焼鈍において再結晶せず、いずれの特性ともばらつきが大きく、有意の値が得られなかった。

試験No.22は、最終焼鈍時間が短く、本発明の範囲外となるアルミニウム合金の場合の比較例であるが、最終焼鈍において再結晶せず、いずれの特性ともばらつきが大きく、有意の値が得られなかった。

【0046】

試験No.23は、最終焼鈍温度が高く、本発明の範囲外となるアルミニウム合金の場合の比較例であるが、平均結晶粒径が $82\text{ }\mu\text{m}$ 、 $\{110\}$ 方位結晶の面積率が12%、伸びが30%、平均 r 値が0.72、球頭張出高さが25mm、LDRが1.98であり、伸び、張出性、絞り性ともに劣っていた。

試験No.24は、最終焼鈍時間が長く、本発明の範囲外となるアルミニウム合金の場合の比較例であるが、平均結晶粒径が $101\text{ }\mu\text{m}$ 、 $\{110\}$ 方位結晶の面積率が9%、伸びが28%、平均 r 値が0.68、球頭張出高さが23mm、LDRが1.95であり、伸び、張出性、絞り性ともに劣っていた。

【 0 0 4 7 】

【表 3】

表 3 : アルミニウム合金板の組織および特性の評価結果

| 試験 No. | 平均結晶粒径 (μm) | {110}方位結晶 の面積率 (%) | 引張試験特性 | | | 平均 r 値 | 球頭張出高さ (mm) | 限界絞り比 | 備考 | |
|-----------|--------------------------------|--------------------------|-----------------|---------------|-----------|----------|----------------|-------|------|--|
| | | | 0.2%耐力 (MPa) | 引張強さ (MPa) | 伸び (%) | | | | | |
| 1 | 15 | 27 | 36 | 78 | 45 | 0.87 | 37 | 2.17 | 本発明例 | |
| 2 | 13 | 28 | 46 | 88 | 42 | 0.91 | 35 | 2.19 | | |
| 3 | 12 | 29 | 51 | 94 | 41 | 0.93 | 34 | 2.20 | | |
| 4 | 10 | 32 | 68 | 107 | 39 | 0.99 | 36 | 2.20 | | |
| 5 | 7 | 35 | 128 | 180 | 35 | 1.01 | 33 | 2.24 | | |
| 6 | 12 | 27 | 85 | 130 | 37 | 0.95 | 35 | 2.20 | | |
| 7 | 8 | 37 | 110 | 170 | 36 | 1.02 | 34 | 2.24 | | |
| 8 | 9 | 34 | 72 | 115 | 40 | 1.01 | 37 | 2.22 | | |
| 9 | 21 | 21 | 50 | 87 | 44 | 0.85 | 38 | 2.10 | 比較例 | |
| 10 | 28 | 23 | 45 | 90 | 37 | 0.82 | 29 | 2.10 | | |
| 12 | 25 | 23 | 63 | 107 | 40 | 0.84 | 31 | 2.13 | | |
| 13 | 34 | 19 | 120 | 170 | 30 | 0.81 | 32 | 2.10 | | |
| 15 | 30 | 22 | 60 | 106 | 40 | 0.81 | 32 | 2.13 | | |
| 18 | 32 | 21 | 58 | 105 | 35 | 0.80 | 30 | 2.10 | | |
| 20 | 35 | 15 | 55 | 100 | 32 | 0.79 | 29 | 2.07 | | |
| 21 | 再結晶しなかったため、ばらつきが大きく有意の特性値が得られず | | | | | | | | | |
| 22 | 再結晶しなかったため、ばらつきが大きく有意の特性値が得られず | | | | | | | | | |
| 23 | 82 | 12 | 42 | 85 | 30 | 0.72 | 25 | 1.98 | | |
| 24 | 101 | 9 | 40 | 82 | 28 | 0.68 | 23 | 1.95 | | |

【図面の簡単な説明】

【 0 0 4 8 】

【図 1】アルミニウム合金板の結晶粒評価断面を説明する図

10

20

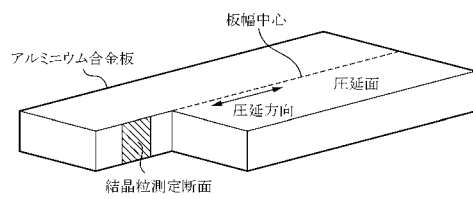
30

40

50

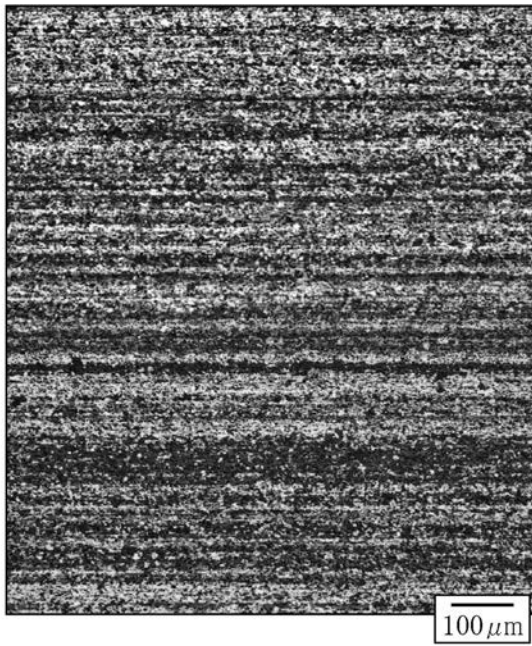
【図 2】焼鈍後のアルミニウム合金板材断面の結晶粒組織観察図

【図 1】

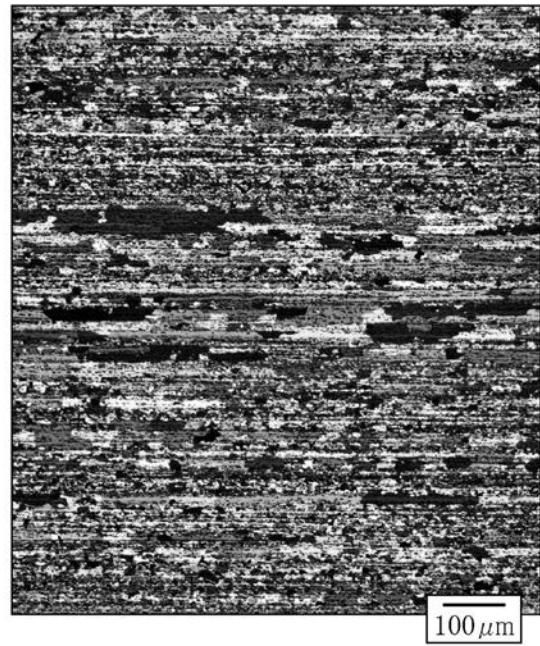


【図 2】

(a) 試験No.4(本発明例)



(b) 試験No.14(比較例)



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 2 D 11/049

C 2 2 F 1/00 (2006.01)

B 2 1 B 3/00 J

C 2 2 F 1/00 6 0 4

C 2 2 F 1/00 6 0 6

C 2 2 F 1/00 6 1 1

C 2 2 F 1/00 6 2 3

C 2 2 F 1/00 6 3 0 B

C 2 2 F 1/00 6 3 0 K

C 2 2 F 1/00 6 3 1 Z

C 2 2 F 1/00 6 6 1 Z

C 2 2 F 1/00 6 8 1

C 2 2 F 1/00 6 8 3

C 2 2 F 1/00 6 8 5

C 2 2 F 1/00 6 9 0

C 2 2 F 1/00 6 9 1 C

C 2 2 F 1/00 6 9 1 B

C 2 2 F 1/00 6 9 4 A

(72)発明者 長海 博文

静岡県静岡市清水区蒲原1丁目34番1号 日本軽金属株式会社 グループ技術センター内

(72)発明者 平山 智将

静岡県静岡市清水区蒲原1丁目34番1号 日本軽金属株式会社 グループ技術センター内

審査官 河口 展明

(56)参考文献 特開2008-261008(JP,A)

特開2005-186119(JP,A)

特開平03-100145(JP,A)

特開2005-163077(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

B 2 1 B 3 / 0 0

B 2 2 D 1 1 / 0 0 - 1 1 / 2 2

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

C 2 2 F 1 / 0 0