

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第5981842号
(P5981842)

(45) 発行日 平成28年8月31日(2016.8.31)

(24) 登録日 平成28年8月5日(2016.8.5)

(51) Int. Cl.	F 1
C 2 2 F 1/05 (2006.01)	C 2 2 F 1/05
C 2 2 C 21/02 (2006.01)	C 2 2 C 21/02
C 2 2 C 21/06 (2006.01)	C 2 2 C 21/06
C 2 2 F 1/00 (2006.01)	C 2 2 F 1/00 6 2 3
	C 2 2 F 1/00 6 3 0 A
	請求項の数 11 (全 14 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2012-518057 (P2012-518057)
 (86) (22) 出願日 平成22年5月21日(2010.5.21)
 (65) 公表番号 特表2012-531521 (P2012-531521A)
 (43) 公表日 平成24年12月10日(2012.12.10)
 (86) 国際出願番号 PCT/EP2010/057071
 (87) 国際公開番号 W02011/000635
 (87) 国際公開日 平成23年1月6日(2011.1.6)
 審査請求日 平成24年2月27日(2012.2.27)
 (31) 優先権主張番号 09164221.5
 (32) 優先日 平成21年6月30日(2009.6.30)
 (33) 優先権主張国 欧州特許庁 (EP)

(73) 特許権者 505379308
 ハイδρο アルミニウム ドイツェラント
 ゲー エム ベー ハー
 HYDRO ALUMINIUM DEU
 T SCHLAND GMBH
 ドイツ連邦共和国, ボン 5 3 1 1 7, フ
 リードリッヒーヴェーラー-シュトラッ
 2
 (74) 代理人 100095614
 弁理士 越川 隆夫
 (72) 発明者 ハンク-ヤン プリンクマン
 ドイツ連邦共和国, 5 3 1 7 5 ボン,
 シビーレンシュトラッ 7 5

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高い成形性要求を有する用途のための AlMgSi ストリップ

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

AlMgSi 合金からストリップを製造する方法であって、合金型 AA6014、AA6016、AA6060、AA6111 又は AA6181 の AlMgSi 合金から圧延インゴットを鋳造し、この圧延インゴットが均質化を受け、圧延温度に至らされた前記圧延インゴットを熱間圧延する方法において、少なくとも1つのプレート冷却器及び少なくとも1つのエマルジョン充填熱間圧延パス自体を用いて冷却操作を行ない、最後の熱間圧延パスからの出口直後に、ホットストリップが 130 以下の温度を有し、かつこれ以下の温度で前記ホットストリップを巻き取ることを特徴とする方法。

【請求項 2】

前記ホットストリップが、更に、冷間圧延されることを特徴とする請求項 1 に記載の方法。

【請求項 3】

前記ホットストリップが、0.5 ~ 6 mm の厚さに冷間圧延されることを特徴とする請求項 1 又は 2 に記載の方法。

【請求項 4】

前記ホットストリップの熱間圧延温度が、熱間圧延中の前記冷却操作前に少なくとも 230 より高いことを特徴とする請求項 1 ~ 3 のいずれか 1 項に記載の方法。

【請求項 5】

最後の熱間圧延後のホットストリップの厚さが 3 mm ~ 12 mm であることを特徴とす

る請求項 1 ~ 4 のいずれか 1 項に記載の方法。

【請求項 6】

請求項 1 ~ 5 のいずれか 1 項に記載の方法で、合金型 A A 6 0 1 4、A A 6 0 1 6、A A 6 0 6 0、A A 6 1 1 1 又は A A 6 1 8 1 の A l M g S i 合金からアルミニウムストリップを製造する方法において、溶体化焼きなまし及び急冷の後に室温での自然時効を施した T 4 状態での前記アルミニウムストリップが、少なくとも 3 0 % の破断伸び A 8 0 と共に 8 0 ~ 1 4 0 M P a の耐力 R p 0 . 2 を有するものとなることを特徴とするアルミニウムストリップを製造する方法。

【請求項 7】

前記 T 4 状態での前記アルミニウムストリップが、2 5 % より大きい均一伸び A g を有するものとなることを特徴とする請求項 6 に記載のアルミニウムストリップを製造する方法。

10

【請求項 8】

溶体化焼きなまし及び急冷の後に 2 0 5 / 3 0 分での人工時効を施した T 6 状態での前記アルミニウムストリップが、1 8 5 M P a より大きい耐力 R p 0 . 2 を有するものとなることを特徴とする請求項 6 又は 7 に記載のアルミニウムストリップを製造する方法。

【請求項 9】

溶体化焼きなまし及び急冷の後に 2 0 5 / 3 0 分での人工時効を施した T 6 状態での前記アルミニウムストリップが、少なくとも 8 0 M P a の、前記 T 6 状態及び前記 T 4 状態間の耐力差 R p 0 . 2 を有するものとなることを特徴とする請求項 6 ~ 8 のいずれか 1 項に記載のアルミニウムストリップを製造する方法。

20

【請求項 1 0】

前記 T 4 状態での前記アルミニウムストリップが、圧延方向、圧延方向に対して横断方向、及び圧延方向に対して対角方向に 2 5 % より大きい均一伸び A g を有するものとなることを特徴とする請求項 7 に記載のアルミニウムストリップを製造する方法。

【請求項 1 1】

請求項 6 ~ 1 0 のいずれか 1 項に記載のアルミニウムストリップを製造する方法で製造されたアルミニウムストリップから製造された金属シートの、自動車、航空機若しくは鉄道車両の製造業における部品、シャーシ若しくは構造要素として又はパネルとしての使用。

30

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0 0 0 1】

本発明は、A l M g S i 合金からストリップを製造する方法であって、注がれた A l M g S i 合金から圧延インゴットを鑄造し、この圧延インゴットを均質化に供し、圧延インゴットを圧延温度に至らせて熱間圧延してから、必要に応じて最終厚まで冷間圧延する方法に関する。本発明はさらに、A l M g S i 合金から製造されたアルミニウムストリップ及びその有利な使用に関する。

【背景技術】

40

【0 0 0 2】

特に自動車工学において、しかし例えば航空機構築又は鉄道車両構築等の他の適用分野でも、特に高い強度値のみならず、非常に良い成形性特性をも有し、かつ高度の変形を可能にする、アルミニウム合金製金属シートが必要である。自動車工学では、典型的な適用分野は車体及びシャーシパーツである。目に見える塗装部品、例えば外部から見える車体シート金属は、例えばスリップライン又はローピング等の塗装後の障害によって表面が損なわれないように材料の変形も起こらなければならない。このことは、例えば、アルミニウム合金シートを用いて車のエンジンボンネット及び他の車体部品を製造する場合に特に重要である。しかし、それはアルミニウム合金の観点から材料の選択を制限もする。特に、A l M g S i 合金は、主な合金成分がマグネシウムとケイ素であり、相対的に高い強度

50

と同時に良い成形性特性及び非常に優れた耐食性を有する。AlMgSi合金は、AA6XXX型合金、例えば合金型AA6016、AA6014、AA6181、AA6060及びAA6111である。アルミニウムストリップは、一般的にAlMgSi合金から、圧延インゴットを鋳造し、圧延インゴットを均質化し、その圧延インゴットを熱間圧延し、その温かいストリップを冷間圧延することによって製造される。圧延インゴットは380～580の温度で1時間より長く均質化される。最後の溶体化焼きなまし(solution annealing, Loesungsgluehen(英、独訳))並びにその後の急冷及びほぼ室温での少なくとも3日間の自然時効によって、条件T4でストリップを輸送することができる。条件T6は、100～220の温度での人工時効による急冷後に調整される。

【0003】

AlMgSi合金製の熱間圧延されたアルミニウムストリップはMg₂Siの粗沈殿物を含み、その後の冷間圧延においてアルミニウムストリップの高度の変形のため、沈殿物が破壊され、サイズが減少することが問題である。AlMgSi合金のホットストリップは、一般的に3mm～12mmの厚さで製造されてから、高度の変形を伴う冷間圧延段階に通される。従来の熱間圧延では、AlMgSi相が形成される温度範囲を非常にゆっく通すので、それによって生成された相は非常に粗い。相を形成するための上記温度範囲は合金によって決まるが、550～230である。ホットストリップ内のこれらの粗い相が最終製品の伸びを減じることが実験的に実証されている。これは、AlMgSi合金製アルミニウムストリップの成形性特性をこれまで完全には活用できていなかったことを意味する。

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0004】

従って、本発明の根底にある目的は、AlMgSi合金からアルミニウムストリップを製造する方法及びT4状態でより高い伸びを有し、かつ例えば構造化部品を製造するときこの程度まで、より高度の変形を可能にするアルミニウムストリップを提供することである。本発明の根底にあるさらなる目的は、本発明のアルミニウムストリップから製造された金属シートに有利な使用を示唆することでもある。

【課題を解決するための手段】

【0005】

本発明の第1の教示によれば、前述したようにAlMgSi合金からストリップを製造する方法の目的は、最後の熱間圧延パスからの出口直後に、ホットストリップが130以下の温度、好ましくは100以下の温度を有し、かつホットストリップが当該温度以下の温度で巻き取られるので、解決される。

【0006】

急冷によって、すなわち冷却を加速することによって、AlMgSi合金のホットストリップ内のMg₂Si沈殿の大きさを有意に減少させられることが分かった。最後の熱間圧延パスからのアウトプットのところで230～550のホットストリップ温度から130以下、好ましくは100以下の温度に急冷することによって、ホットストリップのミクロ構造の状態が凍結されるので、粗沈殿はもはや形成できない。最終厚を得るための溶体化焼きなまし及び急冷後、結果として生じるアルミニウムストリップはT4状態では有意に改善された伸びと普通の強度を有し、T6状態では同等又はそれより良くさえもある時効硬化性を有する。これまでAlMgSi合金製のストリップではこの特性の組合せは達成されていなかった。

【0007】

本発明の方法の有利な実施形態によれば、この冷却操作を最後の2回の熱間圧延パス内で行なう。すなわち130以下への冷却が数秒以内、かつどんな事情があっても5分以下で起こる。この方法により、T4状態では普通の強度と降伏点値を有しながら伸び値の増加が達成可能であり、T6状態では、特に高度のプロセス信頼性と共に時効硬化性の改善が達成可能であることが分かった。

10

20

30

40

50

【 0 0 0 8 】

本発明の方法の第 1 の実施形態により、少なくとも 1 つのプレート冷却器と、エマルジョンを充填した熱間圧延パス自体とを使用することによってホットストリップを巻取り温度 (coiling temperature, Aufwickeltemperatur (英、独訳)) まで冷却すれば、本方法を実施するための特に費用効果の高いアレンジメントが提供される。プレート冷却器は、一連の冷却剤と潤滑剤のノズルを含み、これらのノズルがアルミニウムストリップ上に圧延ミルエマルジョンを噴霧する。プレート冷却器は、圧延されたホットストリップを熱間圧延段階前の圧延温度まで冷却するという目的のため及び巻取り温度を設定するため熱間圧延工程中に存在することが多い。如何なる特殊な機器も追加することなく、従来のシステムで本発明の方法を行なうことができる。定義により、熱間圧延温度は金属の再結晶温度より高く、アルミニウムの場合は約 230 より高いことを意味する。しかしながら、本発明の教示によれば、130 の巻取り温度は、該プロセスのこれらの標準的条件より有意に低い。

10

【 0 0 0 9 】

本発明の方法の次の実施形態によれば、最後から 2 番目の熱間圧延パスの前にホットストリップの熱間圧延温度が少なくとも 230、好ましくは 400 より高ければ、これらの温度で溶解した状態のアルミニウムマトリックス内には合金の主成分であるマグネシウムとケイ素が存在するので、急冷されたホットストリップ内には特に小さい Mg_2Si 沈殿物が存在するようにすることができる。ホットストリップのこの有利な状態は、急冷工程によって、言わば「凍結」しているということである。

20

【 0 0 1 0 】

完成ホットストリップの厚さは 3 mm ~ 12 mm、好ましくは 3.5 mm ~ 8 mm であり、冷間圧延のために標準的な冷間圧延ミルを使用してよいことを意味する。

【 0 0 1 1 】

使用するアルミニウム合金は、好ましくは合金型 AA6xxx、好ましくは AA6014、AA6016、AA6060、AA6111 又は AA6181 のものである。全ての AA6xxx 型合金の共通の特性は、それらが、T4 状態での高い伸び値、及び使用可能な T6 状態、例えば 205 / 30 分の人工時効後の状態での非常に高い強度又は降伏点によって特徴づけられる、例外的に良い成形性を有することである。

30

【 0 0 1 2 】

本発明の方法のさらなる実施形態によれば、完成した圧延アルミニウムストリップは熱処理を受ける。この処理では、アルミニウムを 100 より高い温度に加熱してから、55 超え、好ましくは 85 超え の温度で巻き取り、時効させる。本方法のこの実施形態は、自然時効後に、より低い温度でより短い加熱段階を実行して、アルミニウムストリップ又はシートの T6 状態 (適用においては、部品の形にされたシート又はストリップをこの状態で使用する) を調整できるようにする。そのためには、T6 状態において、より高い降伏点値に到達するように、これらの急速に時効するアルミニウムストリップを約 185 の温度に 20 分だけ加熱する。しかし、本発明の方法のこの実施形態で製造されたアルミニウムストリップの破断伸び値 A_{g0} は 29% よりわずかに小さい。しかしながら、本発明により製造されたアルミニウムストリップは、T4 状態での時効後でもまだ 25% より大きい非常に良い均一伸び A_g を有するという点で注目に値する。均一伸び A_g という用語は、引張試験中にネッキング (necking, Einschnuerung (英、独訳)) の兆候が観察されないときの試験片の最大伸びを意味する。すなわち、試験片は均一伸びの範囲内で均等に伸びる。これまでは、同様の材料は 22% ~ 23% より高い均一伸びの値に達しなかった。均一伸びは、実際に材料に加え得る変形の最大度を決めるので、成形挙動における決定的因子である。この点で、本発明の方法をこのように使用して、アルミニウムストリップに非常に良い成形性特性を与えることができ、かつ加速した人工時効プロセス (185 / 120 分) を用いて該アルミニウムストリップを T6 状態に変えることができる。

40

50

【 0 0 1 3 】

A A 6 0 1 6 型のアルミニウム合金は、以下の合金成分（重量％で）：

0 . 2 5 % M g 0 . 6 %、
 1 . 0 % S i 1 . 5 %、
 F e 0 . 5 %、
 C u 0 . 2 %、
 M n 0 . 2 %、
 C r 0 . 1 %、
 Z n 0 . 1 %、
 T i 0 . 1 %、

10

残余の A l 及び不可避不純物（合計で 0 . 1 5 % 以下かつ個々に 0 . 0 5 % 以下を構成する）

を含む。

【 0 0 1 4 】

0 . 2 5 重量％未満のマグネシウム含量では、構造適用を目的とするアルミニウム強度が低過ぎ、一方で 0 . 6 重量％より高いマグネシウム含量では成形性が低下する。ケイ素及びマグネシウムは共にアルミニウム合金の硬化性に本質的に関与し、従って適用事例、例えば塗料を焼き付けた後に達成可能な高強度にも関与する。1 . 0 重量％未満の S i 含量では、アルミニウムストリップの時効硬化性が低減するので、適用事例では低減した強度特性だけが達成可能である。しかし、1 . 5 重量％より多い S i 含量は、圧延インゴットの製造に関して鑄造の問題をもたらす。F e の割合は、粗沈殿を防止するため 0 . 5 重量％以下に制限すべきである。銅含量を最大 0 . 2 重量％に制限すると、特定用途でアルミニウム合金の耐食性を特に改善することとなる。0 . 2 重量％未満のマンガンは、より粗いマンガン沈殿を形成する傾向を軽減する。クロムは微細なミクロ構造に関与するが、それでもこの場合も粗沈殿を防止するため、クロムを 0 . 1 重量％に制限しなければならない。対照的に、マンガンの存在は、その亀裂する傾向及びその急冷への感受性を軽減することによって、本発明のアルミニウムストリップの溶接性を改善した。亜鉛含量を 0 . 1 重量％以下に減らすと、それぞれの適用におけるアルミニウム合金又は完成金属シートの耐食性を特に改善する。対照的に、チタンは鑄造中に結晶粒の微細化をもたらすが、アルミニウム合金を容易に鑄造できるようにするため 0 . 1 重量％以下に制限すべきである

20

30

【 0 0 1 5 】

A A 6 0 6 0 型のアルミニウム合金は、以下の合金成分（重量％で）：

0 . 3 5 % M g 0 . 6 %、
 0 . 3 % S i 0 . 6 %、
 0 . 1 % F e 0 . 3 %、
 C u 0 . 1 %、
 M n 0 . 1 %、
 C r 0 . 0 5 %、
 Z n 0 . 1 0 %、
 T i 0 . 1 % 及び

40

残余の A l 及び不可避不純物（合計で 0 . 1 5 % 以下かつ個々に 0 . 0 5 % 以下を構成する）

を含む。

【 0 0 1 6 】

正確にプリセットしたマグネシウム含量と、第 1 の実施形態の場合より低い S i 含量との組合せ及び綿密に特定した F e 含量は、本発明の方法による熱間圧延後の M g₂ S i 沈殿の形成を特に効率的に防止し得るアルミニウム合金をもたらすので、従来のように製造された金属シートと比較して改善された伸び及び高い降伏点を有する金属シートを製造することができる。合金成分 C u、M n 及び C r のより低い上限は、本発明の方法の効果を

50

さらに増強する。Zn及びTiの上限の効果については、アルミニウム合金の第1の実施形態に関する注釈を参照されたい。

【0017】

AA6014型のアルミニウム合金は、以下の合金成分（重量％で）：

0.4% Mg 0.8%、

0.3% Si 0.6%、

Fe 0.35%、

Cu 0.25%、

0.05% Mn 0.20%、

Cr 0.20%、

Zn 0.10%、

0.05% V 0.20%、

Ti 0.1%及び

残余のAl及び不可避不純物（合計で0.15%以下かつ個々に0.05%以下を構成する）

を含む。

【0018】

AA6181型のアルミニウム合金は、以下の合金成分（重量％で）：

0.6% Mg 1.0%、

0.8% Si 1.2%、

Fe 0.45%、

Cu 0.10%、

Mn 0.15%、

Cr 0.10%、

Zn 0.20%、

Ti 0.1%及び

残余のAl及び不可避不純物（合計で0.15%以下かつ個々に0.05%以下を構成する）

を含む。

【0019】

AA6111型のアルミニウム合金は、以下の合金成分（重量％で）：

0.5% Mg 1.0%、

0.7% Si 1.1%、

Fe 0.40%、

0.50% Cu 0.90%、

0.15% Mn 0.45%、

Cr 0.10%、

Zn 0.15%、

Ti 0.1%及び

残余のAl及び不可避不純物（合計で0.15%以下かつ個々に0.05%以下を構成する）

を含む。そのより高い銅含量のため、AA6111合金は一般的にT6適用状態で大きい強度値を示すが、腐食に対して感受性が高いと分類されるにちがいない。

【0020】

様々な用途に関して具体的に全てのアルミニウム合金の合金成分を適応させた。前述したように、本発明の方法に従って製造されたこれらのアルミニウム合金製ストリップは、例えば205 / 30分の人工時効後の降伏点の特に顕著な増加と相まって、T4状態で特に高い伸び値を示す。このことは、熱処理後に溶体化焼きなましを受けた状態T4のアルミニウムストリップについても当てはまる。

【0021】

10

20

30

40

50

本発明の第2の教示によれば、上記目的は、AlMgSi合金で構成されたアルミニウムストリップによって達成される。T4状態のアルミニウムストリップは、少なくとも30%の破断伸び A_{g0} と共に80~140MPaの耐力 $R_{p0.2}$ を有するからである。輸送状態T4は通常、溶体化焼きなましと急冷後の少なくとも3日間の室温貯蔵によって達成される。溶体化焼きなましされた金属シート又はストリップの特性がそれによって安定するからである。本発明のアルミニウムストリップの破断伸び A_{g0} と耐力 $R_{p0.2}$ の組合せは、既知のAlMgSi合金によっては達成されていなかった。本発明のアルミニウムストリップは、上に述べたように完成シート及び部品における高い伸び値と耐力 $R_{p0.2}$ の最大値のため最大度の変形性を可能にする。

10

【0022】

MgSiアルミニウムストリップの一実施形態は、さらにその均一伸び A_g が25%より高いので、特に有利な成形性特性に恵まれる。均一伸びは、アルミニウムストリップ及び部品製造においてアルミニウムストリップから作られる金属シートの変形性の最大度を定める際の決定的因子である。製造中に抑制がきかないネッキングを回避するのは必須だからである。本発明のアルミニウムストリップは、ネッキングに関して特に高い変形可能性を有するので、本発明のアルミニウムストリップを形成して、より高いプロセス信頼性のある部品を製造することができる。

【0023】

状態T6、すなわち使用又は適用の準備ができている状態のとき、本発明のアルミニウムストリップは、好ましくは少なくとも15%の伸び A_{g0} に対して185MPaより大きい耐力 $R_{p0.2}$ を有する。本発明により製造されたアルミニウムストリップにおいて並びに溶体化焼きなまし及び急冷(状態T4)後に205 / 30分の人工時効を受けた状態T6においてこれらの値を測定した。状態T6におけるその高い降伏点及び状態T4における優れた伸び値のため、本発明のアルミニウムストリップは、例えば、自動車構築で使うのに特によく適している。

20

【0024】

本発明のさらなる実施形態によれば、205 / 30分の人工時効後の状態T6における溶体化焼きなまし及び急冷されたアルミニウムは、少なくとも80MPaの、状態T6とT4の間の耐力差 $R_{p0.2}$ を有する。本発明のアルミニウムストリップでは、状態T4と状態T6の間の降伏点の増加が特に高い。従って、本発明のアルミニウムストリップは、状態T4で成形するのに非常によく役立ち、引き続き人工時効によって非常に強い使用状態(状態T6)に変換することができる。例えば自動車製造業で求められる必要かつ高度に複雑な成形操作並びに高い強度値及び降伏点を考えると、複雑な部品を製造するためには良い硬化性が有利である。本発明に従って製造されたアルミニウムストリップが、その製造後に溶体化焼きなましプロセス、次いで熱処理プロセスを受け、かつT4状態で25%より大きい均一伸び A_g と共に80~140MPaの耐力 $R_{p0.2}$ を有する場合、傑出した成形性特性を有する急速に時効したMgSiアルミニウムストリップが製造され得る。前述したように、この変形によって、急速時効が可能であると同時に非常に良い成形性を有するMgSiアルミニウムストリップを製造することができる。T6状態を作り出すための人工時効プロセスを185 で20分間行なって、所要の降伏点の増大を果たすことができる。

30

40

【0025】

さらなる実施形態におけるように、アルミニウムストリップが、圧延方向、圧延方向に対して横断方向及び圧延方向に対して対角方向に25%より大きい均一伸び A_g を有する場合、特に等方性の変形性が与えられる。

【0026】

アルミニウムストリップは、好ましくは0.5mm~1.2mmの厚さを有する。0.5mm~2mmの厚さを有するアルミニウムストリップは、好ましくは例えば自動車製造業では車体パーツのために使用され、一方で2mmより大きく4.5mmまでのアルミニウ

50

ムストリップは、例えば自動車製造でシャーシパーツの用途に適している。6 mmまでの厚さを有する単一部品を冷間圧延で製造してもよい。これらに加えて、特殊用途では12 mmまでさへの厚さを有するアルミニウムストリップを使用し得る。これらの非常に厚いアルミニウムストリップは普通は熱間圧延によってのみ製造される。

【0027】

本発明のアルミニウムストリップのさらなる実施形態によれば、アルミニウムストリップのアルミニウム合金は、合金型AA6xxx、好ましくはAA6014、AA6016、AA6060、AA6111又はAA6181のものである。これらのアルミニウム合金の利点については、本発明の方法の説明を参照されたい。

【0028】

状態T4における良い成形性、適用状態(状態T6)における高い腐食性及び耐力Rp0.2の高い値のため、本発明のアルミニウムストリップ製の金属シートを自動車、航空機又は鉄道車両の部品、シャーシ又は構造パーツ及びパネルとして、特に自動車製造において部品、シャーシパーツ、外部又は内部パネルとして、好ましくは車体構造要素として使用することによって、本発明の第3の教示により上記目的が解決される。とりわけ、目に見える車体パーツ、例えばボンネット、フェンダー等、また鉄道車両又は航空機の外皮パネルは、成形後でさえ、高度な変形によって、高い耐力Rp0.2及び良い表面特性から利益を得る。

【0029】

本発明の方法及び本発明のアルミニウムストリップ並びにそれから作製された金属シートの使用を改良及び開発するために可能な多くの方法がある。この目的を達成するため、特許請求の範囲の請求項1及び6に従属する請求項並びに図面と共に例示実施形態の記述を参照されたい。

【図面の簡単な説明】

【0030】

【図1a】MgSiアルミニウム合金製のストリップを製造するための本発明の方法の例示実施形態の概略流れ図を示す。(圧延インゴットを製造及び均質化する工程)

【図1b】MgSiアルミニウム合金製のストリップを製造するための本発明の方法の例示実施形態の概略流れ図を示す。(熱間圧延)

【図1c】MgSiアルミニウム合金製のストリップを製造するための本発明の方法の例示実施形態の概略流れ図を示す。(冷間圧延)

【図1d】MgSiアルミニウム合金製のストリップを製造するための本発明の方法の例示実施形態の概略流れ図を示す。(溶体化焼きなましと急冷の工程)

【発明を実施するための形態】

【0031】

まず、以下の合金成分(重量%で)：

0.35% Mg 0.6%、

0.3% Si 0.6%、

0.1% Fe 0.3%、

Cu 0.1%、

Mn 0.1%、

Cr 0.05%、

Zn 0.1%、

Ti 0.1%及び

残余のAl及び不可避不純物(合計で0.15%以下かつ個々に0.05%以下を構成する)

を有するアルミニウム合金から圧延インゴット1を製造する。

【0032】

このようにして作った圧延インゴットを炉2内で約550の均質化温度で8時間、合

10

20

30

40

50

金成分が圧延インゴット全体に完全に均質に分布されるように均質化する(図1a)。

【0033】

図1bは、本発明の方法の本実施形態の圧延インゴット1が熱間圧延ミル3を通過して反転することによって(圧延中、圧延インゴット1は230~550の温度に達する)、どのように熱間圧延されるかを示す。この実施形態では、ホットストリップ4は好ましくは、それがホットローラー3を去った後かつ最後から2番目の熱間圧延パスの前に少なくとも400の温度を有する。温かいストリップ4の急冷は、好ましくはこの少なくとも400というホットストリップ温度のときにプレート冷却器5及び熱間圧延ミル3の作業ローラーを用いて行なわれる。図式的にのみ示してあるプレート冷却器5は、ホットストリップ4に冷間圧延エマルジョンを噴霧し、確実にホットストリップ4が急冷するようにする。ローラーミル3の作業ローラーにエマルジョンを装填し、さらにホットストリップ4を冷却する。最後の圧延パスの後、本実施例では、プレート冷却器5'からの出口で、ホットストリップ4はちょうど95の温度を有し、次にリコイラー(recoiler, Aufwickelhaspel(英、独訳))6で巻き取られる。

10

【0034】

ホットストリップ4は、最後の熱間圧延パスから出てすぐに130以下又は100以下の温度を有するか、或いは必要に応じて最後の2回の熱間圧延パスでプレート冷却器5及び熱間圧延ミル3の作業ローラーを用いて130以下又は100以下の温度に冷却されるので、引き続き沈殿工程に熱の形の追加エネルギーを利用できないことから、ホットストリップ4の結晶のミクロ構造が、言わば凍結される。厚さが3~12mm、好ましくは3.5~8mmのホットストリップがリコイラー6で巻き取られる。前に説明したように、本実施形態の巻取り温度は95未満である。

20

【0035】

本発明の方法においては、巻き取られたホットストリップ4内では、粗いMg₂Si沈殿物が全く又はほんの少ししか形成できない。ホットストリップ4は、さらなる加工に非常によく役立つ結晶状態を有し、例えば、デコイラー7によってホットストリップ4を巻き解き、冷間圧延ミル9に供給してから再びコイラー8で巻き取ることができる(図1c)。

【0036】

その結果、冷間圧延ストリップ11が巻き取られる。次にそれを溶体化焼きなまし及び急冷10に搬送する(図1d)。この目的のため、冷間圧延ストリップ11をコイル12から再び巻き解き、炉10内で溶体化焼きなましを行ない、急冷してコイル13に戻す。そして、室温での自然時効後、最大の成形性を備えた状態T4でアルミニウムストリップを輸送することができる。或いは(図示せず)、アルミニウムストリップ11を個々のシートに分離してよく、その後、これらのシートは自然時効後に状態T4で利用できるであろう。

30

【0037】

より大きいアルミニウムストリップ厚であれば、例えば裏当てプレートのようなシャーシ適用又は部品のため、代わりに区分的焼きなましを行ない、その直後にシートを急冷してよい。

40

【0038】

状態T6では、降伏点の最大値を得るため、人工時効プロセスでアルミニウムストリップ又はアルミニウムパネルを100~220に加熱する。例えば、人工時効を205で30分間行なってよい。

【0039】

提示した実施形態により製造されたアルミニウムストリップは、例えば、自然時効後に0.5~4.5mmの厚さを有する。車体適用のためには典型的に0.5~2mmのストリップ厚が使われ、自動車製造でのシャーシパーツのためには2.0mm~4.5mmのストリップ厚が使われる。両適用分野では、シートを用いるほとんどの操作は広範な成形を含むが、同時に最終製品の適用状態(T6)では高い強度が必須であることから、パー

50

ツ製造においては、改善された伸び値が決定的利点ということになる。

【 0 0 4 0 】

表 1 は、アルミニウム合金の合金組成を示し、これらから従来法又は本発明の方法でアルミニウムストリップを製造した。示した合金成分の含量以外に、アルミニウムストリップの残余の組成はアルミニウムと、0.05重量%以下の個々の量かつ合計で0.15重量%以下の量で存在する不純物とで構成される。

【 0 0 4 1 】

【表 1】

ストリップ°	Si 重量%	Fe 重量%	Cu 重量%	Mn 重量%	Mg 重量%	Cr 重量%	Zn 重量%	Ti 重量%
409	1.29	0.17	0.001	0.057	0.29	<0.0005	<0.001	0.02
410	1.30	0.17	0.001	0.056	0.29	<0.0005	<0.001	0.0172
491-1	1.39	0.18	0.002	0.062	0.30	0.0006	0.01	0.0158
491-11	1.40	0.18	0.002	0.063	0.31	0.0006	0.0104	0.0147

10

【 0 0 4 2 】

本発明の方法に従ってストリップ（試験片）409及び410を製造した。この方法では、最後の2回の熱間圧延パスでプレート冷却器及びホットローラー自体を用いてホットストリップを約400 から95 に冷却して巻き取った。このストリップの測定値には表2に「Inv.」と記した。次に1.04mmの最終厚までそれらを冷間圧延した。

20

【 0 0 4 3 】

従来の熱間圧延及び冷間圧延方法を用いてストリップ（試験片）491-1及び491-11を製造した。これらは、表示「Conv.」で識別している。

【 0 0 4 4 】

表2に示した機械的特性の結果は、達成可能な伸び値 A_{80} の差を明らかに示している。

【 0 0 4 5 】

【表 2】

ストリップ°		厚さ (mm)	T4				T6 205 °C / 30 分			
			Rp0.2 (MPa)	Rm (MPa)	A _g (%)	A ₈₀ (%)	Rp0.2 (MPa)	Rm (MPa)	A ₈₀ (%)	ΔRp0.2 (MPa)
409	Inv.	1.04	100	220	26.3	31.3	187	251	16.2	87
410	Inv.	1.04	98	217	25.6	30.3	195	256	15.5	97
491-1	Conv.	1.04	92	202	23.1	27.8	180	235	14.7	88
491-11	Conv.	1.04	88	196	23.0	27.4	179	232	14.3	91

30

【 0 0 4 6 】

T4状態を達成するため、ストリップは溶体化焼きなましと引き続き急冷後に室温での自然時効を受けた。T6状態は、205 で30分間の人工時効によって達成された。

40

【 0 0 4 7 】

本発明の方法によるストリップ409及び410に生じた有利なミクロ構造は、より高い耐力Rp0.2及び強度Rmの増加を示すのみならず、伸びA₈₀の増加を可能にすることも分かった。このミクロ構造は、少なくとも30%の高い破断伸びA₈₀と、耐力Rp0.2について80~140MPaの非常に高い値との特に有利な組合せをもたらす。状態T6では、降伏点が185MPaより高く上昇し、この場合、伸びA₈₀は15%より高いままである。87又は97MPaのRp0.2による硬化性から、本発明の実施形態が、15%超えの高い伸び値にもかかわらず、205 / 30分の人工時効下で人工的に時効した状態T6の降伏点に非常に良い増加を示すことが分かる。

【 0 0 4 8 】

50

本発明のストリップと従来のストリップの均一伸び A_g の比較も、25%より高い値の均一伸び A_g を有する本発明のストリップ409及び410は、測定値が23%だった従来のストリップより有意に優れていることを示している。表2は、圧延方向に対して横断方向の均一伸びの値を示す。表2に掲載しなかったが、本発明の方法によるストリップについて測定した、圧延方向に対して対角方向及び圧延方向の均一伸び A_g についても25%より高い値が記録された。これらの結果は、本発明のストリップの非常に優れた成形性を強調する。

【0049】

DIN ENに準拠して、下表の破断伸び値 A_g 及び A_{g0} 、耐力値 $R_{p0.2}$ 及び引張強度値 R_m を測定した。

10

【0050】

他のストリップについて行なった測定を利用して状態T4における測定値を検証した。ストリップA及びBのアルミニウム合金は以下の組成：

0.25% Mg 0.6%、
1.0% Si 1.5%、
Fe 0.5%、
Cu 0.2%、
Mn 0.2%、
Cr 0.1%、
Zn 0.1%、
Ti 0.1%、

20

残余のAl及び不可避不純物（合計で0.15%以下かつ個々に0.05%以下を構成する）を有した。

【0051】

ストリップA及びBは、最後の2回の圧下段階中に本発明の方法の適用によってホットストリップの95%への急冷を受け、巻き取られてから、それぞれ1.0mm及び3.0mmの最終厚さまで冷間圧延された。状態T4を達成するため、ストリップA及びBを溶体化焼きなまししてから急冷後に自然時効させた。

【0052】

これらの2つのストリップについて以下の測定値が決定された。

30

【表3】

ストリップ°	T4			
	厚さ (mm)	$R_{p0.2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A_{g0} (%)
A	1.0	107	221	31.1
B	3.0	108	212	32.0

【0053】

伸び値 A_{g0} のさらなる増加は、製造中の状態T4における非常に高度の変形と、状態T6における最大の引張強度 R_m 及び耐力 $R_{p0.2}$ とを兼ね備えなければならない部品の製造にこれらのアルミニウムストリップがいかに理想的に適合しているかを示す。

40

【0054】

さらに、追加の熱処理を受けた他のアルミニウムストリップを検査した。好ましくは製品の製造直後、例えば溶体化焼きなまし及び急冷の直後のアルミニウムストリップについて検査を行なった。このため、アルミニウムストリップを簡単に100%より高い温度に加熱してから85%より高い温度、この場合は88%で巻き取って自然に時効させた。

【0055】

50

表 4 は、溶体化焼きなまし及び急冷後に追加の熱処理を受けたストリップ 3 4 2 の組成を示す。

【表 4】

ストリップ°	Si 重量%	Fe 重量%	Cu 重量%	Mn 重量%	Mg 重量%	Cr 重量%	Zn 重量%	Ti 重量%
P342	1.3	0.17	0.00	0.06	0.3	<0.0005	<0.001	0.02

【 0 0 5 6 】

プレバーク工程 (pre-bake step, Pre-Bake-Schritt (英、独訳)) と呼ばれるこの熱処理は、破断伸び A_{g0} が今や 30% 未満であったことから、破断伸び特性の悪化をもたらした。驚くべきことに、アルミニウムストリップ P 3 4 2 の均一伸びは 25% を超えたままであり、表 5 に示すように、熱処理を受けなかった変形と変わらなかった。改善された均一伸びは、より高度の変形、ひいてはより高いプロセス信頼性又はより少ない成形工程を可能にするので、均一伸びは、アルミニウムストリップをパーツに成形する際の非常に重要な因子である。

10

【 0 0 5 7 】

表 5 は、種々の測定値を示す。一方では、ストリップの始め P 3 4 2 - B A とストリップの終わり P 3 4 2 - B E で 3 回の測定を行なった。「状態」の欄は、ストリップが状態 T 4 であったことを示す。すなわちストリップは溶体化焼きなまし及び急冷され、かつ室温で 8 時間の自然時効を受けたところだった。ストリップの始め及びストリップの終わりからストリップを切り取って長手方向 (L) (すなわち圧延方向)、圧延方向に対して横断方向 (Q)、及び圧延方向に対して対角方向 (D) で測定した。場合によっては破断伸び値 A_{g0mm} が 30% 未満に低下することもあったが、全ての方向で測定したときに均一伸び A_g は 25% より高いままであり、驚くべきことに熱処理を受けなかったストリップの破断伸びに比べて一定であることが分かった。

20

【 0 0 5 8 】

【表 5】

ストリップ/ 位置	状態	Pos.	a_0 (mm)	$R_{p0.2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A_g %	A_{g0mm} %
P342-BA	T4 (8d RT)	L	1.009	97	209	25.3	28.9
P342-BA	T4 (8d RT)	Q	1.006	90	206	25.5	28.5
P342-BA	T4 (8d RT)	D	1.005	92	207	25.6	29.1
P342-BE	T4 (8d RT)	L	1.002	95	208	25.9	30.1
P342-BE	T4 (8d RT)	Q	1.000	89	204	25.3	28.3
P342-BE	T4 (8d RT)	D	1.000	90	205	25.7	29.8

30

【 0 0 5 9 】

引き続き人工時効工程では、185 で 20 分後に状態 T 6 に達した。状態 T 6 で測定した引張降伏点の典型的値は、人工時効後には 140 MPa より高く、人工時効後 2% のさらなる伸長後には 165 MPa より高かった。従って、本発明により調製され、熱処理をも受けたアルミニウムストリップは、重要な特性を兼ね備える。T 4 状態では該アルミニウムストリップはその高い均一伸びのため非常に容易に変形可能であり、同時に該アルミニウムストリップは 185 で 20 分間の人工時効後に所望の強度に達する。

40

【 1 a 】

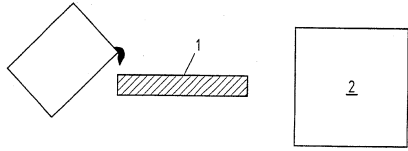


Fig. 1a

【 1 d 】

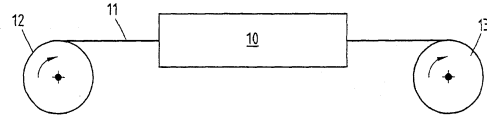


Fig. 1d

【 1 b 】

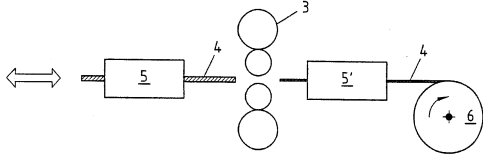


Fig. 1b

【 1 c 】

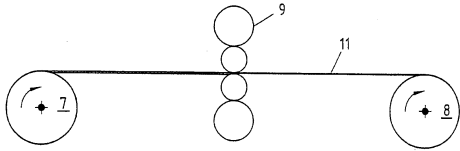


Fig. 1c

フロントページの続き

- (51)Int.Cl. F I
 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 8 3
 C 2 2 F 1/00 6 8 5 Z
 C 2 2 F 1/00 6 9 4 B
- (72)発明者 ディエトマー シュレーダー
 ドイツ連邦共和国, 4 1 5 1 5 グレーヴェンプロイヒ, ノイエンハウゼナーシュトラッセ 2
 6 4
- (72)発明者 エイケ ブリュンガー
 ドイツ連邦共和国, 4 1 5 4 1 ドルマーゲン - シュツルツェルベルク, アルンツハイデ 3
- (72)発明者 カイ - フリードリッヒ カーハウゼン
 ドイツ連邦共和国, 5 3 1 2 1 ボン, アムシェヴァネンモルゲン 1 1
- (72)発明者 トーマス ワーツ
 ドイツ連邦共和国, 2 2 1 7 5 ハンブルグ, アンダーハイツアレー 3 2

審査官 鈴木 毅

- (56)参考文献 特開2005 - 146375 (JP, A)
 特開平05 - 306440 (JP, A)
 特開2003 - 171726 (JP, A)
 特開2003 - 277869 (JP, A)
 特開2006 - 257506 (JP, A)
 特開2003 - 129156 (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