



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 101880801 A

(43) 申请公布日 2010. 11. 10

(21) 申请号 201010199924. 0

C22C 21/08 (2006. 01)

(22) 申请日 2010. 06. 13

(71) 申请人 东北大学

地址 110004 辽宁省沈阳市和平区文化路 3  
号巷 11 号

(72) 发明人 田妮 赵刚 王建军 刘春明  
左良

(74) 专利代理机构 沈阳东大专利代理有限公司  
21109

代理人 梁焱

(51) Int. Cl.

C22C 21/02 (2006. 01)

权利要求书 1 页 说明书 7 页

(54) 发明名称

一种汽车车身用铝合金及其板材制造方法

(57) 摘要

一种汽车车身用铝合金及其板材制造方法,属于铝合金技术领域,该合金的成分为 Mg0. 6 ~ 1. 33 wt%, Si 0. 6 ~ 1. 33 wt%, Cu 0. 3 ~ 0. 7 wt%, Zn ≤ 0. 3 wt%, Fe ≤ 0. 15 wt%, Mn 0. 2 ~ 0. 8 wt%, Cr 0. 01 ~ 0. 3 wt%, Ti 0. 01 ~ 0. 3 wt%, 余量为 Al。其成分中的 Mg 和 Si 质量分数比为 1, 且 Mn、Cr 和 Ti 三种合金元素的质量分数总含量 ≥ 0. 3%; 且 Cu 含量 ≥ 0. 3%。该汽车车身用铝合金的制造方法步骤如下: ①合金熔炼, ②铸造成型, ③预形核处理, ④均匀化处理, ⑤热轧, ⑥中间退火, ⑦冷轧, ⑧固溶水淬处理, ⑨室温停放, ⑩预时效处理, ⑪再次室温停放, 在室温下停放 2 周以上。本发明特点是发明合金熔铸工艺及其板材生产工艺控制简单方便, 而且发明合金板材不仅具有较高的强度, 同时还具备优异的冲压成形性, 能有效提高铝合金车身覆盖件冲压成品率, 降低冲压成本。

1. 一种汽车车身用铝合金,其特征在于该合金的成分为 Mg 0.6 ~ 1.33 wt%, Si 0.6 ~ 1.33wt%, Cu 0.3 ~ 0.7 wt%, Zn  $\leq$  0.3 wt%, Fe  $\leq$  0.15 wt%, Mn 0.2 ~ 0.8 wt%, Cr 0.01 ~ 0.3 wt%, Ti 0.01 ~ 0.3wt%,余量为 Al。

2. 如权利要求 1 所述的汽车车身用铝合金,其特征在于所述合金成分中的 Mg 和 Si 质量分数比为 1,且 Mn、Cr 和 Ti 三种合金元素的质量分数总含量  $\geq$  0.3%;且 Cu 含量  $\geq$  0.3%。

3. 权利要求 1 所述汽车车身用铝合金板材的制造方法,其特征在于包括以下步骤:

①合金熔炼,采用石墨粘土坩埚在电阻炉中熔炼,首先加入铝,待铝半熔化时加入 Cu 和 Zn;当金属全部熔化,熔体温度达 730°C ~ 750°C 时加入 Al-9.5% Si、Al-9% Mn、Al-3% Ti 和 Al-4% Cr 中间合金,并添加少量覆盖剂,当中间合金全部熔化搅拌熔体,当熔体温度达到 750°C ~ 760°C 时加入纯镁,并充分搅拌;然后造渣、除气精炼,停电,静置熔体;

②铸造成型,采用半连续方式铸造成型;

③预形核处理,将上述成分的合金铸锭在循环风炉中进行低温预先形核处理,处理温度为 100°C ~ 500°C,时间为 1h ~ 24h;

④均匀化处理,预形核处理后接着进行常规均匀化处理,温度 550°C,时间 24h;

⑤热轧,均匀化处理后将铸锭切头铣面,重新加热至 430°C ~ 450°C,热变形总量  $>$  85%,终轧温度  $\geq$  300°C,热轧终轧厚度为 4mm ~ 7mm;

⑥中间退火,热轧后的板材经 400°C ~ 440°C 中间退火处理 0.5h ~ 2h;

⑦冷轧,中间退火后的板材进行冷轧至 0.7 mm ~ 1.2mm,冷变形量  $>$  75%;

⑧固溶水淬处理,冷轧后板材经 540°C ~ 550°C,固溶水淬 5min ~ 10min;

⑨室温停放,水淬处理后在室温下停放 1min ~ 48h;

⑩预时效处理,将经过室温停放后的板材置于烘干箱中预时效处理 4min ~ 8h,温度 80°C ~ 240°C;

⑪再次室温停放,在室温下停放 2 周以上。

4. 如权利要求 3 所述的汽车车身用铝合金板材的制造方法,其特征在于制备合金所用原料中 Al 为 99.9% 的纯 Al, Cu 为电解纯 Cu, Mg 为工业纯 Mg, Zn 为工业纯 Zn。

## 一种汽车车身用铝合金及其板材制造方法

### 技术领域

[0001] 本发明属于铝合金技术领域,特别涉及一种成形性优异的汽车车身用铝合金成分及其板材制造方法。

### 背景技术

[0002] 采用可热处理强化的 6xxx 系铝合金板材制造汽车车身以减轻汽车自重,是目前解决汽车产业迅猛发展所带来的环境污染和能源短缺两大严重社会问题最直接有效的途径之一。近年来,欧美、日本等发达国家通过对 6xxx 系铝合金合金化原理、冲压成形方法的研究,先后在国际上注册了 6016、6111、6181 及 6022 等车身板铝合金牌号,申报了多项车身用铝合金板材的制备加工及冲压生产工艺的专利。国内东北大学、中南大学、郑州大学及上海交大等高等院校业曾就汽车车身用 6xxx 系铝合金板材的时效特性、板材成形性能和力学性能等方面进行了研究,也申报了一些有关汽车车身用 6xxx 系铝合金板材热处理工艺方面的专利。但是目前公开的资料均主要集中在对汽车车身用 6xxx 系铝合金板材的最终热处理方面,主要是固溶水淬后的预时效处理工艺方面的研究,其关键技术在于通过调控析出相 (precipitate) 粒子组态以改善合金板材的冲压成形性能。然而,6xxx 系铝合金板材基体中除了  $Mg_2Si$  和  $Al_{1.9}CuMg_{4.1}Si_{3.3}$  序列的析出相粒子外,还存在大量  $Mg_2Si$ 、 $Al_8(FeMn)_2Si$ 、 $Al_9Si_6Mg_3Fe$ 、 $Al_5(FeMn)Si$  和  $Si$  等结晶相 (constituent) 粒子,以及  $Al_6Mn$ 、 $Al_3Ti$ 、 $Al_5Cr$  等弥散相 (dispersoid) 粒子,它们与运动位错交互作用将严重影响该系合金的塑性流变行为,进而影响其板材的冲压成形性。因而,综合调控结晶相、弥散相和析出相三类合金相粒子组态是控制 6xxx 系铝合金板材冲压成形性的关键。虽然 6xxx 系铝合金中的三类合金相粒子组态在其板材的整个生产环节中发生复杂的演变,但就其中的一类合金相粒子而言,其组态主要受控于某一个或几个关键的生产环节,例如控制析出相粒子组态的关键生产工艺为最终热处理(包括固溶和预时效)过程,决定结晶相组态的关键生产环节包括铸造、均匀化和轧制工艺环节,而控制弥散相粒子组态的关键生产工艺主要有铸造、均匀化、轧制和中间退火等工艺过程。

[0003] 虽然 6xxx 系铝合金板材经合适的最终热处理工艺(主要是固溶水淬后合适的预时效)处理后,其冲压成形性能得到比较明显的改善,然而目前该系铝合金板材成形性仍不能满足汽车车身构件的冲压生产要求。因而,开发具有优异冲压成形性的 6xxx 系铝合金及其相应的板材生产制备工艺技术是推广该系合金板材在汽车车身中广泛应用的关键。

### 发明内容

[0004] 针对现有汽车车身用铝合金板材成形性存在的问题,本发明提供一种汽车车身用铝合金及其板材制造方法。

[0005] 本发明采用半连续铸造方法生产了一种 6xxx 系铝合金铸锭,其成分范围为:  $Mg 0.6 \sim 1.33wt\%$ ,  $Si 0.6 \sim 1.33 wt\%$ ,  $Cu 0.3 \sim 0.7 wt\%$ ,  $Zn \leq 0.3 wt\%$ ,  $Fe \leq 0.15 wt\%$ ,  $Mn 0.2 \sim 0.8 wt\%$ ,  $Cr 0.01 \sim 0.3 wt\%$ ,  $Ti 0.01 \sim 0.3 wt\%$ , 余量为 Al。

[0006] 所述合金成分中的 Mg 和 Si 质量分数比等于 1,而且 Mn、Cr 和 Ti 三种合金元素的

质量分数总含量不低于 0.3%，而且 Cu 含量不低于 0.3%。

[0007] 制备合金铸锭的具体方法如下：熔炼合金的原料为 99.9% 的纯 Al，电解纯 Cu，工业纯 Mg，工业纯 Zn 以及 Al-9.5% Si、Al-9% Mn、Al-3% Ti 和 Al-4% Cr 等中间合金。先加入纯铝，采用石墨粘土坩埚在电阻炉中熔炼，待纯铝半熔化时，加入纯 Cu 和纯 Zn；当金属全部熔化且熔体温度达到 730℃～750℃时，加入 Al-9.5% Si、Al-9% Mn、Al-3% Ti 和 Al-4% Cr 等中间合金，并添加少量覆盖剂，覆盖剂由 KCl、MgCl 和 CaF 组成，其中 KCl 占 50%，MgCl 占 28%，CaF 占 22%；当中间合金全部熔化搅拌熔体，待熔体温度达到 750℃～760℃时加入纯镁，并充分搅拌；然后造渣、除气精炼，炉子停电，静置熔体，待熔体温度降至 720℃～730℃时，采用半连续方式铸造成型。

[0008] 将上述成分范围的合金铸锭先在循环风炉中进行 100℃～500℃×1h～24h 的低温预先形核处理，然后再进行 550℃×24h 的常规均匀化处理，以调控主要含 Mn、Cr 和 Ti 的弥散相粒子组态。均匀化处理后的铸锭切头铣面后，重新加热至 435℃～445℃后进行热轧，热变形总量超过 85%，终轧温度不低于 300℃，热轧终轧厚度为 4mm～7mm。热轧后的板材经 400℃～440℃×0.5h～2h 中间退火处理后再冷轧至 0.7mm～1.2mm 左右，冷变形量超过 75%。冷轧板材经 535℃～550℃×5min～10min 固溶水淬后在室温停放 1min～48h，再在烘干箱中进行 80℃～240℃×4min～8h 的预时效处理（T4P 态），再在室温停放 2 周以上，然后测定其基本成形性指标及杯突值。

[0009] 本发明合金成分的特点在于控制合金中 Mg/Si = 1 的基础上，进一步控制 Mn、Cr 和 Ti 三种合金元素总含量的质量分数不低于 0.3%，同时添加一定量的 Cu 以进一步保证合金具有较高的强度，以保证由该系合金板材冲压成形后的车身构件具有足够抗凹陷性能的要求。为显著提高发明合金的冲压成形性，本发明在系统研究了常规均匀化处理前的预先形核温度及形核时间，对半连续铸造生产的发明合金铸锭中，主要含 Al 和 Mn 和 / 或 Cr 和 / 或 Ti 等合金元素的弥散相粒子及主要含 Al、Mg、Si 和 Cu 的析出相粒子的析出动力学、形核长大过程和分布规律，以及对非平衡结晶相回溶入基体等行为的影响规律，并进一步研究了后续常规均匀化处理过程中弥散相、析出相和结晶相粒子的析出、长大或回溶等规律的基础上，最终发明能有效调控发明合金铸锭中弥散相粒子尺寸、数量和分布的预先热处理制度。结合本发明合金板材的制备方法，最终获得能显著改善发明合金冲压成形性的弥散相预先形核的热处理方法。由于本发明方法只需将铸锭在常规均匀化处理前的随炉加热过程中的某一低温段进行一定时间的保温处理，然后再加热至常规均匀化处理所需的温度进行长时间保温处理，从工艺上来说现场很容易实现，100℃～500℃×1h～24h 的预先形核热处理工艺在现有的铝合金均匀化处理生产线上实施控制简单方便，不必增加设备及工艺投资。更重要的是发明合金经本发明方法处理后，随后再进行常规均匀化处理及热轧、中间退火、冷轧及固溶淬火后在室温停放一段时间后，进行适当的预时效处理并充分自然时效（即 T4P 态），其冲压成形性得到显著的改善。这有利于汽车生产厂提高冲压成品率，降低冲压成本，方便汽车生产厂广泛采用铝合金板材来代替钢板生产汽车车身构件以达到减重的目的，因而它能取得显著的社会经济效益。

### 具体实施方式

[0010] 下面结合具体实施方式对本发明工艺作进一步的补充与说明。

[0011] 采用 99.9% 的纯 Al, 电解纯 Cu, 工业纯 Mg, 工业纯 Zn 以及 Al-9.5% Si、Al-9% Mn、Al-3% Ti 和 Al-4% Cr 等中间合金, 于电阻炉中采用石墨粘土坩埚熔炼了 5 炉合金。具体熔炼方法如下: 先加入纯铝锭, 待纯铝锭呈半熔化状态时, 加入纯 Cu 和纯 Zn; 当金属全部熔化且熔体温度达到 730℃~750℃时, 加入 Al-9.5% Si、Al-9% Mn、Al-3% Ti 和 Al-4% Cr 等中间合金, 并添加少量覆盖剂, 覆盖剂由 KCl、MgCl 和 CaF 组成, 其中 KCl 占 50%, MgCl 占 28%, CaF 占 22%; 当中间合金全部熔化后搅拌熔体, 待熔体温度达到 750℃~760℃时加入纯镁, 并充分搅拌; 然后造渣、除气精炼, 炉子停电, 静置熔体, 待熔体温度降至 720℃~730℃时, 采用半连续方式铸造成 80mm×160mm 宽的扁铸锭。实施发明合金的具体化学成分见表 1。

[0012] 表 1 实施发明合金化学成分 (质量百分数, wt%)

[0013]

| 合金号 | Mg   | Si   | Cu   | Mn   | Cr   | Ti   | Zn   | Fe   | Al |
|-----|------|------|------|------|------|------|------|------|----|
| 1#  | 1.02 | 1.01 | 0.70 | 0.21 | 0.09 | 0.10 | 0.18 | 0.09 | 余量 |
| 2#  | 0.89 | 0.85 | 0.40 | 0.51 | 0.01 | 0.07 | 0.17 | 0.12 | 余量 |
| 3#  | 1.32 | 1.33 | 0.31 | 0.79 | 0.28 | 0.01 | 0.30 | 0.10 | 余量 |
| 4#  | 1.12 | 1.18 | 0.62 | 0.66 | 0.07 | 0.06 | 0.14 | 0.13 | 余量 |
| 5#  | 0.61 | 0.60 | 0.56 | 0.55 | 0.18 | 0.28 | 0.27 | 0.08 | 余量 |

[0014] 发明合金扁铸锭经 100℃~500℃×1h~24h 热处理后, 再随炉升温至 550℃保温 24h 进行常规均匀化处理。铸锭切头铣面后重新加热至 430℃~450℃后进行热轧, 热轧采用纵横交替的方式, 总轧制变形量超过 85%, 终轧温度不低于 300℃, 热轧板最终厚度为 4mm~7mm。热轧后的板材经 400℃~440℃×0.5h~2h 中间退火处理后再冷轧至 0.7mm~1.2mm 左右, 冷变形量超过 75%。冷轧板材经 540℃~550℃×5min~10min 固溶水淬后, 室温停放 1min~48h 后, 再在烘干箱中进行 80℃~240℃×4min~12h 的预时效处理, 随后再在室温停放 2 周以上, 即为 T4P 态。具体实施方式如下:

[0015] 实施例 1

[0016] 从实施发明合金 1# 扁铸锭上切取 100mm 长的铸锭, 于室温下装入循环风炉中, 随炉升温至 100℃保温 21h, 然后升温至 550℃保温 24h, 出炉空冷, 切头铣面后重新加热至 440℃开轧, 先沿着扁铸锭宽度方向轧制 3 道次, 然后沿着扁铸锭长度方向轧制成 6mm 厚的板材, 终轧温度为 330℃。将热轧板切定尺后直接进行 440℃×0.5h 的退火处理, 最后冷轧成 1.0mm 厚的薄板。薄板在盐浴炉中进行 540℃×10min 固溶处理水淬后 1min 内装入烘干箱中进行 170℃×5min 的预时效处理, 再在室温下停放 2 周后进行拉伸和杯突试验。

[0017] 实施例 2

[0018] 从实施发明合金 1# 扁铸锭上切取 100mm 长的铸锭, 于室温下装入循环风炉中, 随炉升温至 450℃保温 6h, 然后升温至 550℃保温 24h, 出炉空冷, 切头铣面后重新加热至 440℃开轧, 先沿着扁铸锭宽度方向轧制 3 道次, 然后沿着扁铸锭长度方向轧制成 5mm 厚的

板材,终轧温度为 325℃。切定尺后直接进行 420℃ × 1h 的退火处理,最后冷轧成 0.9mm 厚的薄板。薄板在盐浴炉中进行 550℃ × 7min 固溶处理水淬后室温停放 8h,随后装入烘干箱中进行 190℃ × 7min 的预时效处理,再在室温下停放 2 周后进行拉伸和杯突试验。

#### [0019] 实施例 3

[0020] 从实施发明合金 1# 扁铸锭上切取 100mm 长的铸锭,于室温下装入循环风炉中,随炉升温至 280℃ 保温 16h,然后升温至 550℃ 保温 24h,出炉空冷,切头铣面后重新加热至 450℃ 开轧,先沿着扁铸锭宽度方向轧制 3 道次,然后沿着扁铸锭长度方向轧制成 4mm 厚的板材,终轧温度为 310℃。将热轧板切定尺后直接进行 410℃ × 2h 的退火处理,最后冷轧成 0.7mm 厚的薄板。薄板在盐浴炉中进行 545℃ × 7min 固溶处理水淬并于室温停放 48h 后,装入烘干箱中进行 240℃ × 3min 的预时效处理,再在室温下停放 2 周后进行拉伸和杯突试验。

#### [0021] 实施例 4

[0022] 从实施发明合金 2# 扁铸锭上切取 100mm 长的铸锭,于室温下装入循环风炉中,随炉升温至 500℃ 保温 1h,然后升温至 550℃ 保温 24h,出炉空冷,切头铣面后重新加热至 450℃ 开轧,先沿着扁铸锭宽度方向轧制 4 道次,然后沿着扁铸锭长度方向轧制成 4mm 厚的板材,终轧温度为 315℃。切定尺后直接进行 400℃ × 1.5h 的退火处理,最后冷轧成 1.0mm 厚的薄板。薄板在盐浴炉中进行 550℃ × 7min 固溶处理水淬后室温停放 20min,随后装入烘干箱中进行 170℃ × 7min 的预时效处理,再在室温下停放 2 周后进行拉伸和杯突试验。

#### [0023] 实施例 5

[0024] 从实施发明合金 2# 扁铸锭上切取 100mm 长的铸锭,于室温下装入循环风炉中,随炉升温至 350℃ 保温 24h,然后升温至 550℃ 保温 24h,出炉空冷,切头铣面后重新加热至 430℃ 开轧,先沿着扁铸锭宽度方向轧制 3 道次,然后沿着扁铸锭长度方向轧制成 7mm 厚的板材,终轧温度为 330℃。将热轧板切定尺后直接进行 430℃ × 0.5h 的退火处理,最后冷轧成 1.2mm 厚的薄板。薄板在盐浴炉中进行 550℃ × 5min 固溶处理水淬后室温停放 24h,随后装入烘干箱中进行 140℃ × 12min 的预时效处理,再在室温下停放 2 周后进行拉伸和杯突试验。

#### [0025] 实施例 6

[0026] 从实施发明合金 2# 扁铸锭上切取 100mm 长的铸锭,于室温下装入循环风炉中,随炉升温至 140℃ 保温 18h,然后升温至 550℃ 保温 24h,出炉空冷,切头铣面后重新加热至 450℃ 开轧,先沿着扁铸锭宽度方向轧制 3 道次,然后沿着扁铸锭长度方向轧制成 5mm 厚的板材,终轧温度为 330℃。切定尺后直接进行 400℃ × 2h 的退火处理,最后冷轧成 0.8mm 厚的薄板。薄板在盐浴炉中进行 540℃ × 8min 固溶处理水淬后室温停放 1.5h,随后装入烘干箱中进行 190℃ × 5min 的预时效处理,再在室温下停放 2 周后进行拉伸和杯突试验。

#### [0027] 实施例 7

[0028] 从实施发明合金 3# 扁铸锭上切取 100mm 长的铸锭,于室温下装入循环风炉中,随炉升温至 150℃ 保温 12h,然后升温至 550℃ 保温 24h,出炉空冷,切头铣面后重新加热至 430℃ 开轧,先沿着扁铸锭宽度方向轧制 3 道次,然后沿着扁铸锭长度方向轧制成 6mm 厚的板材,终轧温度为 320℃。将热轧板切定尺后直接进行 430℃ × 1h 的退火处理,最后冷轧成 0.9mm 厚的薄板。薄板在盐浴炉中进行 550℃ × 10min 固溶处理水淬后室温停放 2h,随后

装入烘干箱中进行 200℃ × 4min 的预时效处理,再在室温下停放 2 周后进行拉伸和杯突试验。

[0029] 实施例 8

[0030] 从实施发明合金 3# 扁铸锭上切取 100mm 长的铸锭,于室温下装入循环风炉中,随炉升温至 500℃ 保温 24h,然后升温至 550℃ 保温 24h,出炉空冷,切头铣面后重新加热至 440℃ 开轧,先沿着扁铸锭宽度方向轧制 4 道次,然后沿着扁铸锭长度方向轧制成 4mm 厚的板材,终轧温度为 325℃。切定尺后直接进行 440℃ × 2h 的退火处理,最后冷轧成 0.7mm 厚的薄板。薄板在盐浴炉中进行 550℃ × 7min 固溶处理水淬后室温停放 8h,随后装入烘干箱中进行 190℃ × 7min 的预时效处理,再在室温下停放 2 周后进行拉伸和杯突试验。

[0031] 实施例 9

[0032] 从实施发明合金 3# 扁铸锭上切取 100mm 长的铸锭,于室温下装入循环风炉中,随炉升温至 250℃ 保温 8h,然后升温至 550℃ 保温 24h,出炉空冷,切头铣面后重新加热至 450℃ 开轧,先沿着扁铸锭宽度方向轧制 3 道次,然后沿着扁铸锭长度方向轧制成 5mm 厚的板材,终轧温度为 330℃。将热轧板切定尺后直接进行 410℃ × 1h 的退火处理,最后冷轧成 1.0mm 厚的薄板。薄板在盐浴炉中进行 545℃ × 10min 固溶处理水淬后室温停放 30min 后装入烘干箱中进行 165℃ × 6min 的预时效处理,再在室温下停放 2 周后进行拉伸和杯突试验。

[0033] 实施例 10

[0034] 从实施发明合金 2# 扁铸锭上切取 100mm 长的铸锭,于室温下装入循环风炉中,随炉升温至 400℃ 保温 3h,然后升温至 550℃ 保温 24h,出炉空冷,切头铣面后重新加热至 440℃ 开轧,先沿着扁铸锭宽度方向轧制 4 道次,然后沿着扁铸锭长度方向轧制成 4.5mm 厚的板材,终轧温度为 310℃。切定尺后直接进行 410℃ × 1.5h 的退火处理,最后冷轧成 1.0mm 厚的薄板。薄板在盐浴炉中进行 550℃ × 7min 固溶处理水淬后室温停放 8min,随后装入烘干箱中进行 160℃ × 5min 的预时效处理,再在室温下停放 2 周后进行拉伸和杯突试验。

[0035] 实施例 11

[0036] 从实施发明合金 4# 扁铸锭上切取 100mm 长的铸锭,于室温下装入循环风炉中,随炉升温至 300℃ 保温 24h,然后升温至 550℃ 保温 24h,出炉空冷,切头铣面后重新加热至 450℃ 开轧,先沿着扁铸锭宽度方向轧制 3 道次,然后沿着扁铸锭长度方向轧制成 4mm 厚的板材,终轧温度为 310℃。将热轧板切定尺后直接进行 440℃ × 0.5h 的退火处理,最后冷轧成 0.8mm 厚的薄板。薄板在盐浴炉中进行 550℃ × 5min 固溶处理水淬后室温停放 24h,随后装入烘干箱中进行 120℃ × 18min 的预时效处理,再在室温下停放 2 周后进行拉伸和杯突试验。

[0037] 实施例 12

[0038] 从实施发明合金 4# 扁铸锭上切取 100mm 长的铸锭,于室温下装入循环风炉中,随炉升温至 120℃ 保温 8h,然后升温至 550℃ 保温 24h,出炉空冷,切头铣面后重新加热至 440℃ 开轧,先沿着扁铸锭宽度方向轧制 4 道次,然后沿着扁铸锭长度方向轧制成 6mm 厚的板材,终轧温度为 330℃。切定尺后直接进行 430℃ × 0.5h 的退火处理,最后冷轧成 0.7mm 厚的薄板。薄板在盐浴炉中进行 550℃ × 7min 固溶处理水淬后室温停放 1min,随后装入烘干箱中进行 150℃ × 8min 的预时效处理,再在室温下停放 2 周后进行拉伸和杯突试验。

**[0039] 实施例 13**

[0040] 从实施发明合金 4# 扁铸锭上切取 100mm 长的铸锭,于室温下装入循环风炉中,随炉升温至 460℃保温 1h,然后升温至 550℃保温 24h,出炉空冷,切头铣面后重新加热至 430℃开轧,先沿着扁铸锭宽度方向轧制 3 道次,然后沿着扁铸锭长度方向轧制成 5mm 厚的板材,终轧温度为 320℃。将热轧板切定尺后直接进行 400℃ × 2h 的退火处理,最后冷轧成 1.2mm 厚的薄板。薄板在盐浴炉中进行 550℃ × 5min 固溶处理水淬后室温停放 10min 后装入烘干箱中进行 210℃ × 4min 的预时效处理,再在室温下停放 2 周后进行拉伸和杯突试验。

**[0041] 实施例 14**

[0042] 从实施发明合金 5# 扁铸锭上切取 100mm 长的铸锭,于室温下装入循环风炉中,随炉升温至 100℃保温 24h,然后升温至 550℃保温 24h,出炉空冷,切头铣面后重新加热至 440℃开轧,先沿着扁铸锭宽度方向轧制 4 道次,然后沿着扁铸锭长度方向轧制成 6mm 厚的板材,终轧温度为 325℃。切定尺后直接进行 400℃ × 1h 的退火处理,最后冷轧成 1.2mm 厚的薄板。薄板在盐浴炉中进行 540℃ × 7min 固溶处理水淬后室温停放 5min 后,装入烘干箱中进行 100℃ × 8h 的预时效处理,再在室温下停放 2 周后进行拉伸和杯突试验。

**[0043] 实施例 15**

[0044] 从实施发明合金 5# 扁铸锭上切取 100mm 长的铸锭,于室温下装入循环风炉中,随炉升温至 220℃保温 18h,然后升温至 550℃保温 24h,出炉空冷,切头铣面后重新加热至 430℃开轧,先沿着扁铸锭宽度方向轧制 3 道次,然后沿着扁铸锭长度方向轧制成 6.5mm 厚的板材,终轧温度为 330℃。将热轧板切定尺后直接进行 400℃ × 1h 的退火处理,最后冷轧成 1.1mm 厚的薄板。薄板在盐浴炉中进行 540℃ × 5min 固溶处理水淬后室温停放 1h,随后装入烘干箱中进行 80℃ × 12h 的预时效处理,再在室温下停放 2 周后进行拉伸和杯突试验。

**[0045] 实施例 16**

[0046] 从实施发明合金 5# 扁铸锭上切取 100mm 长的铸锭,于室温下装入循环风炉中,随炉升温至 500℃保温 2h,然后升温至 550℃保温 24h,出炉空冷,切头铣面后重新加热至 450℃开轧,先沿着扁铸锭宽度方向轧制 3 道次,然后沿着扁铸锭长度方向轧制成 4mm 厚的板材,终轧温度为 330℃。切定尺后直接进行 400℃ × 2h 的退火处理,最后冷轧成 0.9mm 厚的薄板。薄板在盐浴炉中进行 550℃ × 5min 固溶处理水淬后室温停放 30min,随后装入烘干箱中进行 90℃ × 2h 的预时效处理,再在室温下停放 2 周后进行拉伸和杯突试验。

**[0047] 实施例 17**

[0048] 从实施发明合金 5# 扁铸锭上切取 100mm 长的铸锭,于室温下装入循环风炉中,随炉升温至 380℃保温 10h,然后升温至 550℃保温 24h,出炉空冷,切头铣面后重新加热至 430℃开轧,先沿着扁铸锭宽度方向轧制 3 道次,然后沿着扁铸锭长度方向轧制成 5mm 厚的板材,终轧温度为 320℃。将热轧板切定尺后直接进行 410℃ × 1h 的退火处理,最后冷轧成 1.0mm 厚的薄板。薄板在盐浴炉中进行 550℃ × 10min 固溶处理水淬后室温停放 48h,随后装入烘干箱中进行 240℃ × 10min 的预时效处理,再在室温下停放 2 周后进行拉伸和杯突试验。

[0049] 实施例 1 ~ 17 合金薄板供货状态性能指标如表 2:

[0050] 表 2 实施例性能指标

[0051]



| 实施例 | 供货状态性能指标             |                  |          |      |              |                |            |
|-----|----------------------|------------------|----------|------|--------------|----------------|------------|
|     | $\sigma_{0.2}$ (MPa) | $\sigma_b$ (MPa) | $r_{15}$ | n    | $\delta$ (%) | $\delta_u$ (%) | $l_E$ (mm) |
| 1   | 169.5                | 325.4            | 0.62     | 0.27 | 17.7         | 24.4           | 8.4        |
| 2   | 171.2                | 329.1            | 0.56     | 0.26 | 17.9         | 24.3           | 8.5        |
| 3   | 170.1                | 325.6            | 0.60     | 0.27 | 18.0         | 24.9           | 8.4        |
| 4   | 162.0                | 297.2            | 0.65     | 0.25 | 18.4         | 24.9           | 8.5        |
| 5   | 163.7                | 301.3            | 0.64     | 0.26 | 18.5         | 25.1           | 8.5        |
| 6   | 165.5                | 303.5            | 0.63     | 0.26 | 18.6         | 25.5           | 8.4        |
| 7   | 187.9                | 327.0            | 0.58     | 0.25 | 17.5         | 23.6           | 7.9        |
| 8   | 184.3                | 327.9            | 0.58     | 0.26 | 17.4         | 23.4           | 7.8        |
| 9   | 186.9                | 329.7            | 0.60     | 0.26 | 17.6         | 23.5           | 7.7        |
| 10  | 186.3                | 325.1            | 0.61     | 0.25 | 17.6         | 23.3           | 7.9        |
| 11  | 179.9                | 317.0            | 0.58     | 0.25 | 17.9         | 23.8           | 8.1        |
| 12  | 180.3                | 317.9            | 0.58     | 0.26 | 17.9         | 23.8           | 8.1        |
| 13  | 178.9                | 319.7            | 0.60     | 0.26 | 18.1         | 23.9           | 8.2        |
| 14  | 127.9                | 258.4            | 0.61     | 0.27 | 22.5         | 27.7           | 8.8        |
| 15  | 124.1                | 249.7            | 0.62     | 0.27 | 21.7         | 27.5           | 8.7        |
| 16  | 123.8                | 252.5            | 0.61     | 0.28 | 22.1         | 26.9           | 9.1        |
| 17  | 126.4                | 254.1            | 0.64     | 0.27 | 21.9         | 27.5           | 8.8        |

[0052]

[0053] 由表 2 可见,经发明工艺处理后的本发明合金板材供货状态下不仅具有较高的强度而且具有优良的冲压性能,这很好地体现了本发明的价值。