

(12) 按照专利合作条约所公布的国际申请

(19) 世界知识产权组织
国际局

(43) 国际公布日
2017年6月22日 (22.06.2017)



(10) 国际公布号
WO 2017/101710 A1

- (51) 国际专利分类号:
B21B 3/00 (2006.01) B21B 37/46 (2006.01)
B21B 1/22 (2006.01)
- (21) 国际申请号: PCT/CN2016/108674
- (22) 国际申请日: 2016年12月6日 (06.12.2016)
- (25) 申请语言: 中文
- (26) 公布语言: 中文
- (30) 优先权:
201510926259.3 2015年12月14日 (14.12.2015) CN
- (71) 申请人: 宝山钢铁股份有限公司 (BAOSHAN IRON & STEEL CO., LTD.) [CN/CN]; 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。
- (72) 发明人: 徐世伟 (XU, Shiwei); 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。 唐伟能 (TANG, Weineng); 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。 聂建峰 (NIE, Jianfeng); 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。 边明哲 (BIAN, Mingzhe); 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。 蒋浩民 (JIANG, Haomin); 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。 张丕军 (ZHANG, Pijun); 中国上海市宝山区富锦路885号, Shanghai 201900 (CN)。
- (74) 代理人: 上海市华诚律师事务所 (WATSON & BAND LAW OFFICES); 中国上海市长乐路989号世纪商贸广场26楼, Shanghai 200031 (CN)。
- (81) 指定国 (除另有指明, 要求每一种可提供的国家保护): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DJ, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KW, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW。
- (84) 指定国 (除另有指明, 要求每一种可提供的地区保护): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), 欧亚 (AM, AZ,

[见续页]

(54) Title: MAGNESIUM ALLOY SHEET ROLLING AND PREPARATION METHOD

(54) 发明名称: 镁合金板材的轧制及制备方法

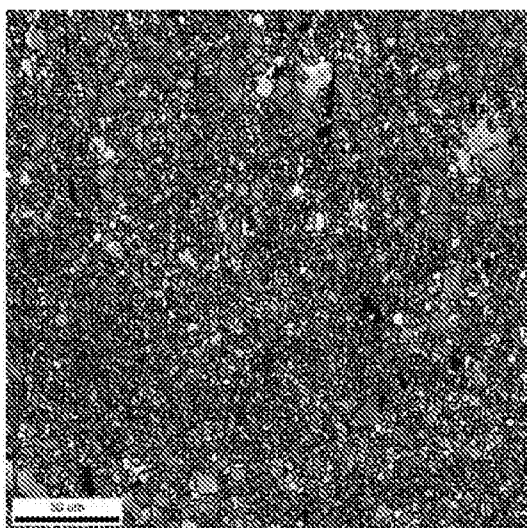


图 3

(57) Abstract: A high-efficient rolling process for a magnesium alloy sheet. The process is a process for rolling blanks. Parameters of the rolling process are: the rolling speed of rolling passes is 10 m/min to 50 m/min, the rolling reduction of the rolling passes is controlled to be at 40% to 90%, and both the preheating temperature before rolling and the rolling temperature of the rolling passes are 250°C to 450°C. A method for preparing a magnesium alloy sheet. The method comprises the steps of: 1) preparing rolling blanks; 2) high-efficient hot rolling: controlling the rolling speed of rolling passes to be at 10 m/min to 50 m/min, controlling the rolling reduction of the rolling passes to be at 40% to 90%, and controlling both the preheating temperature before rolling and the rolling temperature of the rolling passes are 250°C to 450°C; and 3) performing annealing. By means of the rolling process, mechanical performance of the sheet can be also effectively improved, and especially, the strength and ductility of the sheet can be greatly improved.

(57) 摘要: 一种镁合金板材的高效率轧制工艺, 其为对轧制坯料进行轧制的工艺, 该轧制工艺的参数为: 各轧制道次的轧制速度为 10-50m/min, 各轧制道次的压下量控制在 40-90%, 各轧制道次轧制前的预热温度和轧制温度均为 250-450°C。一种镁合金板材的制备方法, 其包括步骤: 1) 制备轧制坯料; 2) 高效热轧: 控制各轧制道次的轧制速度为 10-50m/min, 各轧制道次的压下量为 40-90%, 各轧制道次轧制前的预热温度和轧制温度均为 250-

450°C; 3) 退火。所述轧制工艺后还能有效地改善板材的力学性能水平, 尤其是能够大幅度提高板材的强度和延展性。



WO 2017/101710 A1



BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), 欧洲 (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG)。

本国际公布:

— 包括国际检索报告(条约第 21 条(3))。

镁合金板材的轧制及制备方法

技术领域

本发明涉及一种有色金属加工工艺，尤其涉及一种用于镁合金板材的轧制工艺。

背景技术

镁是迄今为止发现的最轻金属结构材料，为此，镁合金作为一种新兴的金属结构材料，在世界范围内有着丰富的资源。镁的密度仅为 1.74g/cm^3 ，其仅为铝密度的 $2/3$ ，钢密度的 $1/4$ 。这一特性使得镁合金在汽车、航空航天、国防军事、电子通信、家电领域有着非常广泛的应用前景。轧制作为一种金属材料塑性变形加工的重要手段得到了长足的发展。然而，现有的镁合金板材的应用仍然受到很大的限制，其生产量和使用量远不及钢铁和其他有色金属（例如铝和铜）。如何克服各种制约因素将其广泛地推广至相关领域用于生产制造是镁合金进一步发展所要面临的重大课题。

制约镁合金板材的发展的因素主要有以下几点：首先，镁合金属于密排六方晶体结构，独立滑移系少，室温加工性能较差，因此，现有技术中的镁合金板材的生产制造均采用多道次且小压下量的方式在高温下（热轧）进行，在现有的常规工序生产中轧制镁合金中厚板就要多达十余道次。其次，轧制镁合金板材的单道次压下量一般较小（单道次压下量通常小于 30% ），其远远小于钢铁及铝、铜等有色金属的单道次压下量，由此使得轧制工序多、生产成本高、生产效率低下。再者，一般认为镁合金的塑性会随着应变速率的提高而下降，因此轧制时通常采用的轧制速度（轧制速度通常小于 5m/min ），其也远远小于钢铁及铝、铜等有色金属，因此也会提高镁合金板材的生产成本，并降低镁合金板材的生产效率。最后，镁合金板材的力学性能较差，尤其是需要进一步地改进镁合金板材的强度和延展性。

公开号为 CN101648210A，公开日为 2010 年 2 月 17 日，名称为“低温高速大加工量轧制变形镁合金板材的加工方法”的中国专利文献公开了一种用于

镁合金板材的加工方法。该加工方法包括步骤如下：在传统的铸锭(扁坯)→铣面(铣边)→探伤→均匀化处理→加热→热轧→矫直→锯切→表面处理→检测→涂油包装的扁锭加热-热轧生产中厚板的工艺基础上，针对工艺中的热轧工艺采用控制轧制温度、轧制速度(尤其是终轧温度及速度)及每道次的压下量、道次控制在 8~10 之间，各道次变形之间的间隔时间以及冷却速度的方法来控制镁合金热轧板的晶粒度达到提高其综合力学性能的目的。然而，该加工方法的工艺步骤较为复杂，并且轧制速度高达 180m/min，使得其很难广泛地应用于实际生产中。同时，轧制单道次加工率最大时也仅为 30~42%，单道次压下量较小，道次加工效率并不高。

此外，公开号为 CN103316915A，公开日为 2013 年 9 月 25 日，名称为“一种宽幅镁合金板材的制备方法”的中国专利文献公开了一种宽幅镁合金板材高效制备方法。该制备方法的步骤包括：将细晶、均质、低内应力的镁合金板坯经均匀化处理后进行可逆高速热轧，在可逆高速热轧过程中多次采用中间道次高温预退火以及与立辊轧制和预拉伸相结合的方式对板材进行超大压下变形，经过数道次热轧后即可获得镁合金中厚度板，利用上述方法获得中厚度板经切头尾和剪边处理后，对表面进行打磨抛光处理后，经加热退火后精轧，在精轧过程中多次采用中间道次高温预退火以及与反复弯曲变形和高速异步轧制相结合对板材进行超大压下变形，获得高精度的镁合金板材。然而，该中国专利文献所公开的加工方法中的轧制速度过快，存在着一定的安全隐患。与此同时，该加工方法的工艺步骤较为复杂，也很难广泛地应用于实际生产中。

综上所述，现有的镁合金板材制备方法并不能有效地兼顾提高生产效率、降低生产成本及改善力学性能等诸多方面。同时，由于现有的镁合金板材制备方法要么轧制速度过高，要么轧制速度过低，并且工序复杂，因此其并不具有大规模工业化生产的可行性。为此，企业亟需获得一种轧制加工工艺，其能够满足市场对于镁合金板材应用需求的增长。

发明内容

本发明的目的在于提供一种高强度高延展性镁合金板材的高效率轧制工艺。该轧制工艺的轧制速度及道次压下量适当，能够广泛地推广至相关生产制造领域。另外，该轧制工艺的轧制总道次控制得当，有利地提高了轧制效率。

此外，采用本发明所述的轧制工艺后还能有效地改善板材的力学性能水平，尤其是能够大幅度地提高板材的强度和延展性。

为了实现上述目的，本发明提出了一种高强度高延展性镁合金板材的高效率轧制工艺，其为对轧制坯料进行轧制的工艺，该轧制工艺的参数控制为：各轧制道次的轧制速度为 10~50m/min，各轧制道次的压下量控制在 40~90%，在各轧制道次轧制前预热坯料，并控制各轧制道次轧制前的预热温度和轧制温度均为 250-450℃。

需要说明的是，在本技术方案中，各轧制道次的压下量在上述范围内可以相同，也可以不同。

镁合金材料通过晶粒细化可以获得更为优良的力学性能，也就是说，通过晶粒细化不仅能提高镁合金材料的加工塑性，而且还能提高镁合金材料的强度，并降低其力学性能的各向异性。相较于铁、铝等其它合金材料，因为镁合金材料具有更大的 Hall-Petch 关系的 K 系数，所以晶粒细化作用对于提高镁合金材料的强度的贡献更加明显。为了进一步提高镁合金的强度和韧度及其它力学性能，就需要得到更加细小的晶粒组织。在挤压、轧制、锻造等变形加工过程中，铸态组织中粗大晶粒和粗大的第二相逐渐得到破碎细化，使得第二相弥散分布于镁基体中，从而令镁合金的力学性能得到进一步地提高，进而获得更高的强度和更好的塑性。

经轧制后的镁合金板材的组织特征，如晶粒尺寸、织构等与轧制工艺中的轧制速度、单道次压下量（尤其是终轧压下量）、轧制温度、退火温度和退火时间都有着密切的关系。一方面，当镁合金材料轧制速度较快时，变形所产生的变形热以及轧件与轧辊接触所产生的摩擦热会导致轧件实际温度的上升，启动更多的变形模式，以提高合金的变形能力，从而在镁合金板材的微观组织中引入更多的位错，诱发动态再结晶，细化变形晶粒，进而获得组织晶粒更为细小的镁合金板材。另一方面，提高轧制变形应变量也有利于轧制变形过程中获得更加细化的微观组织。变形是促使板材发生再结晶驱动力的来源。与此同时，压下量又决定了变形程度和变形储能大小，从而影响静态再结晶的形核速率，进而最终决定静态再结晶晶粒的尺寸大小。较大的变形量能够在镁合金的组织中引入更多的畸变能量，以降低动态再结晶的起始温度，以此更加有利于镁合金板材中获得更加细化的组织结构。鉴于此，采用较快轧制速度与较大的轧制

压下量相结合的轧制工艺，不仅能够有效地获得细晶组织，以提高镁合金板材的力学性能，而且还能够有利地提高轧制的工作效率。

基于本发明的技术方案，采用适当较高的轧制速度并且匹配较大的轧制变形量，有望在镁合金板材中获得细小的变形组织。对轧制镁合金板材来说，轧制速度主要会影响其变形速率。变形速率对轧制速度的影响主要表现在两方面：一方面是变形速率将影响变形过程中轧件的实际轧制温度；另一方面是变形速率会影响轧制过程中可启动的变形模式。这两个方面将综合性地决定特定轧制温度下轧件的最终可轧制能力。发明人发现，在实际生产过程中，当轧制速度为 12.1m/min 时，在适当的轧制温度下单道次压下量可以达到 60%，并且伴随着动态再结晶的发生，为此，提高轧制速度既可以有效地改善镁合金板材的轧制能力，也实现了较大压下量轧制的应用。然而，如果轧制速度过快，变形所产生的变形热以及轧件与轧辊接触所产生的摩擦热会导致轧件实际温度的大幅度上升，由于轧件的轧制温度（即动态再结晶温度）在实际生产过程中很难控制，从而会诱发动态再结晶并可使晶粒长大，使得镁合金板材组织再结晶不完全或者再结晶晶粒相对粗大，进而导致镁合金板材的最终力学性能较差。为此，轧制速度不宜超过 50m/min。但是，如果轧制速度过慢，变形所产生的变形热和轧件与轧辊接触所产生的摩擦热又不足以引起轧件实际温度的提高，反而会因预热轧件与常温轧辊的接触而失去了轧件的部分热量，由此慢速轧制也不能实现较大压下量的轧制。由于压下量小会使得变形储能和位错密度降低，在静态再结晶过程中，不具有充足的形核驱动力，不利于细化晶粒，会影响镁合金板材的强度提高。鉴于此，需要将各轧制道次的轧制速度控制在 10~50m/min 范围之内。

另外，提高轧制压下量有利于增加板材中储存的变形能，使得镁合金板材中具有较高的位错密度，为静态再结晶形核提供更大的驱动力，从而可以有效地细化晶粒，提高板材的强度和延展性。发明人还发现，各道次的压下量对镁合金板材的微观组织有着重要的影响。随着压下量的增大，镁合金板材的晶粒内位错密度增加，晶格畸变加剧，再结晶晶粒形核数目增多，由此使得板材内的晶粒得以大幅度地细化。但是，若单道次压下量过大，也会导致轧件开裂的可能倾向显著增加，故而单道次压下量不宜大于 90%。相反，若单道次压下量过小，则变形储能和位错密度低，在静态再结晶过程中，形核不具有充足的驱

动力，形核点少，不利于镁合金板材的晶粒细化。因此，在本发明所述的高强度高延展性镁合金板材的高效率轧制工艺中的各轧制道次的单道次压下量不得小于 40%且不得大于 90%。

由于上述技术方案中的各轧制道次的压下量控制在 40~90%之间，每一道次的压下量变得更大了，因此，相较于现有的轧制工序中所需的道次，本发明所述的轧制工艺中所经历的轧制道次更少，工序步骤更为简单，所需的轧制时间更省，工作效率更高。

此外，在通过控制轧制速度及轧制单道次压下量的基础上，控制轧制温度能够有效地改善镁合金板材的力学性能。在本发明的技术方案中，将各轧制道次的轧制前的预热温度和轧制温度都控制在 250~450℃之间的原因在于：温度过高，轧制前后晶粒在高温下快速长大，降低了通过轧制变形来细化晶粒的效果；如温度过低，则材料的塑性变形能力较低，轧制板材容易开裂、甚至原料发生断裂。

进一步地，在本发明所述的高强度高延展性镁合金板材的高效率轧制工艺中，控制各轧制道次轧制前的预热时间为 1~15min。

本发明的另一目的在于提供一种高强度高延展性镁合金板材的制备方法。通过该制备方法可以获得强度高且延展性好的镁合金板材。另外，该制备方法的工序步骤简单，所耗时间少，生产效率高。此外，本发明所述的高强度高延展性镁合金板材的制备方法的生产成本低，能够大规模地推广至相关生产制造领域。

为了达到上述发明目的，本发明提出了一种高强度高延展性镁合金板材的制备方法，其包括步骤：

- (1) 制备轧制坯料；
- (2) 将坯料高效热轧到目标值：各轧制道次的轧制速度为 10-50m/min，各轧制道次的压下量控制在 40-90%，在各轧制道次轧制前预热坯料，并控制各轧制道次轧制前的预热温度和轧制温度均为 250-450℃；
- (3) 退火。

进一步地，在本发明所述的制备方法中，在步骤（2）中，控制各轧制道次轧制前的预热时间为 1~15min。

通过控制在高效热轧过程中的轧制速度、轧制单道次压下量和轧制温度不

仅能够有效地改善镁合金板材的力学性能，而且能够有利地提高镁合金板材的轧制效率。由于上文已经对于控制轧制工艺参数的设计原理进行了详细的描述，在此，就不再针对上述热轧工艺的参数控制的设计原理进行赘述了。

需要说明的是，由于高效热轧中的各轧制道次的压下量控制在 40~90% 之间，也就是说，较之于现有技术中所采用的轧制的压下量，每一道次的压下量变得更大了，因此，相较于现有的轧制工序中的道次，本发明所述的制备方法中所经历的热轧轧制道次就会变得更少，热轧工序步骤更为简单，所需的热轧轧制时间更省，工作效率则更高。

进一步地，在上述步骤（3）中，退火温度为 150~400℃，退火时间为 10~300s。

退火温度和退火时间对板材的静态再结晶晶粒大小也有着极为重要的影响。如果退火温度太高，静态再结晶晶粒长大速率过快，故而很难得到细小的再结晶晶粒。如果退火温度太低，那么变形储能则达不到该温度下静态再结晶所需的能量，故而不会产生静态再结晶，无法进一步地细化晶粒。同时，在一定退火温度下，随着退火时间的增加，变形晶粒将通过静态再结晶形成细小的晶粒并且逐渐长大。同时，一旦保温时间过长，又将导致再结晶晶粒变得粗大，由此不利于提高镁合金板材的强度。反之，保温时间过短，则有可能尚未发生静态再结晶，也无法通过再结晶进一步细化晶粒。为此，根据镁合金板材的成分和变形情况，退火温度应当控制在 150~400℃ 范围之内，并将退火时间应控制在 10~300s 范围之内，以有效地细化镁合金板材的晶粒尺寸，从而大幅度地提高镁合金板材的室温强度与延伸率。

在某些实施方式中，本发明所述的制备方法的步骤 1) 制备轧制坯料的步骤包括熔炼、铸造铸锭、均匀化处理、锯切铸锭和粗轧。

更进一步地，在上述步骤（1）中，控制粗轧各道次的轧制速度为 10~50m/min。

更进一步地，在上述步骤（1）中，控制粗轧各道次的压下量为 10~30%。

考虑扁锭咬入板材的条件，较之于步骤（2），在步骤（1）中的各轧制道次采用相对较小的轧制压下量，因此，在粗轧过程中控制各道次的压下量为 10~30%，其小于高效热轧过程中的各道次的轧制压下量。

更进一步地，在上述步骤（1）中，在粗轧各道次前预热坯料，并控制预

热温度和粗轧各道次的轧制温度为 250~450℃。

在步骤(1)中,控制预热温度和粗轧各道次的轧制温度在 250~450℃ 范围之间的原因在于:温度过高,轧制前后晶粒在高温下快速长大,减低了通过轧制变形来细化晶粒的效果;如温度过低,则材料的塑性变形能力较低,轧制板材容易开裂、甚至材料发生断裂。

在另外一些实施方式中,本发明所述的制备方法的步骤 1) 中,还可以采用双辊铸轧方法制备轧制坯料。该方法为本领域内的常规工艺,故在此不再进行赘述。

本发明所述的高强度高延展性镁合金板材的制备方法采用了较快的轧制速度及较大的轧制压下量,使得变形储能高但尚未发生动态再结晶的镁合金板材,在随后的较低的退火温度下进行短时间退火,以在镁合金板材中获得由静态再结晶导致的细小晶粒,从而得到强度更高且塑性更好的镁合金板材。

此外,在该高强度高延展性镁合金板材的制备方法中,仅需要对于轧制工艺参数和退火工艺参数进行控制即可获得具有强度高且塑性好的镁合金板材,工艺步骤简单便捷,生产效率高,在提高镁合金板材的力学性能指标的前提下,还降低了镁合金板材的生产成本,其具有较高的实际应用价值,可以广泛地推广至相关生产制造领域。

本发明所述的高强度高延展性镁合金板材的高效率轧制工艺的轧制速度和道次压下量适当,能够广泛地推广至相关生产制造领域。

另外,该高强度高延展性镁合金板材的高效率轧制工艺的轧制总道次控制得当,有利地提高了轧制效率。

此外,采用本发明所述的高强度高延展性镁合金板材的高效率轧制工艺后还能有效地改善板材的力学性能指标,尤其是能够大幅度地提高板材的强度和延展性。

通过本发明所述的高强度高延展性镁合金板材的制备方法可以改善镁合金板材的强度和塑性。

另外,该高强度高延展性镁合金板材的制备方法的可轧性好。

此外,该高强度高延展性镁合金板材的制备方法可以大幅度地减少轧制道次,从而有效地减少生产制备所需的时间,提高生产效率高,进而降低生产成本。

同时，该高强度高延展性镁合金板材的制备方法的工序步骤简单，能够大规模地推广至相关生产制造领域。

附图说明

图 1 为对比例 B1 经退火步骤后的微观组织图。

图 2 为对比例 B2 经退火步骤后的微观组织图。

图 3 为实施例 A1 经退火步骤后的微观组织图。

图 4 为实施例 A1、对比例 B1 和对比例 B2 所采用的压下量和其室温拉伸曲线的关系图。

图 5 为对比例 B3 经退火步骤后的微观组织图。

图 6 为对比例 B4 经退火步骤后的微观组织图。

图 7 为实施例 A2 经退火步骤后的微观组织图。

图 8 为实施例 A2、对比例 B3 和对比例 B4 所采用的压下量和其室温拉伸曲线的关系图。

图 9 为对比例 B5 经退火步骤后的微观组织图。

图 10 为对比例 B6 经退火步骤后的微观组织图。

图 11 为实施例 A3 经退火步骤后的微观组织图。

图 12 为实施例 A3、对比例 B5 和对比例 B6 所采用的压下量和其室温拉伸曲线的关系图。

具体实施方式

下面将结合附图说明和具体的实施例对本发明所述的高强度高延展性镁合金板材的高效率轧制工艺及高强度高延展性镁合金板材的制备方法做进一步的解释和说明，然而该解释和说明并不对本发明的技术方案构成不当限定。

实施例 A1-A6 和对比例 B1-B9

通过本发明的高强度高延展性镁合金板材的制备方法来获得上述实施例 A1-A6，其包括步骤：

(1) 制备轧制坯料：

其中，实施例 A1-A2，A4，A5 中轧制坯料的制备工艺如下：

(1a) 熔炼：将原材料放置在钢坩埚中混合，随后将坩埚及原材料放置在感应炉中加热至 760℃熔炼，在熔炼过程中，向感应炉中注入氩气作为保护气氛，防止燃烧；

(1b) 铸造铸锭：熔炼完毕后，将熔融的镁合金液体浇铸于 200℃的预热钢模具中，铸锭尺寸为 55mm（长）* 30mm（宽）*120mm（高）；

(1c) 均匀化处理：先在 300℃温度下均匀化处理 12hr，然后在 430℃的温度下均匀化处理 4hr；

(1d) 锯切铸锭：均匀化处理后根据厚度要求将铸锭锯切成 5mm 厚度的板坯；

(1e) 粗轧：该轧制工艺的参数控制为：轧辊直径为 75mm，各道次的轧制速度为 10~50m/min，各道次的压下量为 10~30%，各道次轧制前预热坯料，预热温度和轧制温度均为 250~450℃，预热保温时间为 1~15min。

实施例 A3、A6 的轧制坯料通过双辊铸轧制备的得到的 AZ31 合金坯料，其初始厚度为 2mm。

(2) 高效热轧：轧辊直径为 75mm，控制各轧制道次的轧制速度为 10~50m/min，各轧制道次的压下量为 40~90%，各轧制道次在轧制前预热坯料，控制预热温度和和轧制的温度为 250~450℃，预热保温时间为 1~15min。

(3) 退火：控制退火温度为 150~400℃，退火时间为 10~300s。

需要说明的是，对比例 B5、B6、B9 的轧制坯料也是通过双辊铸轧制备的得到的。而对比例 B1-B4，B7，B8 是通过熔炼、铸造铸锭、均匀化处理、锯切铸锭和粗轧步骤获得的。

表 1 列出了实施例 A1-A6 和对比例 B1-B9 的具体工艺参数。

表 1.

实施 例序 号*	步骤 (1)						步骤 (2)					步骤 (3)	
	合金成分及 状态	粗轧 轧制 速度 (m/ min)	粗 轧 单 压 下 量 (%)	粗 轧 轧 制 温 度 (℃)	轧制 前 预 热 时 间 (m in)	粗轧 总道 次	高 效 热 轧 轧 制 速 度 (m/ min)	高 效 热 轧 单 道 次 压 下 量 (%)	轧 制 温 度 (℃)	轧制 前 预 热 时 间 (min)	高 效 热 轧 总 道 次	退 火 温 度 (℃)	退 火 时 间 (s)

A1	Mg-3Al-1Zn-0.3Mn 铸造镁合金	15	20	400	6	4	15	50	400	6	1	200	60
A2	Mg-1Zn-0.2Nd-0.2Zr 铸造镁合金	45	30	400	6	3	15	50	400	6	1	300	60
A3	Mg-3Al-1Zn-0.3Mn 双辊铸轧镁合金	--	--	--	--	--	15	50	400	1	1	200	60
A4	Mg-3Al-1Zn-0.3Mn 铸造镁合金	50	20	450	1	4	40	90	450	1	1	150	300
A5	Mg-1Zn-0.2Nd-0.2Zr 铸造镁合金	10	10/ 20/ 30	260	15	3	10	43	260	15	1	400	10
A6	Mg-3Al-1Zn-0.3Mn 双辊铸轧镁合金	--	--	--	--	--	50	80	420	5	1	200	280
对比序号	合金成分及状态	热轧轧制速度 (m/min)	热轧单道次压下量 (%)	轧制温度 (°C)	轧制前预热时间 (min)	热轧总道次	热轧轧制速度 (m/min)	热轧单道次压下量 (%)	轧制温度 (°C)	轧制前预热时间 (min)	热轧总道次	退火温度 (°C)	退火时间 (s)
B1	Mg-3Al-1Zn-0.3Mn 铸造镁合金	15	20	400	6	4	15	10	400	6	1	200	60
B2	Mg-3Al-1Zn-0.3Mn 铸造镁合金	15	20	400	6	3	15	30	400	6	1	200	60
B3	Mg-1Zn-0.2Nd-0.2Zr 铸造镁合金	45	30	400	6	3	15	10	400	6	1	300	60
B4	Mg-1Zn-0.2Nd-0.2Zr 镁合金	45	30	400	6	3	15	30	400	6	1	300	60
B5	Mg-3Al-1Zn-0.3Mn 双辊铸轧镁合金	--	--	--	--	--	15	10	400	1	1	200	60
B6	Mg-3Al-1Zn-0.3Mn 双辊铸轧镁合金	--	--	--	--	--	15	30	400	1	1	200	60
B7	Mg-3Al-1Zn-0.3Mn 铸造镁合金	2	20	450	1	4	2	30	450	1	3	200	1800
B8	Mg-1Zn-0.2Nd-0.2Zr 铸造镁合金	2	10/ 20/ 20/ 20	300	15	4	2	30	300	15	1	400	1800
B9	Mg-3Al-1Zn	--	--	--	--	--	2	20	400	5	3	350	1800

n-0.3Mn 双 辊铸轧镁合 金											
-------------------------	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--

*注：对于表中的多道次轧制，如果单道次压下量只有一个值，则表示每一个道次的压下量均是相同的。

对实施例 A1-A6 和对比例 B1-B9 的镁合金板材取样，截取样品中间部分以观察板材的微观组织，相关板材的微观组织如以下附图所示：相关力学性能通过常规的拉伸实验测试方法来测定；其中，拉伸应变速率为 $10^{-3}/s$ ，标距长度 10mm，将经过测试后所获得的结果列于表 2 中。

表 2 列出了实施例 A1-A6 和对比例 B1-B9 的力学性能参数。

表 2.

序号*	屈服强度 (MPa)	抗拉强度 (MPa)	均匀延伸率 (%)	延伸率 (%)
A1	243	300	13	24
A2	244	265	8	29
A3	263	304	10	20
A4	245	308	20	26
A5	234	255	16	31
A6	265	318	15	24
B1	221	270	9	15
B2	235	280	11	20
B3	215	236	7	14
B4	238	259	7	18
B5	255	291	8	16
B6	261	303	8	13
B7	119	230	15	23
B8	141	212	9	30
B9	195	264	12	22

从表 2 所示的内容可以看出，实施例 A1-A6 的屈服强度均 ≥ 234 MPa，抗拉强度 ≥ 255 MPa，说明实施例的镁合金板材具有较高的强度；实施例 A1-A6 的均匀延伸率 $\geq 8\%$ 且延伸率 $\geq 20\%$ ，由此说明实施例的镁合金板材具有较高的延展性，具备良好的塑性。实施例 A1-A6 的屈服强度、抗拉强度、均匀延伸率、延伸率均高于其所对应的对比例的屈服强度、抗拉强度、均匀延伸率、延伸率。尤其是，实施例的镁合金板材的屈服强度得到大幅度地提高，例如，较之于对比例 B9 的屈服强度（195 MPa），实施例 A6 的屈服强度（265 MPa）提高了 35.9%，相较于对比例 B8 的屈服强度（141 MPa），实施例 A5 的屈服强度（234 MPa）的升幅达到了 66% 左右，与对比例 B7 的屈服强度（119 MPa）

相比较，实施例 A4 的屈服强度（245 MPa）甚至提升了约 106%。

图 1、图 2 和图 3 分别显示了对比例 B1、对比例 B2 和实施例 A1 经退火步骤后的微观组织。

如图 1 所示，必要时可以参见表 1，对比例 B1 的单道次压下量为 10%，由于压下量小导致镁合金板材的变形量小，因此，使得板材的再结晶不完全，其再结晶晶粒分数仅为 22%，并且其晶粒比较粗大，平均晶粒尺寸在 9 μm 左右。

如图 2 所示，必要时可以参见表 1，对比例 B2 的单道次压下量为 30%，由于较之于对比例 B1 所采用的单道次压下量大，镁合金板材的变形量也相对较大，尽管镁合金板材的再结晶仍不完全，但是其再结晶晶粒分数要高于对比例 B1 的再结晶晶粒分数，其再结晶晶粒分数为 40%左右，平均晶粒尺寸更小，其约为 6 μm 。

如图 3 所示，必要时可以参见表 1，实施例 A1 采用的单道次压下量为 50%，由于较之于对比例 B1 和 B2 所采用的单道次压下量更大，镁合金板材的变形量更大，镁合金板材的晶粒组织明显得到细化，大尺寸变形晶粒大幅度地减少。较之于图 1 和图 2 所示的对比例 B1 和 B2 的镁合金板材的晶粒尺寸，图 3 所示的实施例 A1 的晶粒尺寸更小，晶粒大小较为均匀，平均晶粒尺寸在 4 μm 左右，再结晶晶粒分数达到了 68%左右。

如图 1 和图 2 所示，并结合表 1 所示内容可以获知，由于对比例 B1 和对比例 B2 采用了相对较低的单道次压下量，因此，对比例 B1 和对比例 B2 经退火步骤后所呈现的微观组织中的再结晶晶粒尺寸较大，再结晶细化晶粒效果并不明显。如图 3 所示，并结合表 1 所示内容可以获知，由于实施例 A1 采用了较高的单道次压下量，因此，实施例 A1 的微观组织中的再结晶程度非常明显，晶粒尺寸小且晶粒大小均匀。

图 4 显示了实施例 A1、对比例 B1 和对比例 B2 所采用的单道次压下量和其室温拉伸曲线之间的关系。

如图 4 所示，并结合表 1 和表 2，对比例 B1 采用的单道次压下量为 10%，对比例 B2 采用的单道次压下量为 30%，而实施例 A1 采用的单道次压下量为 50%，随着单道次压下量的增大，镁合金板材的力学性能指标随之提升。具体地，实施例 A1 的屈服强度、抗拉强度、均匀延伸率、延伸率均高于对比例 B1

和 B2 的屈服强度、抗拉强度、均匀延伸率、延伸率。

图 5、图 6 和图 7 分别显示了对比例 B3、对比例 B4 和实施例 A2 经退火步骤后的微观组织。

如图 5 所示，必要时可以参见表 1，对比例 B3 的单道次压下量为 10%，由于压下量小导致镁合金板材的变形量小，因此，使得板材的再结晶不完全，其再结晶晶粒分数仅为 30%，并且从图 5 中看到的晶粒较为粗大，平均晶粒尺寸在 $7\mu\text{m}$ 左右。

如图 6 所示，必要时可以参见表 1，对比例 B4 的单道次压下量为 30%，由于较之于对比例 B3 所采用的单道次压下量要来的大，镁合金板材的变形量更大，虽然镁合金板材的再结晶仍不完全，但是其再结晶晶粒分数要高于对比例 B3 的再结晶晶粒分数，其再结晶晶粒分数为 48% 左右，平均晶粒尺寸更小，其约为 $4\mu\text{m}$ 。

如图 7 所示，必要时可以参见表 1，实施例 A2 采用单道次压下量为 50%，由于较之于对比例 B3 和 B4 所采用的单道次压下量更大，镁合金板材的变形量更大，镁合金板材的晶粒组织明显得到细化，大尺寸变形晶粒大幅度地减少。较之于图 5 和图 6 所示的对比例 B3 和 B4 的镁合金板材的晶粒尺寸，图 7 所示的实施例 A2 的晶粒尺寸更加地细小，晶粒大小更为均匀，平均晶粒尺寸在 $3\mu\text{m}$ 左右，再结晶晶粒分数达到了 66% 左右。

如图 5 和图 6 所示，并结合表 1 所示内容可以获知，由于对比例 B3 和对比例 B4 采用了相对较低的单道次压下量，因此，对比例 B3 和对比例 B4 经退火步骤后所呈现的微观组织中的再结晶晶粒尺寸相对较大，再结晶细化晶粒效果并不明显。如图 7 所示，并结合表 1 所示内容可以获知，由于实施例 A2 采用了较高的单道次压下量，因此，实施例 A2 的微观组织中的再结晶效果明显，晶粒尺寸小且晶粒大小均匀。

图 8 显示了实施例 A2、对比例 B3 和对比例 B4 所采用的单道次压下量和其室温拉伸曲线之间的关系。

如图 8 所示，并结合表 1 和表 2，对比例 B3 采用的单道次压下量为 10%，对比例 B4 采用的单道次压下量为 30%，而实施例 A2 采用的单道次压下量为 50%，随着单道次压下量的增大，镁合金板材的应力和应变指数也随之提升。具体地，实施例 2 的屈服强度、抗拉强度、均匀延伸率、延伸率均高于对比例

B3 和 B4 的屈服强度、抗拉强度、均匀延伸率、延伸率。

图 9、图 10 和图 11 分别显示了对比例 B5、对比例 B6 和实施例 A3 经退火步骤后的微观组织。

如图 9 所示，必要时可以参见表 1，对比例 B5 的单道次压下量为 10%，由于压下量小导致镁合金板材的变形量小，因此，使得板材的再结晶不完全，其再结晶晶粒分数仅为 28%，并且从图 9 中看到的晶粒较为粗大，平均晶粒尺寸在 12 μm 左右。

如图 10 所示，必要时可以参见表 1，对比例 B6 的单道次压下量为 30%，由于较之于对比例 B5 所采用的单道次压下量要来的大，镁合金板材的变形量更大，虽然镁合金板材的再结晶仍不完全，但是其再结晶晶粒分数要高于对比例 B5 的再结晶晶粒分数，其再结晶晶粒分数为 48% 左右，平均晶粒尺寸更小，其约为 7 μm 。

如图 11 所示，必要时可以参见表 1，实施例 A3 采用单道次压下量为 50%，由于较之于对比例 B5 和 B6 所采用的单道次压下量更大，镁合金板材的变形量更大，镁合金板材的晶粒组织明显得到细化，大尺寸变形晶粒大幅度地减少。较之于图 9 和图 10 所示的对比例 B5 和 B6 的镁合金板材的晶粒尺寸，图 11 所示的实施例 A3 的晶粒尺寸更加地细小，晶粒大小更为均匀，平均晶粒尺寸在 4 μm 左右，再结晶晶粒分数达到了 67% 左右。

如图 9 和图 10 所示，并结合表 1 所示内容可以获知，由于对比例 B5 和对比例 B6 采用了相对较低的单道次压下量，因此，对比例 B5 和对比例 B6 经退火步骤后所呈现的微观组织中的再结晶晶粒尺寸较大，再结晶细化晶粒效果并不明显。如图 11 所示，并结合表 1 所示内容可以获知，由于实施例 A3 采用了较高的单道次压下量，因此，实施例 A3 的微观组织中的再结晶效果明显，晶粒尺寸小且晶粒大小均匀。

图 12 显示了实施例 A3、对比例 B5 和对比例 B6 所采用的单道次压下量和其室温拉伸曲线之间的关系。

如图 12 所示，并结合表 1 和表 2，对比例 B5 采用的单道次压下量为 10%，对比例 B6 采用的单道次压下量为 30%，而实施例 A3 采用的单道次压下量为 50%，随着单道次压下量的增大，镁合金板材的应力和应变指数也随之提升。具体地，实施例 A3 的屈服强度、抗拉强度、均匀延伸率、延伸率均高于对比

例 B5 和 B6 的屈服强度、抗拉强度、均匀延伸率、延伸率。

需要注意的是，以上列举的仅为本发明的具体实施例，显然本发明不限于以上实施例，随之有着许多的类似变化。本领域的技术人员如果从本发明公开的内容直接导出或联想到的所有变形，均应属于本发明的保护范围。

权 利 要 求 书

1. 一种高强度高延展性镁合金板材的高效率轧制工艺,其为对轧制坯料进行轧制的工艺,其特征在于,该轧制工艺的参数控制为:各轧制道次的轧制速度为 10-50m/min,各轧制道次的压下量控制在 40-90%,在各轧制道次轧制前预热坯料,并控制各轧制道次轧制前的预热温度和轧制温度均为 250-450℃。
2. 如权利要求 1 所述的高强度高延展性镁合金板材的高效率轧制工艺,其特征在于,控制各轧制道次轧制前的预热时间为 1~15min。
3. 一种高强度高延展性镁合金板材的制备方法,其特征在于,包括步骤:
 - 1) 制备轧制坯料;
 - 2) 将坯料高效热轧到目标值:各轧制道次的轧制速度为 10-50m/min,各轧制道次的压下量控制在 40-90%,在各轧制道次轧制前预热坯料,并控制各轧制道次轧制前的预热温度和轧制温度均为 250-450℃;
 - 3) 退火。
4. 如权利要求 3 所述的制备方法,其特征在于,在步骤 2) 中,控制各轧制道次轧制前的预热时间为 1~15min。
5. 如权利要求 3 或 4 所述的制备方法,其特征在于,在步骤 3) 中,退火温度为 150-400℃,退火时间为 10-300s。
6. 如权利要求 3 或 4 所述的制备方法,其特征在于,在所述步骤 1) 中制备轧制坯料的步骤包括熔炼、铸造铸锭、均匀化处理、锯切铸锭和粗轧。
7. 如权利要求 6 所述的制备方法,其特征在于,在所述步骤 1) 中,控制粗轧各道次的轧制速度为 10-50m/min。
8. 如权利要求 6 所述的制备方法,其特征在于,在所述步骤 1) 中,控制粗轧各道次的压下量为 10-30%。
9. 如权利要求 6 所述的制备方法,其特征在于,在所述步骤 1) 中,在粗轧各道次前预热坯料,并控制预热温度和粗轧各道次的轧制温度为 250~450℃。
10. 如权利要求 3 或 4 所述的制备方法,其特征在于,在所述步骤 1) 中,采

用双辊铸轧方法制备轧制坯料。

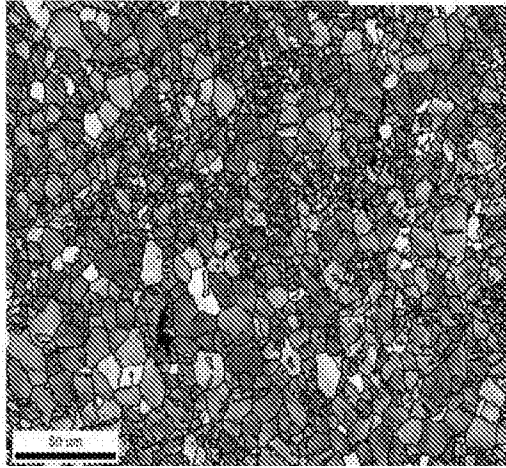


图 1

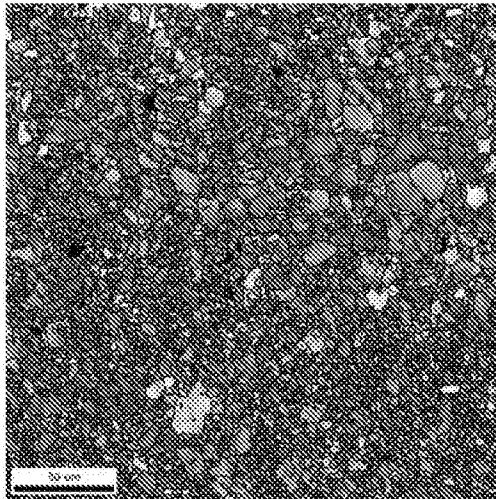


图 2

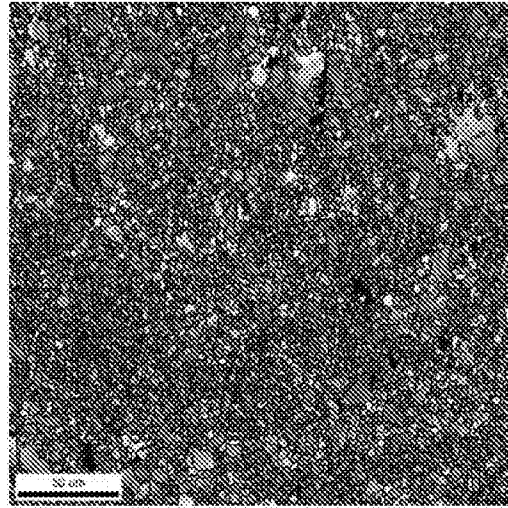


图 3

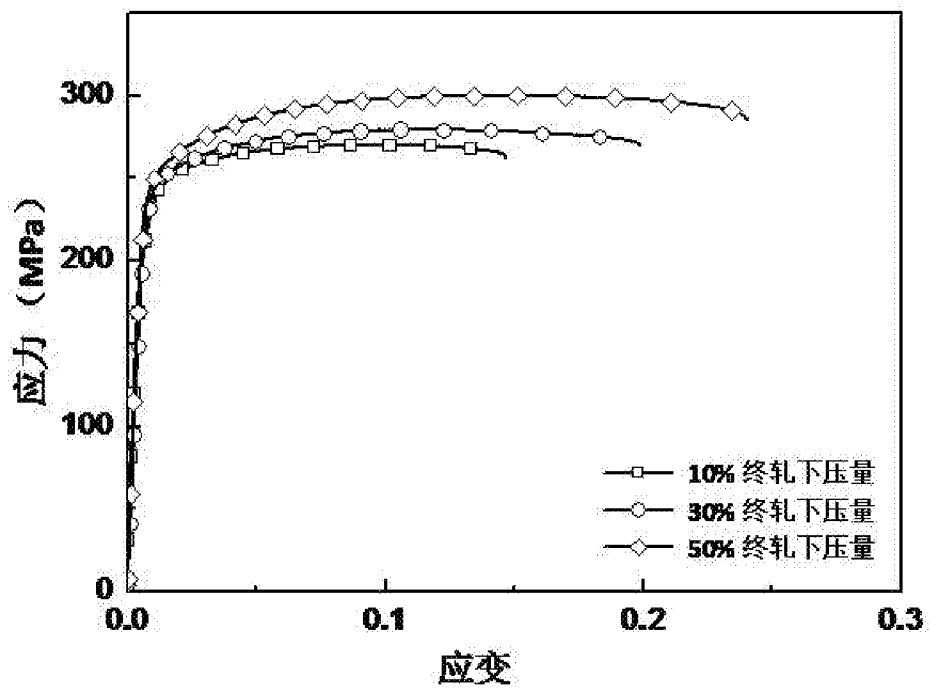


图 4

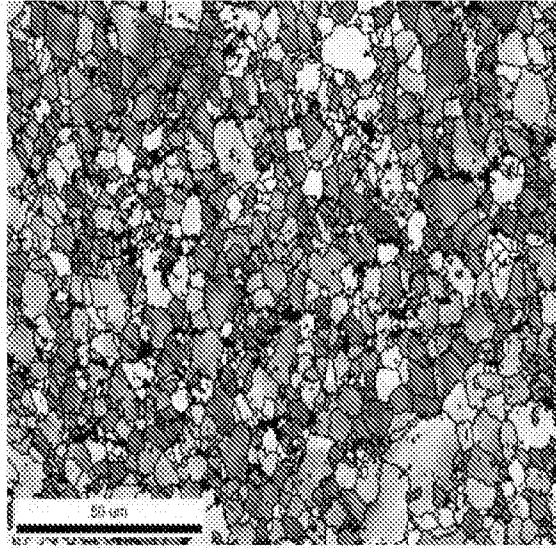


图 5

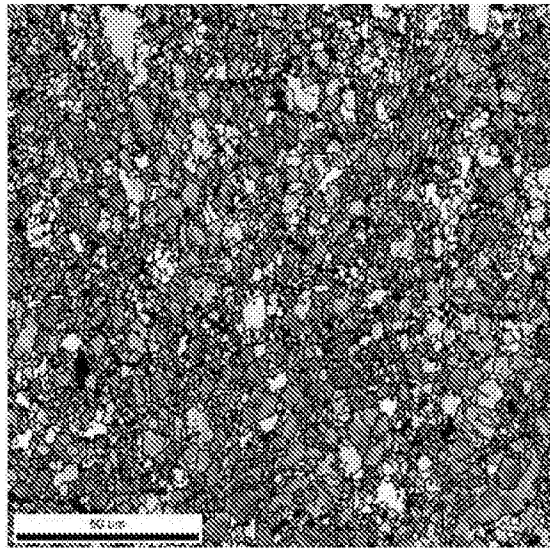


图 6

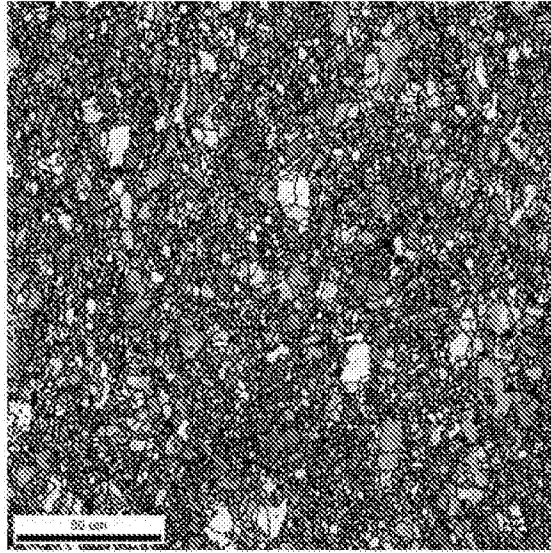


图 7

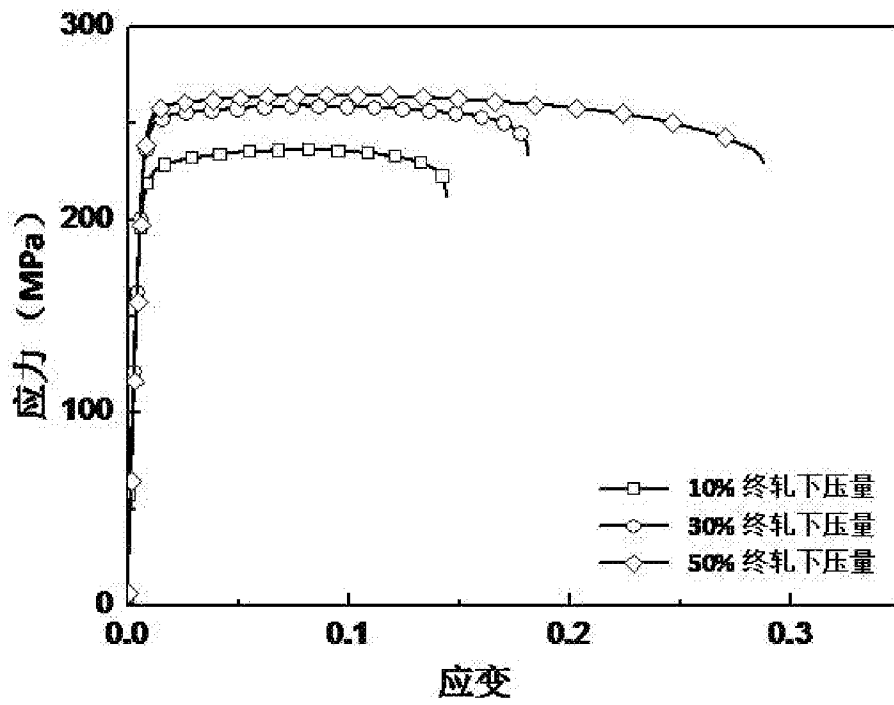


图 8

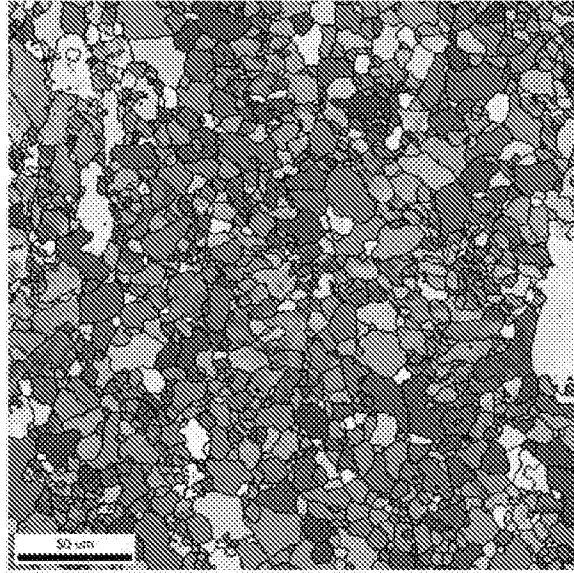


图 9

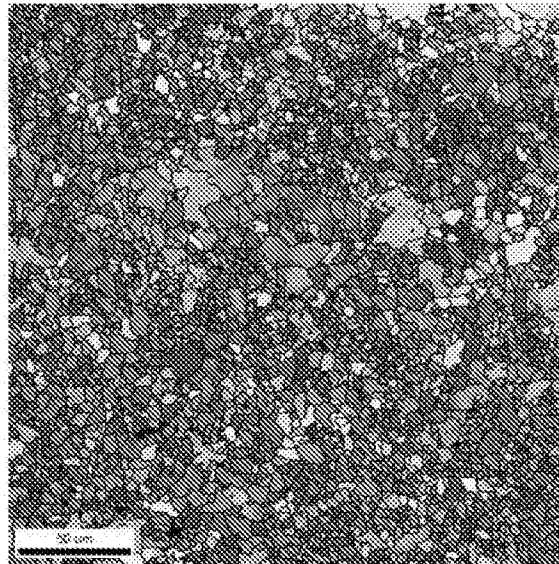


图 10

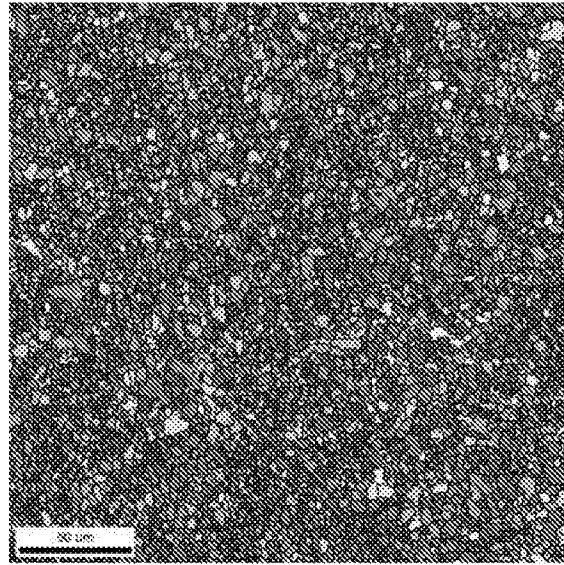


图 11

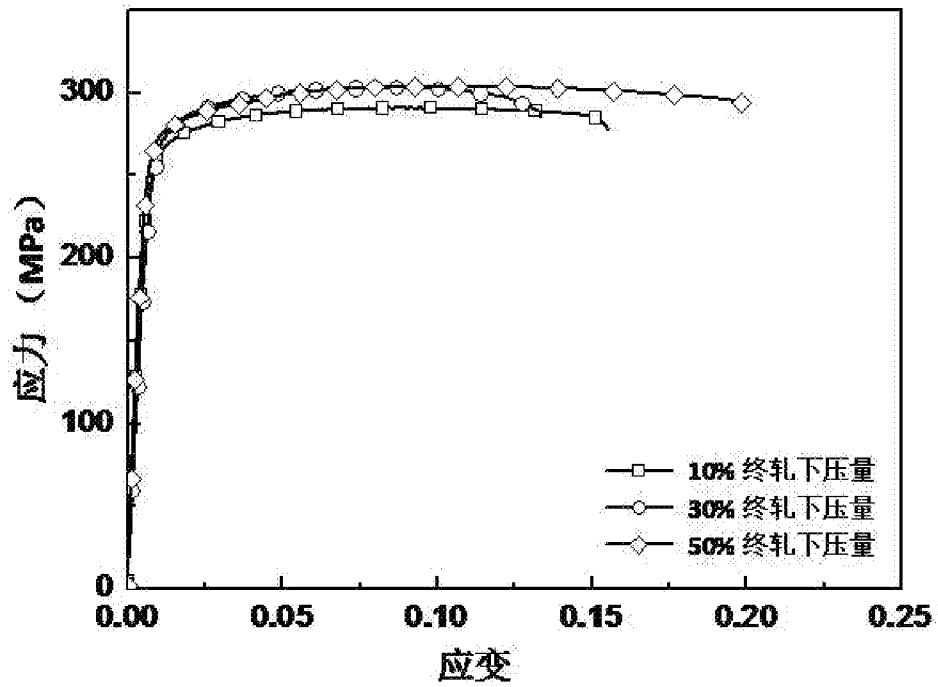


图 12

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/CN2016/108674

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

B21B 3/00 (2006.01) i; B21B 1/22 (2006.01) i; B21B 37/46 (2006.01) i

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

B21B 3/-, B21B 37/-, B21B 1/-

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

CNABS; PATENTICS; DWPI: Mg, magnesium, alloy, roll+, speed, preheating, anneal+

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	CN 101716593 A (HUNAN UNIVERSITY), 02 June 2010 (02.06.2010), claims 1-2 and 5-7, and embodiment 10	1-10
Y	CN 103272852 A (CHINA NONFERROUS METALS PROCESSING TECHNOLOGY CO., LTD.), 04 September 2013 (04.09.2013), claim 1	1-10
Y	CN 101912876 A (SUZHOU INSTITUTE FOR NON-FERROUS METAL RESEARCH), 15 December 2010 (15.12.2010), claim 1	1-10
A	CN 101229619 A (THE INSTITUTE OF METAL RESEARCH, CHINESE ACADEMY OF SCIENCES), 30 July 2008 (30.07.2008), the whole document	1-10
A	CN 103316915 A (NORTHEASTERN UNIVERSITY), 25 September 2013 (25.09.2013), description, paragraphs 6-14	1-10
A	CN 101648210 A (CHINALCO LUOYANG COPPER CO., LTD.), 17 February 2010 (17.02.2010), the whole document	1-10

Further documents are listed in the continuation of Box C.

See patent family annex.

<p>* Special categories of cited documents:</p> <p>“A” document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance</p> <p>“E” earlier application or patent but published on or after the international filing date</p> <p>“L” document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)</p> <p>“O” document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means</p> <p>“P” document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed</p>	<p>“T” later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention</p> <p>“X” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone</p> <p>“Y” document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art</p> <p>“&” document member of the same patent family</p>
---	---

Date of the actual completion of the international search
23 February 2017 (23.02.2017)

Date of mailing of the international search report
03 March 2017 (03.03.2017)

Name and mailing address of the ISA/CN:
State Intellectual Property Office of the P. R. China
No. 6, Xitucheng Road, Jimenqiao
Haidian District, Beijing 100088, China
Facsimile No.: (86-10) 62019451

Authorized officer
CHEN, Wei
Telephone No.: (86-10) **62414374**

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Information on patent family members

International application No.

PCT/CN2016/108674

Patent Documents referred in the Report	Publication Date	Patent Family	Publication Date
CN 101716593 A	02 June 2010	None	
CN 103272852 A	04 September 2013	CN 103272852 B	05 August 2015
CN 101912876 A	15 December 2010	CN 101912876 B	05 September 2012
CN 101229619 A	30 July 2008	None	
CN 103316915 A	25 September 2013	CN 103316915 B	13 May 2015
CN 101648210 A	17 February 2010	CN 101648210 B	26 October 2011

<p>A. 主题的分类</p> <p>B21B 3/00(2006.01)i; B21B 1/22(2006.01)i; B21B 37/46(2006.01)i</p> <p>按照国际专利分类(IPC)或者同时按照国家分类和IPC两种分类</p>																							
<p>B. 检索领域</p> <p>检索的最低限度文献(标明分类系统和分类号)</p> <p>B21B3/-, B21B37/-, B21B1/-</p> <p>包含在检索领域中的除最低限度文献以外的检索文献</p> <p>在国际检索时查阅的电子数据库(数据库的名称, 和使用的检索词(如使用))</p> <p>CNABS;PATENTICS;DWPI:Mg, magnesium, alloy, roll+, speed, preheating, anneal+, 镁, 合金, 轧, 速度, 预热, 退火</p>																							
<p>C. 相关文件</p> <table border="1"> <thead> <tr> <th>类型*</th> <th>引用文件, 必要时, 指明相关段落</th> <th>相关的权利要求</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Y</td> <td>CN 101716593 A (湖南大学) 2010年 6月 2日 (2010 - 06 - 02) 权利要求1-2, 5-7, 实施例10</td> <td>1-10</td> </tr> <tr> <td>Y</td> <td>CN 103272852 A (中色科技股份有限公司) 2013年 9月 4日 (2013 - 09 - 04) 权利要求1</td> <td>1-10</td> </tr> <tr> <td>Y</td> <td>CN 101912876 A (苏州有色金属研究院有限公司) 2010年 12月 15日 (2010 - 12 - 15) 权利要求1</td> <td>1-10</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>CN 101229619 A (中国科学院金属研究所) 2008年 7月 30日 (2008 - 07 - 30) 全文</td> <td>1-10</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>CN 103316915 A (东北大学) 2013年 9月 25日 (2013 - 09 - 25) 说明书第6-14段</td> <td>1-10</td> </tr> <tr> <td>A</td> <td>CN 101648210 A (中铝洛阳铜业有限公司) 2010年 2月 17日 (2010 - 02 - 17) 全文</td> <td>1-10</td> </tr> </tbody> </table>			类型*	引用文件, 必要时, 指明相关段落	相关的权利要求	Y	CN 101716593 A (湖南大学) 2010年 6月 2日 (2010 - 06 - 02) 权利要求1-2, 5-7, 实施例10	1-10	Y	CN 103272852 A (中色科技股份有限公司) 2013年 9月 4日 (2013 - 09 - 04) 权利要求1	1-10	Y	CN 101912876 A (苏州有色金属研究院有限公司) 2010年 12月 15日 (2010 - 12 - 15) 权利要求1	1-10	A	CN 101229619 A (中国科学院金属研究所) 2008年 7月 30日 (2008 - 07 - 30) 全文	1-10	A	CN 103316915 A (东北大学) 2013年 9月 25日 (2013 - 09 - 25) 说明书第6-14段	1-10	A	CN 101648210 A (中铝洛阳铜业有限公司) 2010年 2月 17日 (2010 - 02 - 17) 全文	1-10
类型*	引用文件, 必要时, 指明相关段落	相关的权利要求																					
Y	CN 101716593 A (湖南大学) 2010年 6月 2日 (2010 - 06 - 02) 权利要求1-2, 5-7, 实施例10	1-10																					
Y	CN 103272852 A (中色科技股份有限公司) 2013年 9月 4日 (2013 - 09 - 04) 权利要求1	1-10																					
Y	CN 101912876 A (苏州有色金属研究院有限公司) 2010年 12月 15日 (2010 - 12 - 15) 权利要求1	1-10																					
A	CN 101229619 A (中国科学院金属研究所) 2008年 7月 30日 (2008 - 07 - 30) 全文	1-10																					
A	CN 103316915 A (东北大学) 2013年 9月 25日 (2013 - 09 - 25) 说明书第6-14段	1-10																					
A	CN 101648210 A (中铝洛阳铜业有限公司) 2010年 2月 17日 (2010 - 02 - 17) 全文	1-10																					
<p><input type="checkbox"/> 其余文件在C栏的续页中列出。</p> <p><input checked="" type="checkbox"/> 见同族专利附件。</p>																							
<p>* 引用文件的具体类型:</p> <p>“A” 认为不特别相关的表示了现有技术一般状态的文件</p> <p>“E” 在国际申请日的当天或之后公布的在先申请或专利</p> <p>“L” 可能对优先权要求构成怀疑的文件, 或为确定另一篇引用文件的公布日而引用的或者因其他特殊理由而引用的文件(如具体说明的)</p> <p>“O” 涉及口头公开、使用、展览或其他方式公开的文件</p> <p>“P” 公布日先于国际申请日但迟于所要求的优先权日的文件</p> <p>“T” 在申请日或优先权日之后公布, 与申请不相抵触, 但为了理解发明之理论或原理的在后文件</p> <p>“X” 特别相关的文件, 单独考虑该文件, 认定要求保护的发明不是新颖的或不具有创造性</p> <p>“Y” 特别相关的文件, 当该文件与另一篇或者多篇该类文件结合并且这种结合对于本领域技术人员为显而易见时, 要求保护的发明不具有创造性</p> <p>“&” 同族专利的文件</p>																							
<p>国际检索实际完成的日期</p> <p>2017年 2月 23日</p>		<p>国际检索报告邮寄日期</p> <p>2017年 3月 3日</p>																					
<p>ISA/CN的名称和邮寄地址</p> <p>中华人民共和国国家知识产权局(ISA/CN) 中国北京市海淀区蓟门桥西土城路6号 100088</p> <p>传真号 (86-10)62019451</p>		<p>授权官员</p> <p>陈伟</p> <p>电话号码 (86-10)62414374</p>																					

国际检索报告
关于同族专利的信息

国际申请号

PCT/CN2016/108674

检索报告引用的专利文件			公布日 (年/月/日)	同族专利	公布日 (年/月/日)
CN	101716593	A	2010年 6月 2日	无	
CN	103272852	A	2013年 9月 4日	CN	103272852 B 2015年 8月 5日
CN	101912876	A	2010年 12月 15日	CN	101912876 B 2012年 9月 5日
CN	101229619	A	2008年 7月 30日	无	
CN	103316915	A	2013年 9月 25日	CN	103316915 B 2015年 5月 13日
CN	101648210	A	2010年 2月 17日	CN	101648210 B 2011年 10月 26日