

摘 要

镁合金具有密度小、比强度高和刚度高、阻尼性能好以及电磁屏蔽等优点,近年来成为汽车和电子行业的重要轻质材料。随着汽车轻量化的要求,越来越多的汽车零部件采用镁合金制造来减轻汽车自重,其中汽车轮毂对于汽车减重具有尤其重要的意义和效果,但轮毂的使用条件决定其必须同时具有较高的强度和韧性,目前的镁合金材料还达不到这方面的要求。AM60 及 AZ91 镁合金是工业应用最为广泛的镁合金。AZ91 的强度较高,基本可以满足汽车轮毂的强度要求,但韧性不足;AM60 韧性较好,但强度有待进一步提高。因此提高镁合金的强韧性是扩大镁合金在汽车上的应用范围的一个重要方向,以便开发镁合金汽车轮毂这类同时要求高强高韧性需耐冲击和抗疲劳的零部件。

本文以 AM60B 及 AZ91D 合金为基,富 Ce 混合稀土为合金化元素,配制了不同成分的十余种合金。在全面测试了它们的流动性、室温力学性能以及布氏硬度的同时,应用光学显微镜(OM)、X 射线衍射仪(XRD)、电子探针(EPMA)、带能谱分析(EDAX)的扫描电子显微镜(SEM)、电感耦合等离子体发射光谱仪(ICP)等分析和测试手段,较系统和深入地研究了稀土和热处理工艺对 AM60B 和 AZ91D 合金组织及力学性能的影响及其作用机理。

研究表明,RE 加入 Mg-Al 基合金中后,优先与 Al 结合,生成杆状的 $Al_{11}RE_3$ 相,其次,RE 与合金中的 Al 和 Mn 元素生成颗粒状三元相 $Al_{10}RE_2Mn_7$ 相,而对不含 RE 的 AM60B 及 AZ91D 合金则会生成 Al_2Mn 等相。RE 的加入对基体起到第二相强化的作用,由于 AM60 合金本身 $\gamma(Mg_{17}Al_{12})$ 相含量较少,因此这种强化作用很明显;而 AZ91 合金中 γ 相原已较为丰富,增加稀土相后,众多的网状或杆状相有割裂基体的倾向,削弱了强化效果,只有在 RE 含量较低时对合金起到强化效果,当 RE 含量较高时甚至降低了合金的强度。

固溶热处理的作用对这两种合金的影响不尽相同。由于 AZ91 合金中 Al 含量高,其固溶强化的效果也强;AM60 合金中 Al 含量较少,所以固溶强化的效果没有 AZ91 合金那样显著。时效热处理对这两种合金的影响也有所不同,在 AM60 合金中,时效在晶界和晶粒中以连续沉淀机制弥散析出细小二次相 γ 相为主;而在 AZ91 合金中 γ 相以两种机制析出:以非连续沉淀机制析出的 γ 相呈层

片状由晶界向晶粒内生长;以连续沉淀机制析出的 γ 相在晶粒内部呈细小颗粒弥散析出。同时,固溶和时效这两种热处理对稀土相的形态改变不是很明显。

总体来讲,热处理和一定范围内($\leq 1.6\%$)的RE加入量对AM60B及AZ91D合金的力学性能有较大的提高,包括拉伸强度、屈服强度以及伸长率:其中S4合金在铸态或T4态下的 σ_b 达到221.5Mpa, $\sigma_{0.2}$ 可达85Mpa,延伸率 δ 为10~13%,HB硬度超过70;SS2合金在T6态下的 σ_b 达到241.5Mpa, $\sigma_{0.2}$ 可达130Mpa,延伸率 δ 为6%左右,HB硬度超过75。

镁合金的断裂总体上属于脆性断裂,从断口来看,其具有典型的准解理特征。AM60合金的塑性较高,所以其有一定的韧性断裂特征,呈带有一定韧窝的准解理断裂方式。AZ91合金铸态时的断口形貌沿晶断裂特征比较明显;热处理后,解理小刻面和面上的河流花样增多,准解理断裂特征更明显,塑性提高。RE的加入改变了二次解理台阶的形成过程。

本文还在合金材料开发和研究的基础上,采用初步研制成功的新型高强高韧镁合金进行了镁合金轮毂样品的试制和铸造工艺研究。根据材料特性,通过结构力学分析和铸造工艺计算机模拟简化了了镁合金轮毂重力铸造工艺方案的设计和修正,成功地试制出了合格的镁合金轮毂,并进行了轮毂台架试验。

关键词: 稀土, 热处理, 镁合金, 显微组织, 力学性能, 连续沉淀, 非连续沉淀, 轮毂, 台架试验

Abstract

Magnesium alloy have the advantages of light-weight, high strength/weight ratio, high stiffness/weight ratio, high damping property and electromagnetism shielding property and so on, so recently it has acted an important role in automobile and electric industry as a weight reducing material. Following with the light-weight of automobiles, more and more automobiles' components are made from magnesium alloys, where the wheels have a special magnificence and effect for the weight-save of automobiles. But wheels should have both high strength and high toughness depending on their working environment, the magnesium alloys at present has not satisfied the requirement for material yet. AM60 and AZ91 are the most broadly used magnesium alloys in industry. AZ91 alloy's strength is high enough to meet the needs of wheels, however, due to the high Al content, the ductility of AZ91 alloy is not so good. AM60 alloy has a high ductility but its strength needs to be improved.

In this paper, more than ten kinds of new AM60B-based and AZ91D-based alloys have been made up with microalloying of rare earth enriched by Ce. Whilst the test of their fluidity, mechanical properties at room temperatures, and HB hardness, effects and their mechanism of rare earth addition and heat treatment on the microstructures and mechanical properties have been investigated using modern analysis and test facilities such as optical microscopy (OM), X-ray diffractometer (XRD), electron probe microanalyzer (EPMA), scanning electron microscopy (SEM) with energy dispersion X-ray analysis (EDAX) and inductively coupled plasma (ICP), etc.

Experimental results showed that rare earth preferentially combined with aluminum to form rod-shaped $Al_{11}RE_3$ after it had been added to Mg-Al based alloys. Secondly, because the manganese contained in AM60 and AZ91 alloy, rare earth, aluminum and manganese would combine to an $Al_{10}RE_2Mn_7$ ternary phase. If there were no rare earth in the alloy, manganese and aluminum would combine to Al-Mn phase. The addition of rare earth had the effect of second-phase strengthening. Because there are not so much γ -phase($Mg_{17}Al_{12}$) in AM60 alloy, so such

strengthening was well exhibited. On the contrary, there were lots of γ phase in AZ91D alloy, and when RE is added into it much rod-like $Al_{11}RE_3$ phases are formed, these rod-like $Al_{11}RE_3$ phases and net-like γ phases have a tendency to dissever the magnesium matrix with weakening the effect of strengthening even reducing the strength of the alloy as the content of RE is relative high.

Also the influences of solid solution treatment on the two alloys are not fully same. Because of the high content of aluminum in AZ91 alloy, its solid solution strengthening effect was remarkable. And the effect of solid solution strengthening was low due to the lower content of aluminum in AM60 alloy. The effects of aging heat treatment on these two alloys were also different. In AM60 alloy, γ phases precipitated in the grain and grain boundaries uniformly with the mechanism of continuous precipitation. In AZ91 alloy, γ phases were formed by means of two precipitating mechanism: The γ phases precipitated with the mechanism of discontinuous precipitation grew lamellar from grain boundaries to the inside of grains; And the γ phases precipitated with the mechanism of continuous precipitation were formed inside grains. On the other hand, solid solution and aging heat treatments couldn't change the shape of rare earth phase obviously.

On the whole, heat treatments and RE addition less than 1.6wt% can notably improved the mechanical properties, such as ultimate tensile strength, yield strength, and elongation rate, of AM60B and AZ91D alloys. Where the properties of S4 alloy with T4 treatment are: $\sigma_b > 220\text{Mpa}$, $\sigma_{0.2} = 80 \sim 85\text{Mpa}$, $\delta = 10 \sim 13\%$, HB hardness > 70 , strike toughness more than 16J. Those of SS2 alloy with T6 treatment are: σ_b up to 241.5Mpa, $\sigma_{0.2}$ up to 130Mpa, δ about 6%, HB hardness more than 75, and strike toughness up to 12J.

With a h.c.p structure, failure of magnesium alloys is usually brittle through cleavage or quasi-cleavage fracture. In cleavage fracture, micro-cracks develop along certain crystal planes, which is (0001) for magnesium. Two parallel cracks with relatively high differential altitude can form steps through the pattern of secondary cleavage or tearing, and RE addition changed the formation of the steps from secondary cleavage to tearing, The fracture of AM60B with RE additions obviously

features the combination of quasi-cleavage and local gliding fracture, and the fracture of AZ91D with RE addition has a feature of combination of intercrystalline crack and cleavage fracture which leads to the relative bad plasticity of the alloys.

In this paper, on the basis of the researches and developments of new high strength and high toughness magnesium alloys, the pilot production and casting process researches of automobile wheels by the new AM60B magnesium alloy with a little RE addition were carried out. FEM mechanical analysis and computer simulation of casting procedure of wheels were adopted to simplify the design and amendment of the gravity casting process of magnesium alloy wheels. Some acceptable wheels were produced and went through the bench test.

Key Words: rare earth, solid solution, aging, microstructure, mechanical property, continuous precipitate, discontinuous precipitate, automobile wheels, bench test

第一章 绪论

§ 1.1 镁及镁合金的基本性质

镁元素在地壳中有丰富的含量,仅次于铝、铁、钙、钠、钾,约占地壳重量的 2.7%。此外,占地球表面积 70%的海洋也是一个天然的镁资源宝库,据测算,每立方米的海水中约含有 1.3kg 的镁。仅死海一处的镁,若得到全部开发的话,就可供人类使用 22,000 年^[1-2]。因此,镁的开发与应用对人类有着重要的意义。

镁为元素周期表第 II 族化学元素,原子序数 12,原子量 24.305,银白色,密排六方晶格,无同素异构转变,在现有的工程应用金属中镁的密度最小,为 1.74g/cm^3 ,熔点为 649°C ,与铝的熔点相近^[3]。镁合金是现有工业应用合金中比重最轻的材料,密度通常在 $1.75\sim 1.85\text{g/cm}^3$ 之间,其比重约为铝合金的 $2/3$,锌合金及钢的 $1/3$,镁合金的比强度和比刚度高于铝合金和钢,其疲劳强度甚至高于铝合金^[4-5]。与工程塑料相比,镁合金比重稍高于工程塑料,工程材料尤其是纤维增强塑料的比强度更高,但其弹性模量很小,比刚度远小于镁合金,且工程塑料难以回收。同时,镁合金具有高阻尼性能、优良的电磁屏蔽性能和良好的切削加工性能^[6]。

§ 1.2 常用镁合金及其强化机制

纯镁很少用于结构件,用于结构件的几乎全是以镁为基体的合金材料。这些材料经过合金元素的固溶强化、沉淀强化及弥散强化机制,获得了适于工程用的各种合金^[7-12]。

§ 1.2.1 常用镁合金

常用的镁合金大致分为四类:

(一) Mg-Al-Zn 系

Al 和 Zn 是提高镁的强度和塑性的有效元素。如图 1-1 中所示,当铝含量为 9%时,镁合金的强度最大,当锌为 3%,合金的塑性最好^[13-14]。当强度与塑性需同时加以考虑时,6%的铝含量提供了合适的强度,5%的锌也有一定的延伸率。Al 和 Zn 对于铸造性能也有重要的影响。适当的含量使得镁合金有着良好的铸造性能。此外,Al 对提高镁合金的抗腐蚀性也有帮助。AZ 系列与 AM 系列合金是常用的 Mg-Al-Zn 系合金^[15-17]。由于认识到了 Cu, Fe, Ni 等重金属元素对抗腐蚀性的重大影响并生产出了杂质元素含量很低的镁合金,合金的抗腐蚀有了很大的提高。但是该系合金的高温性能仍然不能满足许多实际生产的需要。这是与该系合金本身的合金组织密切相关的。在镁基体上析出的 β 相 ($\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$) 的晶体结构与镁基体间缺乏相位关系,且熔点只有 437°C ,在高温下因扩散加强而极易变软、粗化,并由此削弱晶界,致使抗蠕变能力下降。尤其对于压铸件,细小的晶粒加上晶界上大量析出的 β 相更加剧了高温蠕变。铸件的晶界上大量显微缩孔的存在更起到了推波助澜的作用。提高 Mg-Al-Zn 系合金压铸件高温性能的途径有^[18-19]。

无孔压铸法，通过形成弥散质点而消除缩孔而提高强度；
添加微量元素对 β 相进行改性，提高 β 相与基体的黏附力并提高熔点；
压铸组织中控制晶粒的粗化从而减少晶界的蠕变。

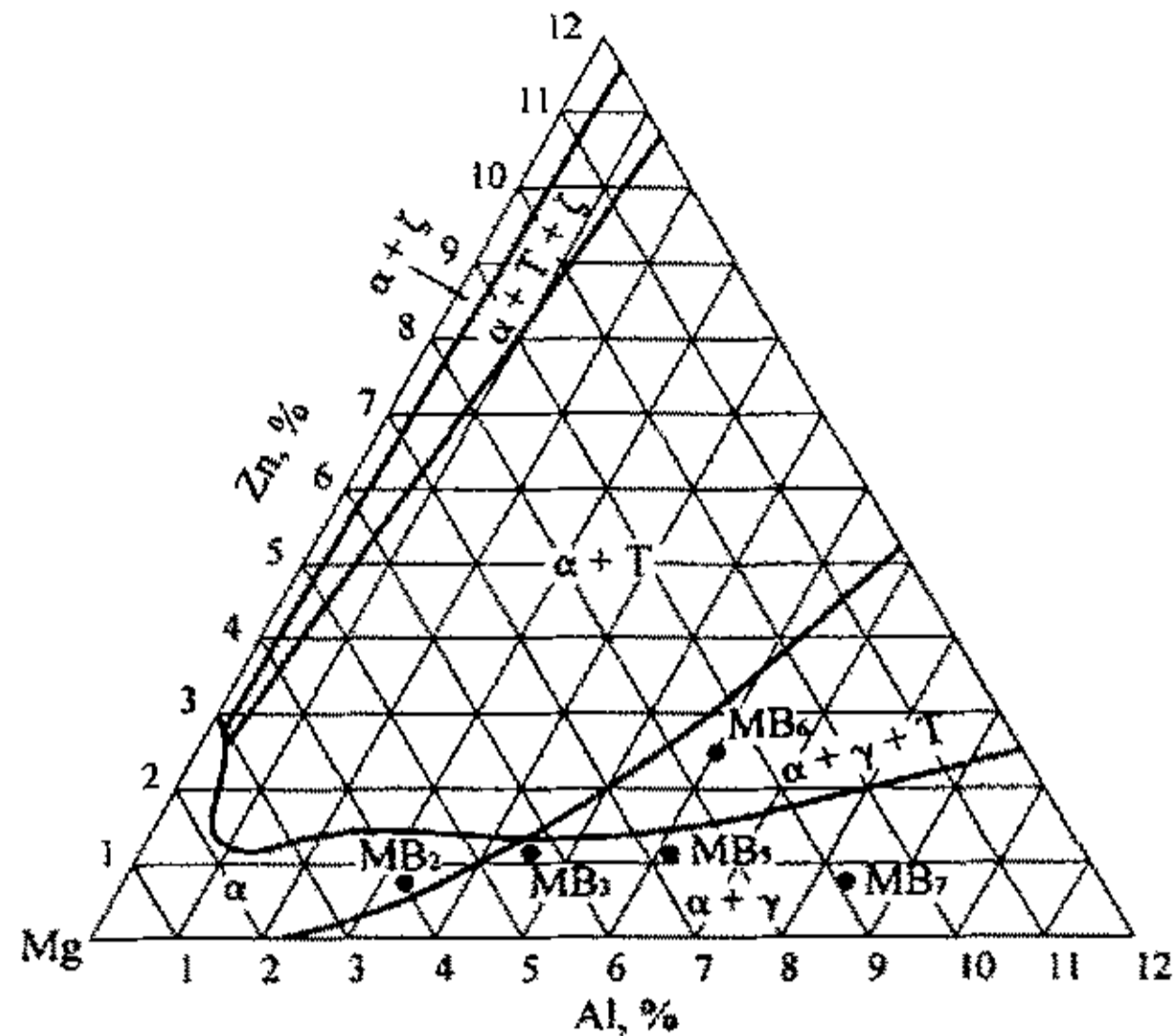


图 1-1 镁-铝-锌三元相图的镁角部分^[3]

α - α (Mg); T - $Mg_{32}(AlZn)_{49}$; ζ - MgZn; γ - $Mg_{17}Al_{12}$

Fig. 1-1 The magnesium corner of Mg-Al-Zn ternary phase diagram

一些研究表明, Sr, Li, Ca, Ba, Bi 等元素可以变质 β 相或改变 AZ91 晶粒的大小^[13]。值得一提的是 Sr, 少量的加入可以明显减少 AZ91 的显微缩孔, 提高耐水压性能。有文献指出, Ca 与 Al 的体积比大于 0.8 时, 温度超过 200℃ 后, Mg-Al-Ca 合金维氏硬度大于 AE42 合金^[14]。Bi 元素加入到 Mg-Al 合金中, γ 相变得细小、弥散。常温下, 当 Bi 含量大于 2% 时, 延伸率急剧下降, 强度也下降, 当在 150℃、250℃ 短时拉伸时, 屈服强度明显提高, 250℃ 持久试验寿命也大大提高^[15]。

(二) Mg-Al-Si 系

Mg-Al-Si 系合金最初用于 70 年代德国的 Volkswagen 汽车。该系合金较 Mg-Al-Zn 系合金有更好的高温抗蠕变性能^[20]。目前该系合金多用于铸件生产, 因为在重力铸造的慢冷条件下, Mg_2Si 相呈粗大汉字状, 从而降低延伸率和流动性。研究表明, 微量的 Ca 的加入变质并净化 Mg_2Si 相^[21]。砂型铸造时, 在 AS41 中添加 0.11% 的 Ca 即可将延伸率提高一倍, 并提高杨氏模量值, 可获得与 AZ91 相当的力学性能。与此同时又阻止了 Mg_2Si 的粗化而提高高温性能^[22-24]。

(三) Mg-RE 系

早在 30 年代, RE 元素对镁合金的强化作用就被发现, 从而发展了一系列用于重力铸造与锻造的商品合金^[25]。常用的有 Mg-RE-Zr (EK30, 31, 41), Mg-Zn-RE-Zr (ZE63, 41, EZ33) 和 Mg-RE-Ag-Zr (EQ21, QE22) 等三元或四元合金^[26]。稀土提高合金室温和高温性能的机理为固溶强化与 $Mg_{12}RE$ 相的沉淀强化。这些金属间化合物的扩散系数低, 并且与基体有良好的黏着性。因此 RE 的加入可在 200℃~250℃ 范围内提高高温强度。Mg-Ce 合金中, $Mg_{12}Ce$ 在晶界的形核、沉淀起到了关键作用。AE42 合金含有 4% 的 Al 和 2% 的稀土, 因此具

有良好的流动性和抗蠕变性而应用于汽车结构件上^[28-30]。

(四) Mg-Li 系

锂的密度较镁更小,当形成 Mg-Li 合金时,可以获得比其它 Mg 合金更高的弹性率和比强度,因而是轻量化的理想合金材料。已形成的合金牌号有 LA91, LA141 等。Al、Si、RE 等微量元素的添加对 Mg-Li 合金的力学性能的影响也已有大量的研究^[31-32],结果表明:Al 的加入提高 Mg-Li 合金的抗拉强度和硬度,在合适的成分范围也会改善塑性并减缓腐蚀。少量 Si 的加入可以在一定程度上提高塑性, Si 含量过高时,由于脆性 Mg₂Si 相的形成会降低塑性和抗腐蚀性。混合稀土的加入在基体上形成了大量的弥散分布的沉淀相,如 REAl₃、REAl₃ 等,提高了镁合金的力学性能。

§ 1.2.2 镁合金强化方式

1. 固溶强化^[33-35]

固溶合金是由合金元素完全溶解在基体金属中而形成的。溶质原子在晶格上替代了基体金属原子,起到了强化的作用。这种强化效果是通过原子错配和溶质与基体原子之间弹性模量的差异而获得。固溶后的屈服强度的增加将与加入溶质元素的浓度成二分之一一次方比,如图 1-2a。

根据 Hume-Rothery 准则,如果溶剂与溶质原子的尺度差别大于 15%,该种溶剂在此种溶质中的固溶度不会很大。Mg 的原子直径为 3.2Å,根据这条准则,与 Mg 原子大小的有适当比例的元素有 Li, Al, Ti, Cr, Zn, Ge, Yt, Zr, Nb, Mo, Pd, Ag, Cd, In, Sn, Te, Nd, Hf, W, Re, Os, Pt, Au, Hg, Tl, Pb, Bi 等。如果某元素与基体有相同的电子价和相似的晶体结构,这种元素也将有较大的固溶度,对镁而言只有 Cd 和 Zn。

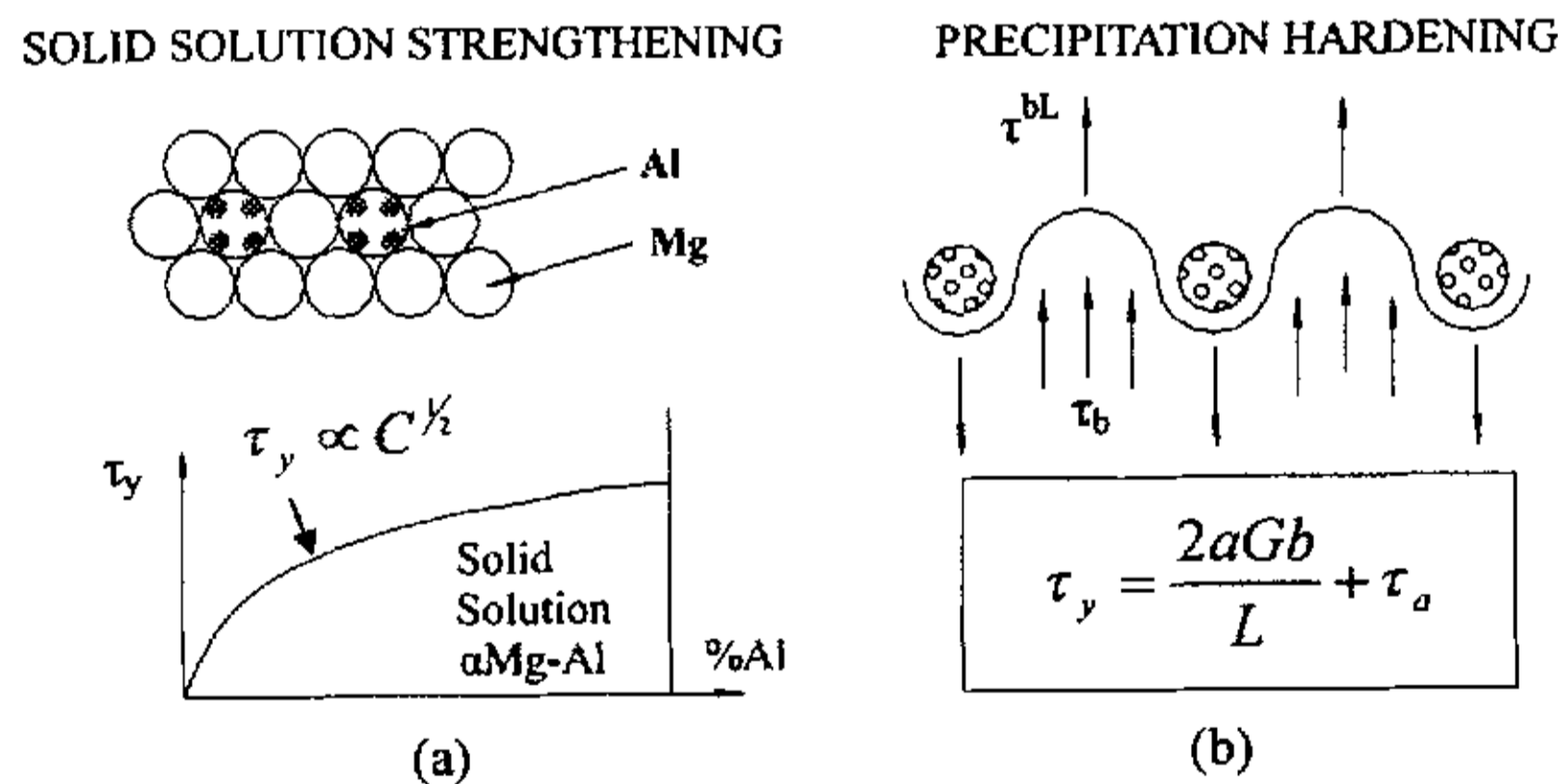


图 1-2 合金强化机制 (a) 固溶强化, (b) 沉淀硬化

Fig. 1-2 Mechanisms of strengthening in alloys.

(a) Solid solution strengthening, (b) Precipitation hardening

当这条标准不满足时,仍有可能具有较大的固溶度。因为电子价低的金属可以溶解电子价高的元素,反之则不行。这是由于额外电子的加入可以提高原子间的结合能,从而提高金属结构的稳定性。依据该原则,在合适的尺度范围内,二价的镁也可以溶解三价或更高价的元素。但是,随着溶剂价态的提高(IV-VII族),溶剂与 Mg 之间的电学性质的差异也会增大。在这种情况下,镁中将形成第二

相或稳定的化合物而非形成固溶体。

2. 沉淀及时效强化^[35-37]

沉淀强化是镁合金强化(尤指室温强度)的一个重要机制。在合金中,当合金元素的固溶度随着温度的下降而减少时,便可能产生时效强化。将具有这种特征的合金在高温下进行固溶处理,可得到不稳定的过饱和固溶体,然后在较低的温度下进行时效处理,可产生弥散的沉淀相。促使强化的机理是滑动位错(如图 1-2b)与沉淀相相互作用,提高了屈服强度:

$$\tau_{yield} = (2aGb)/L + \tau_0$$

τ_{yield} 为沉淀硬化合金的屈服强度,

τ_0 为没有沉淀的基体的屈服强度,

$(2aGb/L)$ 为在沉淀之间弯出位错所需的应力。

但是单单沉淀不能成为强化的足够条件,好的时效强化效果和弥散沉淀相的大小、形貌、硬度以及它与基体之间界面的性质等因素都密切相关。理想的情况是得到细小、均匀分布、与基体呈共格关系且随着温度升高不易粗化的沉淀相。在镁基体中,满足溶解度随温度变化条件的合金系很多。但是,由于 Mg 原子半径大,而且沉淀相的晶体结构复杂,使得沉淀相与基体之间不易存在共格关系。当温度升高时,沉淀析出相很快就粗化变软,从而逐渐失去强化作用。尽管有些镁合金可通过时效强化,但其效果比在一些铝合金中所见到的要小得多。

§ 1.2.3 镁的合金设计

图 1-3 所示为镁的合金行为,相对应于尺寸、电子价、电负性的影响。在曲线内部的元素与镁至少有 0.5% 的固溶度(由括号中的百分比表示)。最高的固溶度出现在电子价为 2 和 3, 相对尺寸到 15%。在这个区域中, In 的固溶度最高,为 53%。然而,如果原子直径差别小于 15%, 虽然固溶度比较大,但由于大小差别太小,固溶强化效果并不大,如 In; 差别介于 12-15% 之间,考虑到边界效应,固溶效果显著,如 Al, Zn, 稀土元素; 若原子大小差别过大,在 20-40% 范围,则固溶强化效果有限,但可能由于高硬度、高熔点的分散相和金属间化合物的形成导致弥散强化效果加强,如 Cu, Ca, Si 等。基于以上理论分析,可将所列元素分成三类^[38-39]。

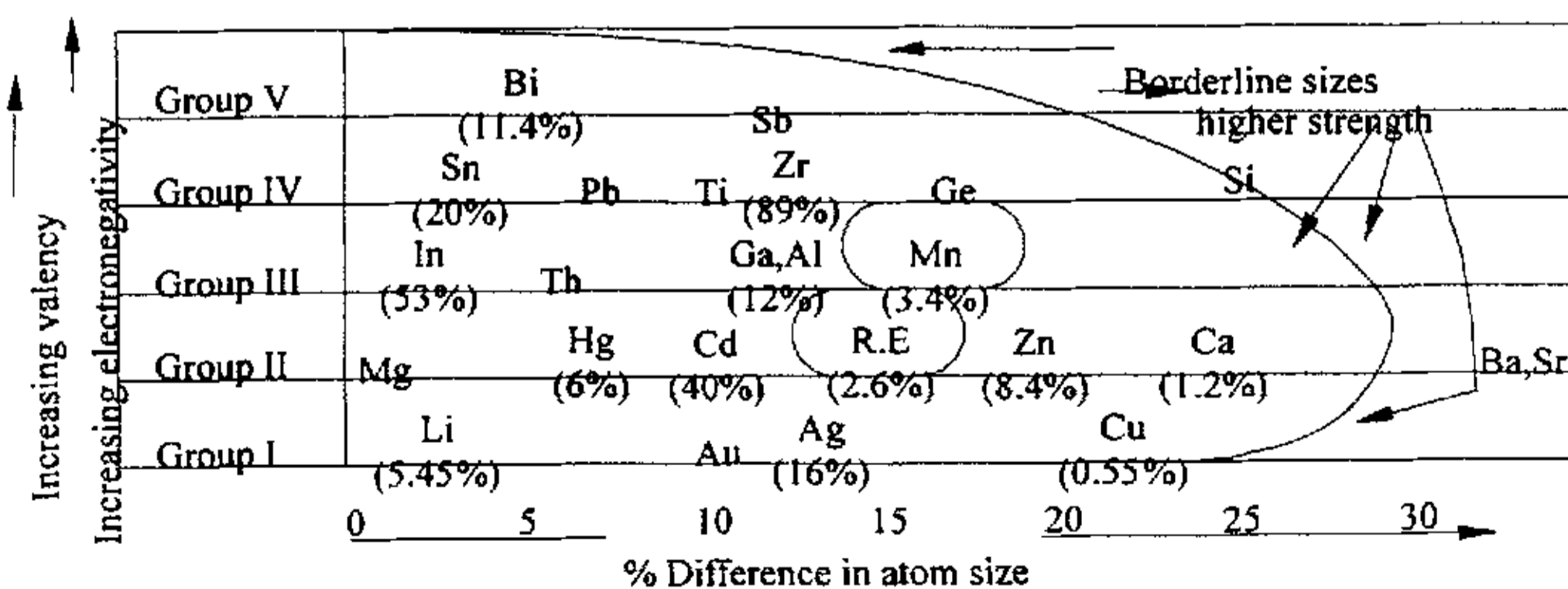


图 1-3 镁的合金行为

Fig. 1-3 Alloying behavior of Mg

(1) 同时提高强度和塑性 (效果由高至低)

Al, Zn, Ca, Ag, Ce, Ga, N, Cu, Th (提高强度)

Th, Ga, Zn, Ag, Ce, Ca, Al, Ni, Cu (提高塑性)

(2) 强度提高不明显, 但提高塑性

Cd, Tl, Li

(3) 有效提高强度, 但降低塑性

Sn, Pb, Bi, Sb

以上的这些原则就是进行镁合金设计的基本准则。

§ 1.3 镁合金在汽车中的应用与研究现状

来自汽车工业对零部件不断轻量化的要求使人们把目光越来越多地投向镁合金的开发和应用, 以期代替汽车中铝合金及部分钢零件。因为减轻汽车的重量意味着, 一方面可以降低油耗, 减少对环境的排放污染, 另一方面可以使汽车驾驶起来更加灵活舒适并具有更好的减加速性能。汽车车体重量每减少 100kg 则百公里油耗可减少 0.7L。20 世纪 80 年代, 美国政府制定了汽车平均燃油标准 (CAFE), 要求汽车制造商降低能耗。1993~1994 年欧洲汽车制造商提出了“3 公升汽油轿车”的新概念, 随后欧盟明确了对汽车制造商降低汽车二氧化碳排放量的要求, 即由目前的 183mg/km 二氧化碳排放量降低到 2005 年的 120mg/kg。鉴于以上原因, 各大汽车生产商投入大量人力物力研究用镁制造汽车零部件以减轻汽车净重, 并且投入巨资建设或投资镁厂。据估计到 2002 年其总用量由 4.52 万吨增至 8.86 万吨。目前在汽车工业中镁合金用量最多的地区是北美, 但欧洲紧随其后, 年发展速度已达 60% (北美 30%, 世界平均 15%)^[40,41]。

在汽车工业中, 镁合金主要用于生产镁合金压铸件。1999 年全世界总共生产了约 36 万吨镁, 其中压铸镁合金已经上升为仅次于铝合金的第二大镁用户。1990 年至 1996 年世界镁合金压铸件产量以 18% 的速度递增, 1997 年创纪录, 比 1996 年增长 32%, 达到 7 万吨, 目前增长率为 13%, 2001 年全世界镁压铸件用镁量约 15 万吨^[42]。

目前, 汽车使用的镁合金压铸件已扩展到阀壳、齿轮箱、车轮、前灯支承托架、离合器壳体、变速箱壳体、制动/离合器踏板托架、进气歧管、驾驶杆零件等几十中零件^[31]。福特汽车公司 Aerostar Mini-Vans 牌汽车的中座及后座支架 (仅此每年需 100t 以上的镁合金 AM60 铸件, Ranger 轻型卡车的离合器壳体和刹车踏板支撑架, Chrysler 汽车公司的齿轮变速箱壳体, 通用公司的气缸盖、滤油器壳体等近 10 种零件, 以及日本丰田公司的凸轮罩都是镁合金制成的。北美、日本、韩国、德国等已在开发镁合金汽车轮毂, 目前主要用于赛车上, 据称美国正在研制的一种镁合金轮毂, 在轮胎被扎穿后仍能以不高于 48km/h 的速度行驶, 汽车不受损害。美国威斯康星 Lingberg 触变成形发展中心采用触变成形机进行镁合金的半固态铸造, 已生产出镁合金赛车离合器片及汽车传动零件等。最近西方国家又在积极研制大型汽车零件, 如汽车仪表板、车门、轿车座椅支架等。

纵观目前正在开发或者已经应用于汽车上的镁合金零部件, 可分为三大类:

(1) 作为简单支撑架或内装饰件使用, 这类部件室温强度和高温强度要求均不高, 如仪表盘, 前灯支承托架等。

(2) 作为高温环境下工作的零部件, 有较高的强度要求, 尤其是高温强度或抗蠕变性能要求较高, 如变速箱壳体等。

(3) 作为受冲击、长期工作于周期载荷或较为恶劣工况下的零部件, 这类零部件要求高的室温强度、高的韧性(塑性)、抗疲劳性能, 如汽车轮毂、座椅支架等。

目前镁合金产品开发则主要集中在前两种汽车零部件上。

§ 1.4 课题的意义与研究内容

为推动我国镁工业向深度和广度发展, 必须进一步扩大镁合金在汽车上的应用范围, 这就要求镁合金应能够适用于制备汽车上各种使用条件下的零部件, 如铸造汽车轮毂这类同时要求高强度和高韧性、能耐冲击和抗疲劳、并且不适合采用压铸方法生产的大型汽车零部件, 而不量只适合于单一的使用条件和单一的制造工艺。因此, 改善镁合金的强韧性以及强度和韧性的综合匹配已成为镁合金开发研究的一个重要方向。本课题选择镁合金汽车轮毂的开发研究这一具有较高难度的方向作为主攻目标, 基于以下两方向的考虑: (一) 适应国际镁合金应用研究的趋势, 欧美主要汽车生产国均在全力研制镁合金汽车轮毂的材料及其制备技术, 以期使镁合金在汽车上的应用得到突破; (二) 国内还无研究机构或企业进行镁合金汽车轮毂的开发研究, 必须致力于这方面的研究工作, 以期获得具有自主知识产权的镁合金材料和相关技术。

由于汽车轮毂需要同时具有较高强度和较高塑性的材料, 并且要求耐磨、耐腐蚀、表面具有很高的光洁度、能在恶劣的环境下使用, 所以在现有合金系列基础上开发镁合金汽车轮毂上一直存在技术难点。国外机构和(或)厂商一般采用 AM60B 或 AZ91D 合金进行镁轮毂研究, 但效果一直不是很理想。

AZ91 和 AM60 镁合金则是目前商业应用最广泛的两种 Mg-Al 合金牌号, 其主要优点是综合性能较高, 生产成本低。目前轿车用零件大都采用 AZ91 系列合金, 根据部件的性能要求分别采用 AZ91A, AZ91B 及 AZ91D, 主要是对 Cu, Ni, Fe 三大杂质的控制来保证耐腐蚀性。其中 AZ91D 由于纯度高而具有优良的耐腐蚀性。但 AM 系列合金的特点是韧性和延伸率高, 在轿车上使用可以确保安全性, 因此目前增长也很快, 其中增长最快的 AM60 合金。然而, AZ91 和 AM60 类合金主要适合制造服役温度不超过 120℃ 的壳体及箱盖等零件(如发动机机匣、汽车仪表盘以及笔记本电脑外壳等)。

AZ91 系合金的主要优点是:

- (1) 由于 Al 含量较高, 合金的强度较高;
- (2) 制造成本较低;
- (3) 铸造性能是现有镁合金中最好的。
- (4) 抗腐蚀性能好。

其缺点是:

合金的塑性和韧性较低。

AM60 系合金的主要优点是:

- (1) 合金的塑性和韧性均较高, 能满足大多数汽车零件对塑韧性的要求。
- (2) 生产成本较低。
- (3) 耐腐蚀性能也不错。

其缺点是:

- (1) 合金的 Al 含量较低, 强度偏低, 低于 AZ91 系合金, 对强度要求较高的零件不适合。

(2) 合金铸造性能较差，主要是流动性低于 AZ91 系合金。

(3) 不适合采用热处理工艺。

基于以上认识，本课题选择 AM60B 合金和 AZ91D 合金作为研究基础上，希望通过添加少量或微量合金元素并进行不同的热处理工艺研究，以获得高强度高韧性的新型镁合金，同时研究镁合金汽车轮毂的铸造成形工艺。

研究的主要内容包括：

- (1) 研究富铈混合稀土 (RE) 对 AZ91D 与 AM60B 合金显微组织、力学性能、铸造性能等的影响规律。。
- (2) 研究固溶处理 (T4) 和固溶+人工时效处理 (T6) 对含 RE 的 AZ91D 与 AM60D 系合金组织形态、相分布、力学性能、断裂行为等的影响，以及含 RE 的 AZ91D 及 AM60B 合金的固溶与时效机制。
- (3) 通过优化组合，寻找最佳的合金成分配比以及热处理工艺。
- (4) 采用新合金进行轮毂试制的相关熔炼、保护、成型工艺研究，并对样品进行热处理。
- (5) 完成轮毂样品机加工后进行表面处理工艺研究，并进行轮毂实体的完整性测试工作。

第二章 强韧化镁合金的研究方案

§ 2.1 试验合金成分设计

本课题选择的基础合金为 AM60 系和 AZ91 系中的高纯牌号 AM60B 和 AZ91D, 分别定为试验牌号 S0 和 SS0, 因此, 本课题中在此基础上添加 RE 元素的合金分别为 S 系和 SS 系。表 2-1 列出 AM60B 和 AZ91D 合金的化学成分, 表 2-1 则列出了各试验合金的名义化学成分。

表 2-1 AZ91D 与 AM60B 的化学成分

Table 2-1 The chemical composition of AZ91D and AM60B

合金 牌号	化学成分 (%)							
	Al	Mn	Zn	Si	Cu	Ni	Fe	其它
AZ91D	8.3 ~ 9.7	0.15 ~ 0.5	0.35 ~ 1.0	0.10	0.03	0.002	0.005	0.02
AM60B	5.5 ~ 6.5	0.24 ~ 0.6	≤ 0.22	0.10	0.10	0.002	0.005	0.02

表 2-2 S 系及 SS 系合金的名义化学成分

Table 2-2 The chemical composition of S and SS series alloys

试验 牌号	化学成分 (%)				
	Al	Mn	Zn	RE	其余
S0(AM60B)	5.5 ~ 6.5	0.24 ~ 0.6	≤ 0.22	/	Mg
S1	5.5 ~ 6.5	0.24 ~ 0.6	≤ 0.22	0.4	Mg
S2	5.5 ~ 6.5	0.24 ~ 0.6	≤ 0.22	0.8	Mg
S3	5.5 ~ 6.5	0.24 ~ 0.6	≤ 0.22	1.2	Mg
S4	5.5 ~ 6.5	0.24 ~ 0.6	≤ 0.22	1.6	Mg
S5	5.5 ~ 6.5	0.24 ~ 0.6	≤ 0.22	2.0	Mg
SS0(AZ91D)	8.3 ~ 9.7	0.15 ~ 0.5	0.35 ~ 1.0	/	Mg
SS1	8.3 ~ 9.7	0.15 ~ 0.5	0.35 ~ 1.0	0.4	Mg
SS2	8.3 ~ 9.7	0.15 ~ 0.5	0.35 ~ 1.0	0.8	Mg
SS3	8.3 ~ 9.7	0.15 ~ 0.5	0.35 ~ 1.0	1.2	Mg
SS4	8.3 ~ 9.7	0.15 ~ 0.5	0.35 ~ 1.0	1.6	Mg
SS5	8.3 ~ 9.7	0.15 ~ 0.5	0.35 ~ 1.0	2.0	Mg

各试验合金采用基础合金与混合稀土配置而成, 各合金中添加的混合稀土的化学成分如表 2-3。

表 2-3 富 Ce 混合稀土的成分 $\omega_B/\%$ Table 3-1 Compositions of the mixed rare earth $\omega_B/\%$

Ce	La	Nd	Pr	Fe	Si	Mg	Mn	Ca	P	其他
50.20	26.67	15.28	5.37	0.65	0.01	0.38	0.11	0.01	0.003	1.317

§ 2.2 熔炼及浇注工艺

1. 熔炼设备

实验中所用的熔炼炉为额定功率 2.5KW 的 SG2-310 型井式坩埚电阻炉, 熔炼用坩埚由 45 钢制成, 熔炼合金量为 3kg 左右。坩埚和浇勺等工具先预热到 150℃, 然后在与金属液接触的地方涂一层厚度约为 0.1mm 的涂料, 烘干待用。涂料的成分见表 2-4。

表 2-4 镁合金涂料的组成 (wt%)

Table 2-4 The composition of coating (wt%)

滑石粉	水玻璃	水(60℃左右)
10	2~4	余量

2. 保护气体的选择

熔炼及浇注过程采用六氟化硫 + 二氧化碳进行气体保护, 效果很好。熔炼过程中的送气规范列于表 2-5^[43]。

表 2-5 保护气体的送气规范

Table 2-5 Process of SF₆ and CO₂ mix gas supply

合金熔炼状态	流量比 SF ₆ : CO ₂	流量 (l/min)	进气压力 (kg/cm ²)	送气规范
升温熔化 液面静置	1: 100	SF ₆ 0.04 ~ 0.05 CO ₂ 4 ~ 6	0.3 ~ 1.0	连续送气
炉盖敞开 液面搅动	1: 100	SF ₆ 0.2 ~ 0.3 CO ₂ 5 ~ 7	0.3 ~ 1.0	连续送气

3. 熔炼及浇注

镁锭表面打磨至光亮以除去氧化皮, 将烘箱加热到 250℃, 把镁锭和 Mg-RE 中间合金放入到烘箱中预热。坩埚涂好涂料后, 预热至暗红色, 然后将预热好的镁锭放入, 盖上防护罩, 通入防护气体, 升温熔化。熔炼时 AM60B 合金在 700℃ 全部熔化后, 取出 Mg-RE 中间合金, 放入合金溶液中, 升温至 730 ~ 760℃ 精炼, 搅拌两次 (每 15 分钟一次), 以使稀土充分溶解, 然后静置 20 分钟。待熔体降至浇注温度 690℃ 左右, 将坩埚从井式炉中提出, 准备浇注。浇注时用涂过涂料的预热铁棒拨开液面氧化膜, 同时在浇注时往液流处连续输送防护性气体进行保护。

§ 2.3 热处理规范

除了研究添加稀土对 AZ91 和 AM60 合金力学性能及组织的影响外, 热处理也是本课题研究的一个重要部分。本课题采用了两种热处理工艺: 固溶处理和时效处理。

1. 固溶处理 (T4)

固溶处理后可使合金的抗拉强度和延伸率同时提高。根据相关文献^[44-45],

制定了如下的三种不同 T4 处理规范 (S 系列与 SS 系列合金采用相同的固溶工艺):

保温温度: $410 \pm 6^\circ\text{C}$, 保温时间分别: 20, 35, 50 小时, 然后水淬。

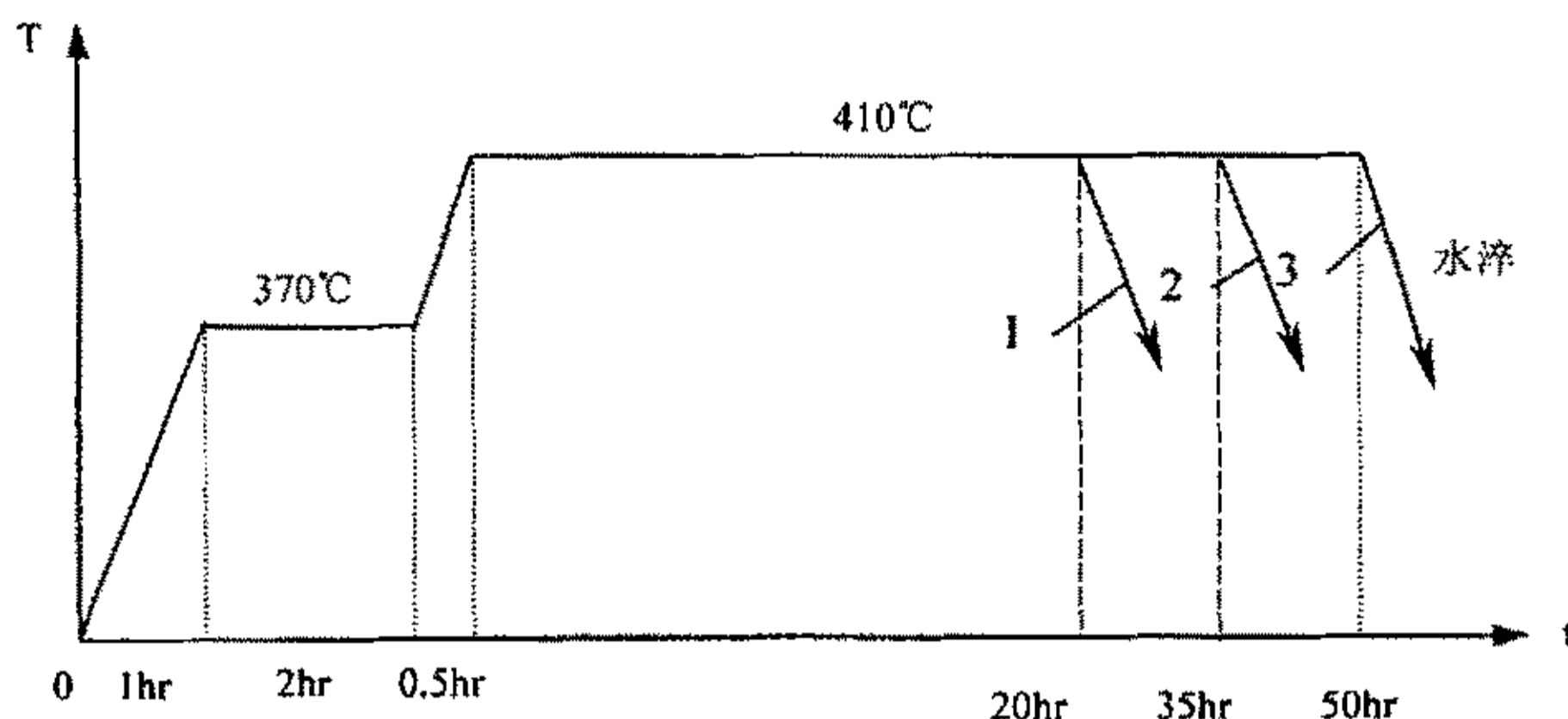


图 2-1 T4 处理工艺曲线

Fig. 2-1 The process of T4 treatment

各 T4 处理的工艺曲线如图 2-1 所示。

热处理期间, 在热处理炉中放入一小瓶硫磺, 产生 SO_2 保护气氛。

2. 时效处理 (T6)

固溶淬火 + 人工时效 (T6), 其目的是提高合金的屈服强度, 但塑性有所降低。根据文献, 分别为 AZ91 和 AM60 制定不同的 T6 规范为:

S 系列 (AM60+xRE):

先进行 $410^\circ\text{C} \pm 6^\circ\text{C}$, 24hr 固溶,

时效温度: $204 \pm 6^\circ\text{C}$, 时效时间分别为: 10, 15, 25hr, 最后空冷。

SS 系列 (AZ91+xRE):

先进行 $410^\circ\text{C} \pm 6^\circ\text{C}$, 24hr 固溶,

时效温度: $168 \pm 6^\circ\text{C}$, 时效时间分别为: 10, 15, 25hr, 最后空冷。

以上所述本课题所采用的各种热处理规范汇总于表 2-6。

表 2-6 热处理规范表

Table 2-6 Heat-treating criterion

工艺内容 工艺名称	固溶			人工时效			应用合金
	温度($^\circ\text{C}$)	时间(hr)	冷却方式	温度($^\circ\text{C}$)	时间(hr)	冷却方式	
T4-20	410	20	水淬				全部
T4-35	410	35	水淬				全部
T4-50	410	50	水淬				全部
T6-10	410	24	水淬	204	10	空冷	S 系列
				168	10	空冷	SS 系列
T6-15	410	24	水淬	204	15	空冷	S 系列
				168	15	空冷	SS 系列
T6-25	410	24	水淬	204	25	空冷	S 系列
				168	25	空冷	SS 系列

§ 2.4 合金性能测试

1. 拉伸性能

合金液先拉伸采用底注式浇注成如图 2-2 所示的铸锭，铸锭模材料为铸铁。拉伸用的板片状试样由铸锭的底部切取，切取的过程如图 2-3。切片和形状加工全部由电火花线切割加工而成。

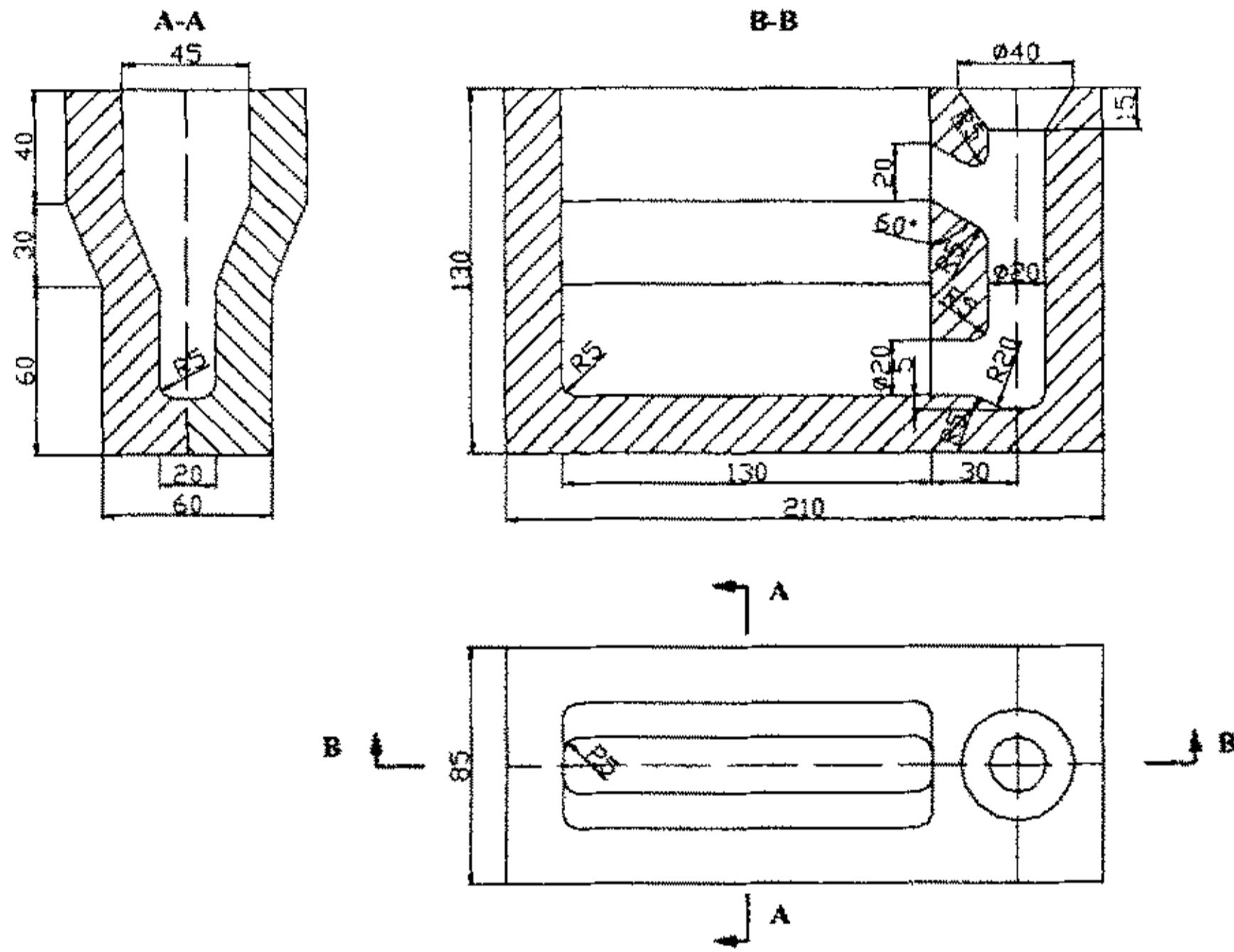


图 2-2 拉伸试样模具
Fig 2-1 Mold for tensile specimen

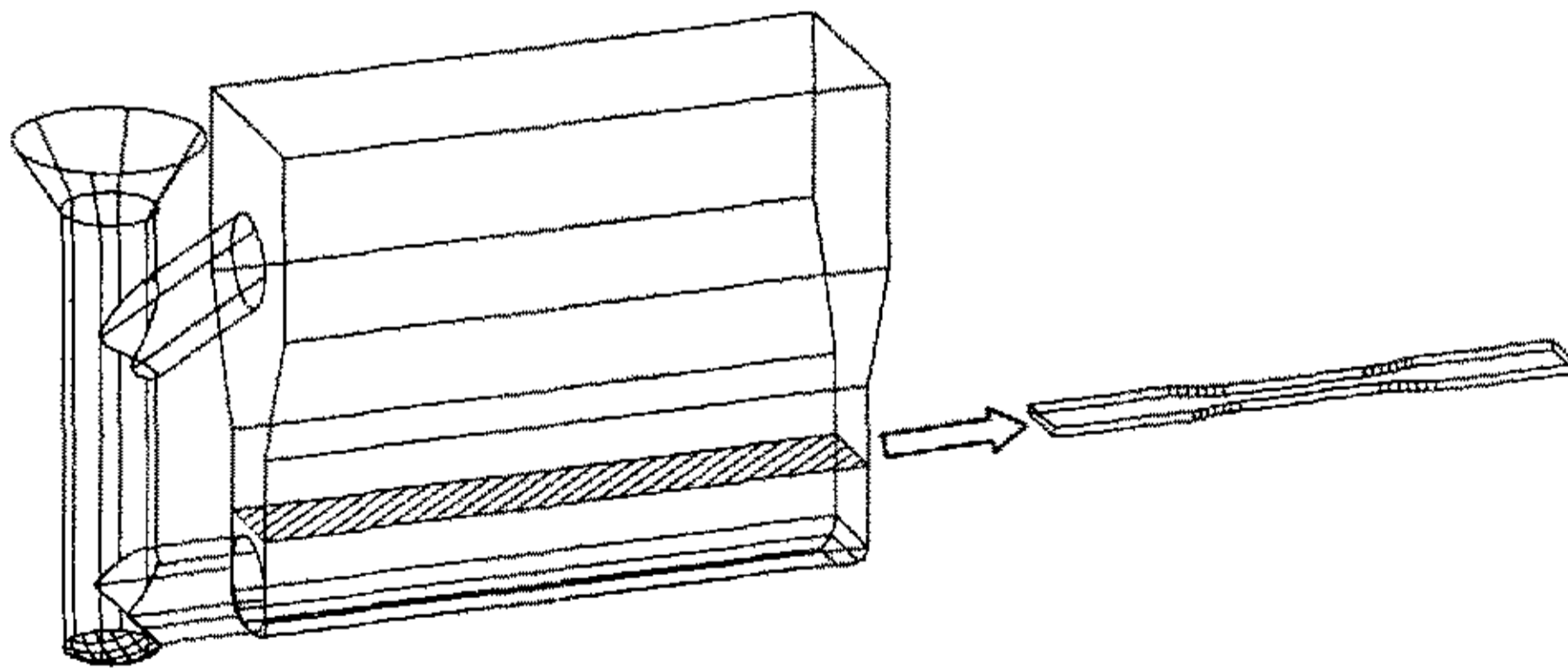


图 2-3 铸锭及试样切割示意图
Fig 2-3 Figure of cast ingot and tensile sample

拉伸试样的尺寸符合 GB228-87 规定的短板状试样标准，标距为 30mm，截面为 10×2mm，如图 2-4 所示。

加工好的试样表面最终用 280 号水磨砂纸磨光。拉伸试验在 SHIMADZU AG-100kNA 型岛津试验机上进行，加载速率为 1mm/min，走纸速度为 5KN×引

伸仪 (100 倍) $\times 20$ 倍。记录合金的拉伸强度 σ_b (MPa), 发生 0.2% 变形时的屈服强度 $\sigma_{0.2}$ (MPa), 延伸率 δ 。

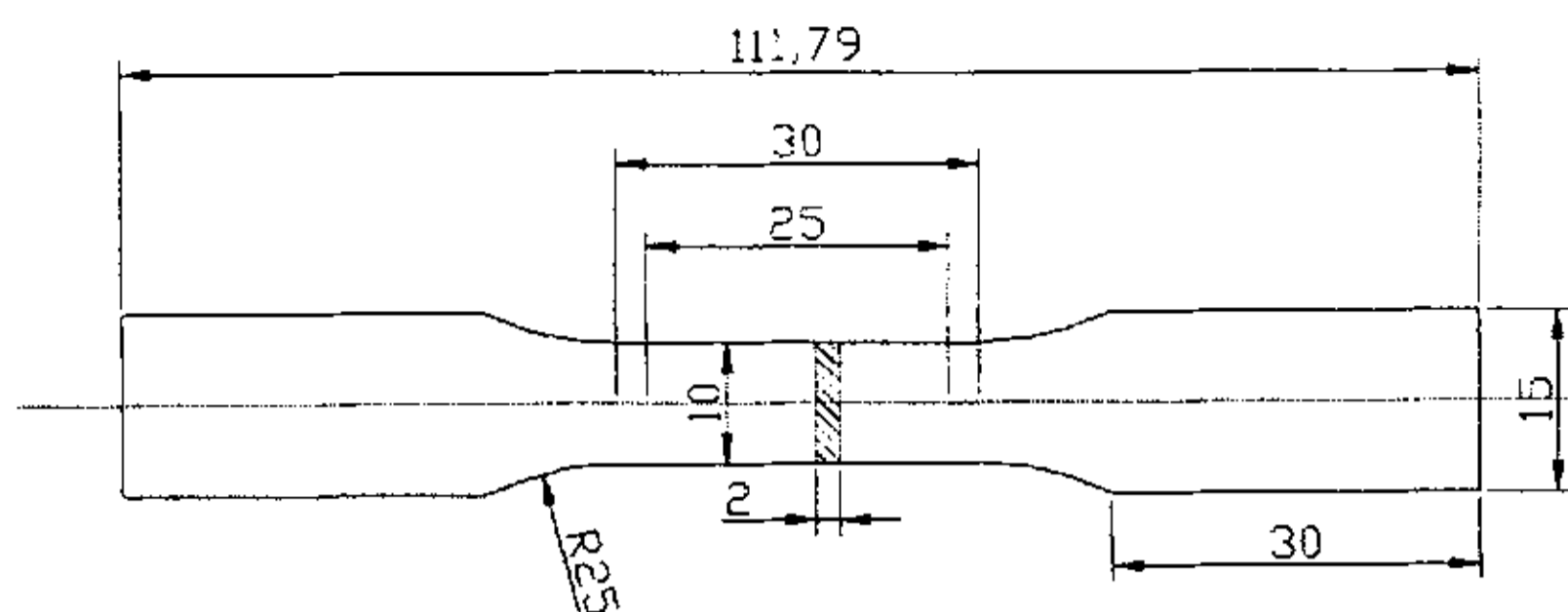


图 2-4 拉伸试样尺寸

Fig 2-4 The size of tensile specimen

2. 硬度测试

硬度是指在金属表面上的一个很小体积内抵抗弹性变形、塑性变形和断裂的能力。是一种迅速经济的力学性能的测试方法。本文对 AZ91 和 AM60 加稀土合金铸态及各种热处理态的维氏硬度进行了测试。测试前用细金相砂纸将试样表面的氧化层磨去, 而且要保证试样上下面平行, 否则测试结果误差较大。本文使用 HV-50 型低负荷维氏硬度计, 载荷为 62.5 公斤, 保持时间为 30 秒, 卸载后通过显微镜测量压痕对角线的平均长度 d , 然后根据此值查出硬度值。

3. 流动性

合金的流动性测试采用流动性螺旋试样。如图 2-5。其第一环中心线为抛物螺线, 方程为

$$(r-20)^2=320\theta, \quad \theta=0\sim 2\pi, \quad (2.1)$$

中心圆半径 $a=20\text{mm}$ 。第二环以后中心线上的点到中心的距离为对应 θ 角的前一环上点到中心距离加 30mm, 即 $r_{i+1}=r_i+30, i\geq 2$ 。母模流道的中心线上每隔 50mm 有一小凸起, 作为标据。

流动性的铸型采用覆膜砂型, 制备工艺为将覆有覆膜砂的钢制母模放入烘箱, 在 220°C 保温 10 分钟, 然后取模。铸型的密度约为 $1.72\text{g}/\text{cm}^3$, 浇铸时保证砂型分型面的水平度。

合金的流动性试验浇铸温度均为 740°C , 流动性的结果以浇铸出的试样的长度 (mm) 为依据, 试样越长, 流动性越好。

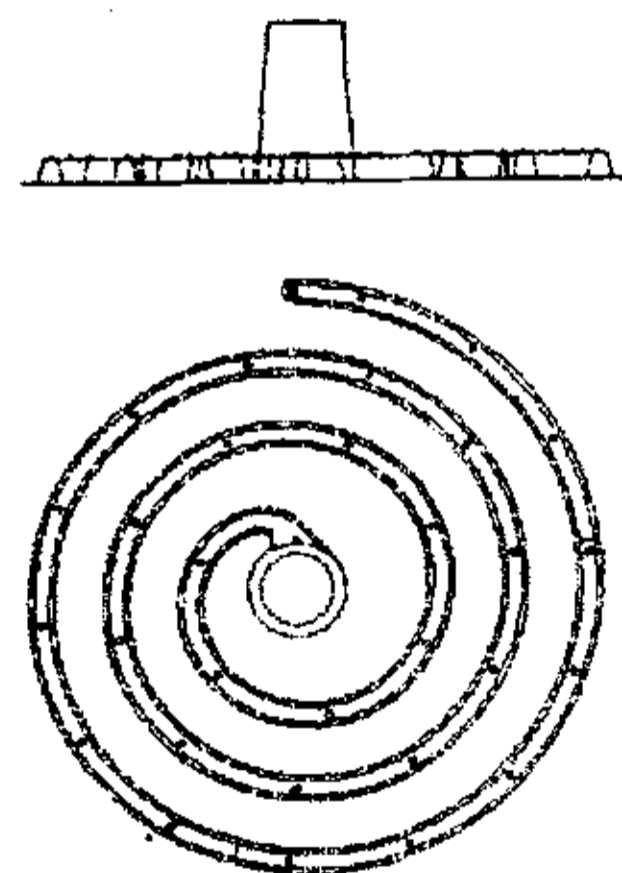


图 2-5 流动性试样

Fig. 2-5 Specimen for fluidity

§ 2.5 显微组织分析

1. 金相显微分析

本文所用金相样品从图 2-3 所示铸锭切片的剩余部分切取, 镶嵌抛光后用

MgO 粉精抛，然后用 4% 的硝酸酒精溶液浸蚀，在 LEICA MEF4M 型金相显微镜上观察。当观察晶粒度时，为了腐蚀出晶界，采用 50% 苦味酸 20% 冰醋酸水溶液浸蚀。

2. 相分析

利用 X 射线衍射 (XRD) 分析合金的相组成，衍射仪为 DMAX-RE 衍射仪，试验电压为 40KV，电流为 100mA，采用 Cu 靶，扫描速度为 1 度/分，扫描范围是 10-90 度。微区的相组成用电子探针 (EPMA, JEOL Superprobe 733) 和能谱 (EDAX, Hitachi S-520 SEM) 进行分析。

3. 断口形貌分析

拉伸试样的断口形貌是在 Hitachi S-520 扫描电镜下进行的。

4. 合金化学成分分析

合金的化学成分分析采用电感耦合等离子原子发射光谱仪 Inductively coupled Plasma PE400 分析测定。

§ 2.6 轮毂样品试制与测试

根据材料研究的结果，选择合适的合金成分，采用重力浇注进行镁合金轮毂的试制工作，具体试制方案与工艺见第五章。

第三章 AM60B+xRE 及 AZ91D+xRE 合金的组织与流动性

一般而言,富 Ce 混合稀土 RE 加入 Mg-Al 基合金中会降低 Al 在基体中的固溶度,并形成新的析出相,从而影响到合金的力学性能^[1]。但是 RE 在 AM60 系和 AZ91 系合金中的组织行为和机理并不完全一样,在不同热处理工艺条件下的行为也不相同。

流动性是铸造合金非常重要的性能,它决定着合金成形时的充型性能,直接影响铸件的质量。

因此,本章主要研究 RE 及热处理工艺对 AM60B 和 AZ91D 两种商用合金的组织、凝固行为和流动性的影响。

§ 3.1 实际合金成分

表 3-1 列出了 AM60B+xRE 系合金的实测化学成分,与设计的合金成分相比,合金元素的收得率在 80% 以上。

表 3-1 AM60B+xRE 系合金化学成分 $\omega_B/\%$
Table 3-1 Compositions of the studied AM60B+xRE alloys $\omega_B/\%$

Alloy	Mg	Al	Zn	Mn	Ce	La	Nd*	Pr*	Total RE
S0	Balance	5.15	0.48	0.24					
S1	Balance	5.15	0.48	0.24	0.16	0.082	0.048	0.017	0.315
S2	Balance	5.15	0.48	0.24	0.32	0.26	0.074	0.045	0.70
S3	Balance	5.15	0.48	0.24	0.53	0.41	0.097	0.044	1.087
S4	Balance	5.15	0.48	0.24	0.69	0.56	0.109	0.055	1.450
S5	Balance	5.15	0.48	0.24	0.90	0.81	0.12	0.089	1.92

注: *表示值为计算得出

表 3-2 列出了 AZ91D+xRE 系合金的实测化学成分,与设计的合金成分相比,合金元素的收得率在 90% 以上。

表 3-2 合金化学成分 $\omega_B/\%$
Table 3-2 Compositions of the studied alloys $\omega_B/\%$

Alloy	Mg	Al	Zn	Mn	Ce	La	Nd*	Pr*	Total RE
SS0	Balance	8.68	0.51	0.21					
SS1	Balance	8.68	0.51	0.21	0.20	0.093	0.058	0.020	0.381
SS2	Balance	8.68	0.51	0.21	0.28	0.19	0.083	0.029	0.596
SS3	Balance	8.68	0.51	0.21	0.46	0.31	0.133	0.047	0.972
SS4	Balance	8.68	0.51	0.21	0.66	0.44	0.177	0.062	1.358
SS5	Balance	8.68	0.51	0.21	0.87	0.75	0.15	0.096	1.87

注: *表示值为计算得出

§ 3.2 显微组织

§ 3.2.1 AM60+xRE 合金的显微组织

(一) 铸态显微组织

图 3-1 显示了 AM60B + xRE 合金在金属型中凝固时的铸态光学显微组织。

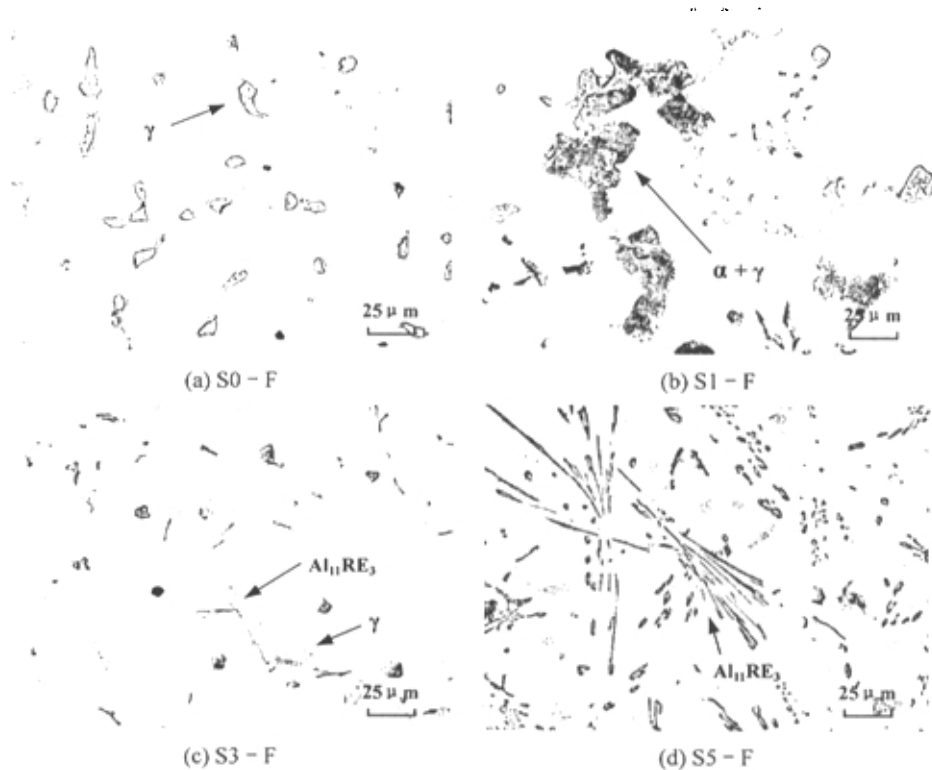


图 3-1 AM60B + xRE 合金铸态金相组织

Fig. 3-1 The As-cast microstructure of AM60B+xRE alloys

对 Mg-Al 基合金的凝固行为及其铸态组织特征的理解可借助于二元 Mg-Al 相图。合金实际凝固时，由于原子在固体中的扩散速度比液体中慢 $10^2 \sim 10^3$ 个数量级。故固相中可近似认为无扩散，而液相中由于热传质的存在而认为成分趋于均匀。当熔体从 595°C 开始凝固时，根据相图和平平衡凝固原理可知，对于含 Al 量低于 12.7% 的亚共晶合金来说， α -Mg 固溶体中心大约只含有 1% 的 Al，随着该初生 α -Mg 晶粒的长大，随后凝固的晶粒外层中 Al 原子含量逐步增加，直到熔体全部凝固形成 α -Mg 固溶体，然后随着温度的继续降低， α -Mg 固溶体再沿晶界处析出一定量的岛状 γ 相。但由于合金过程实际上是一个非平衡过程，Mg-Al 两元合金的共晶点和共晶线均左移，这样对于 Mg-9Al 基，甚至 Mg-6Al 基合金，在熔体完全凝固之前，初生 α 晶粒之间的熔体已达到共晶点成分，从而发生伪共晶和（或）离异共晶，在 α 晶粒间形成网状的 $(\alpha+\gamma)$ 共晶体或离异的 γ 相，然后凝固后的固相随着温度的降低， α 固溶体会再析出一定量的岛状 γ 相。于是

Mg-Al 基合金的凝固组织中便出现晶粒中心的贫铝区和晶界附近的富铝区。
当合金液冷却到共晶温度 437℃ 时，残余的合金液发生共晶反应：



这种非共晶成分的合金在非平衡凝固条件下生成的片层状共晶组织为伪共晶组织，如果共晶反应生成的 α 相和 γ 相相互独立存在，则称之为离异共晶。

如图 3-1a 和 3-1b 所示， α -Mg 基体为白色，黑色片层状团簇是因非平衡凝固而形成的 $\alpha+\gamma$ 相的共晶组织，离异的 γ 相或者沿晶界以不规则的形状连续析出，或者在晶内以较规则的小块析出，呈灰色。由于稀土元素的加入，使 AM60B 合金的共晶点以及固、液相线左移，导致 S1 合金中的共晶组织明显增多(图 3-1b)，而在 S0 合金中几乎看不到这种片层状共晶组织。由于 S1 中稀土含量较少，在图 3-1b 中几乎看不到稀土相。随着 RE 加入量的增加，在图 3-1c 中，可以看到黑色的杆状

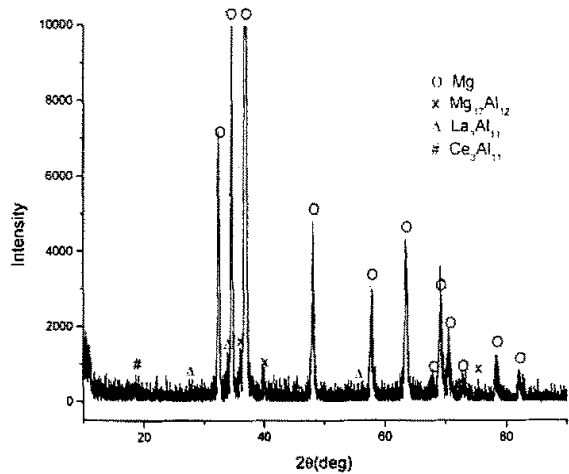


图 3-2 S3 铸态的 X 射线衍射分析结果
Fig 3-2 Results of XRD analysis for as-cast S3 alloy

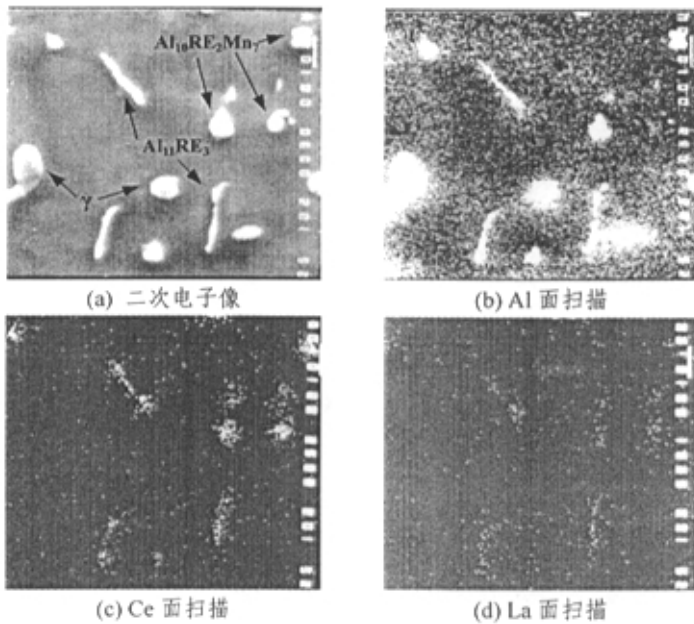


图 3-3 S3 合金铸态电子探针照片 (860x)
Fig.3-3 EPMA figure of As-cast S3 alloy(860x)

物,这是由于母合金 AM60 中含有 6% 的 Al, 加入的稀土优先与 Al 化合成的化学稳定性更高的 Al-RE 相。这些杆状的化合物相或者与 γ 相连在一起,或者独立析出,主要分布在晶粒内。同时, γ 相的形状略微变小并且数量减少。随着 RE 的进一步加入,如图 3-1d 所示,稀土相呈较长的长条状贯穿整个晶粒,或呈稻穗状分布,严重割裂了基体,必然会导致性能上的下降。

图 3-2 的 S3 合金的 XRD 衍射分析表明合金中含有体心正交结构的 $Al_{11}RE_3$ 相。通过电子探针 (EPMA) 检测 (如图 3-3 显示的 S3 合金铸态下的电子探针二次相及 Al、Ce、La 元素的面扫描结果),表明长杆状相由 Al、Ce、La 元素组成,结合 XRD 分析,可判断该相为 $Al_{11}RE_3$ 相。另外,图中颗粒状的相由 Al、Ce、La 及 Mn 元素组成,该颗粒状相为 $Al_{10}RE_2Mn_7$ 相 (该相在铸态下的 XRD 分析谱线不明显,原因可能是该相在合金中的含量太低,但在固溶后的合金 XRD 分析中可明显看到峰线),不包含 RE 元素的岛状相为 γ 相。其它含 RE 的 S 系合金的 XRD 谱线分析结果与图 3-2 类似。

(二) 固溶处理

图 3-4 显示了 S 系列合金 410°C 下经 20 小时固溶处理后的金相组织。由图可见,无论是含 RE 或不含 RE 的合金,灰色小块状 γ 相已完全溶解到 α -Mg 基体中,而稀土在 Mg 中的溶解度很低, $Al_{11}RE_3$ 相则在固溶处理过程中保持热稳定。

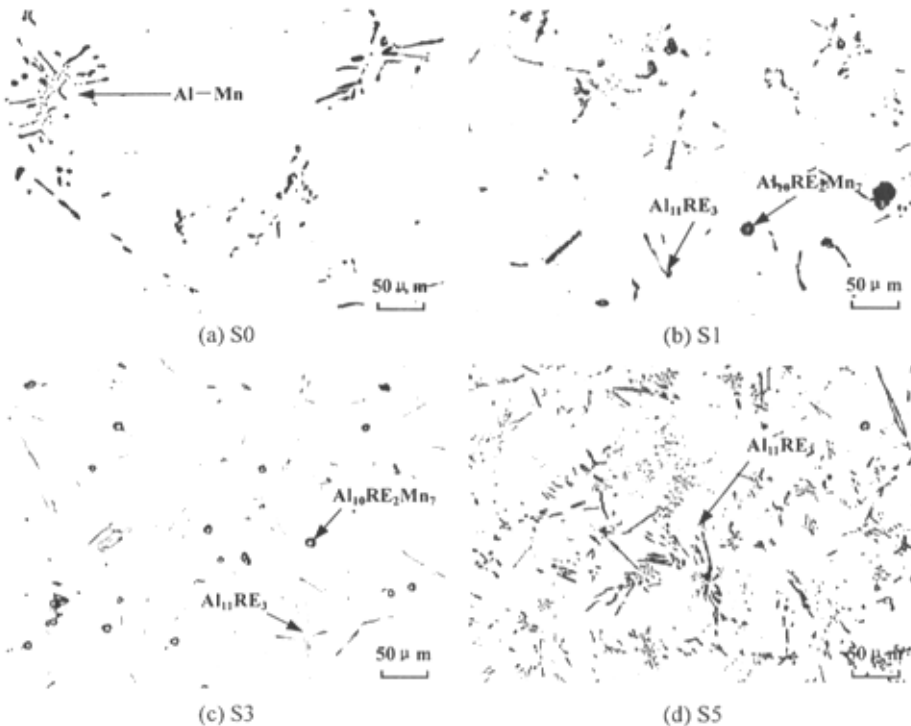


图 3-4 AM60B+xRE 合金 410°C 下 20hr 固溶后金相组织

Fig. 3-4 The microstructure of AM60B+xRE alloys after solid solution for 20hr at 410°C

图 3-5 显示了 S3 合金经 410℃ 下 50hr 固溶处理后的 X 射线衍射谱图, 可以看到除了 Mg 基体外, 还有 $Al_{10}Ce_2Mn_7$ 、 La_3Al_{11} 和 Al_6LaMn_6 等多相组成, 因为有些峰值重叠了, 而且 Al_6LaMn_6 的峰很小, 可信度不是很高。结合 SEM 能谱分析, 如图 3-6 所示为 S3 合金铸态 SEM 照片, 表 3-3 给出了图 3-6 中 A、B、C 各点处的相成分分析 (能谱)。

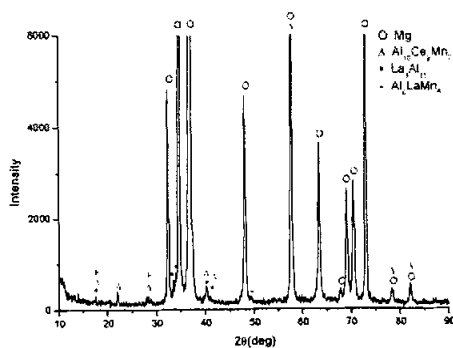


图 3-5 S3 合金经 T4-50 处理后的 XRD 分析结果
Fig.3-5 Results of XRD analysis for S4 alloy by T4-50 treatment



图 3-6 S3 合金铸态 SEM 组织与能谱分析
Fig. 3-6 Microstructure of as-cast S3 alloy

图 3-6 中的 A 相 (白色块状相), 其原子比 ($Al:Ce:Mn = 10.5:2:7.4$), 最接近整数比为 10:2:7, 说明该相为 $Al_{10}Ce_2Mn_7$ 相, 该相光学显微镜下为黑色小颗粒状相 (如图 3-4b、c)。而 B 相原子比为 ($Mg:Al = 19:12$), 最接近整数比为 17:12, 则该相为 $Mg_{17}Al_{12}$ 相。C 相原子比为 ($Al:Ce:La = 11.2:1$), 可见为 $Al_{11}RE_3$ 相。

表 3-3 元素原子成分比

Table 3-3 Atom Proportion of the elements

A	Al	Ce	Mn
	10.5	2	7.4
B	Mg	Al	
	19	12	
C	Al	Ce	La
	11.5	2	1

图 3-7 及图 3-8 分别显示了进一步延长固溶时间到 35hr 和 50hr 后的金相组织。

当固溶处理时间的延长到 35 小时 (如图 3-7), $Al_{11}RE_3$ 相的形态略有变化, 杆的长度变短, 有些杆状相从中间熔断为几小短, 颗粒状的 $Al_{10}Ce_2Mn_7$ 相显现出来。进一步增加固溶时间到 50 小时 (如图 3-8), $Al_{11}RE_3$ 相的杆状更短, $Al_{10}Ce_2Mn_7$ 相更加圆整。

与图 3-1 比较, 未进行固溶处理的铸态合金经 XRD 分析没有探测到 $Al_{10}Ce_2Mn_7$ 相的衍射峰, 说明在铸态时该相的含量极低或其峰线被其它相的峰线所掩盖, 经固溶处理后, 该相的衍射峰显示出来, 说明其含量有所增加, 这从图 3-7 及 3-8 中也可以看出。随着固溶时间增长, 这种趋势更加明显, 而相应地杆状的 $Al_{11}RE_3$ 相则有所减少, 这很可能是多种稀土化合物在固溶处理过程中发生了一定的相互转变的原故, 因为从图 3-6 中可以看出, 三角状的 $Al_{10}Ce_2Mn_7$ 相与杆状的 $Al_{11}RE_3$ 相紧密连接在一起, 但其动力学机制还不太清楚, 有待于进一步研究。

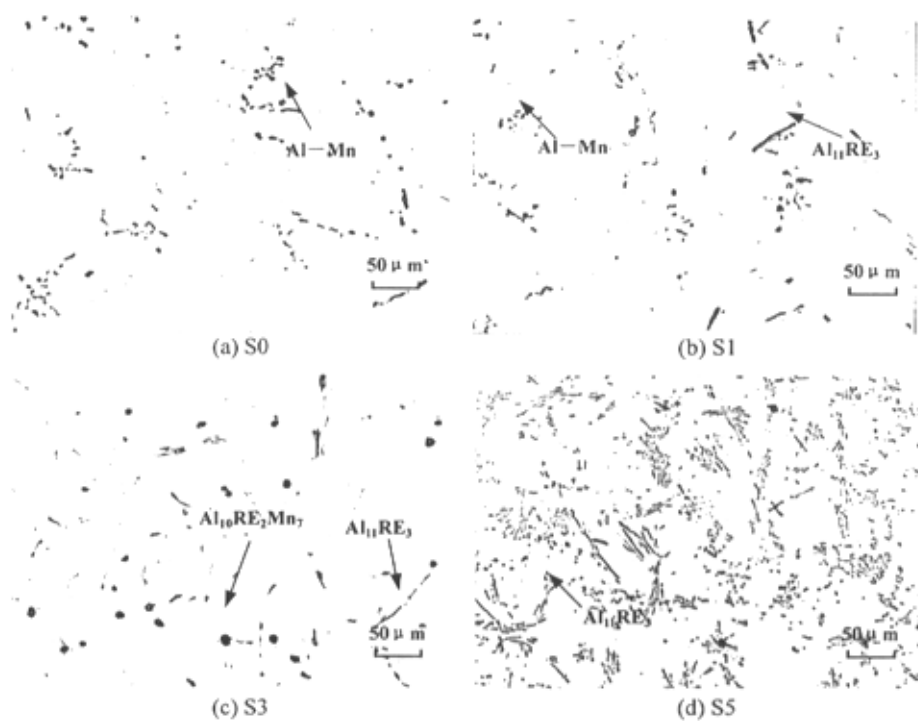


图 3-7 AM60B+xRE 合金 T4-35 固溶处理金相组织
Fig. 3-7 The microstructure of AM60B+xRE alloys by T4-35 solid solution

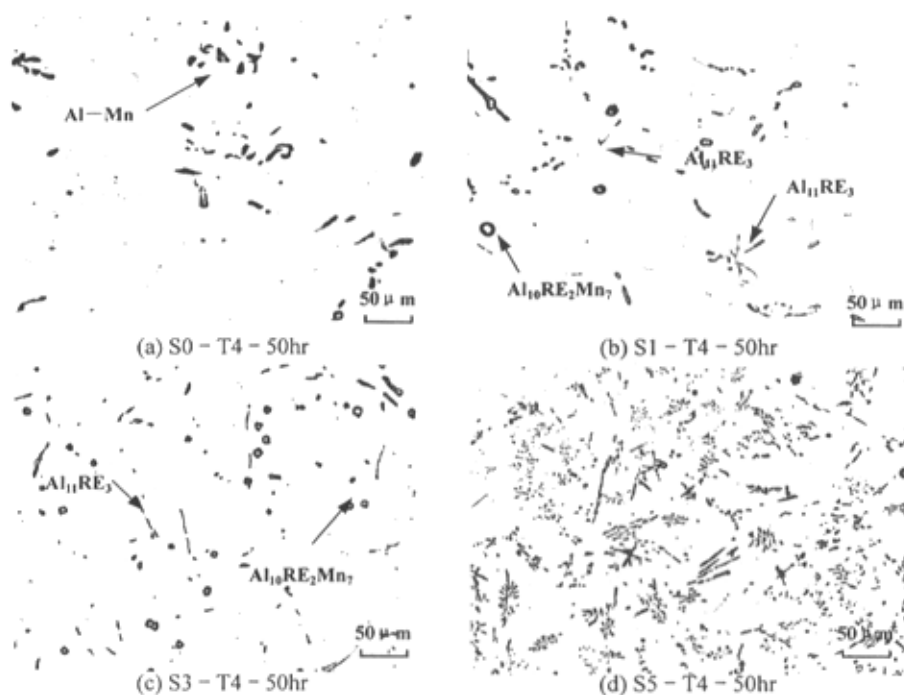


图 3-8 AM60B+xRE 合金 T4-50 小时固溶处理金相组织
Fig. 3-8 The T4-50hr solid solution microstructure of AM60B+xRE alloys

(三) 时效处理

把淬火状态的合金进行人工时效后，过饱和固溶体 (α -Mg) 将从不稳定状态向稳定状态转变，从合金中将析出强化相 $Mg_{17}Al_{12}$ ，使合金达到强化的效果。图 3-9 显示了 S3 及 S4 合金分别经 10hr 和 15hr 的 T6 处理后与相应合金 T4 态的金相组织比较。由图可见，由 T4 态进行不同时间的时效后，合金的组织并没有

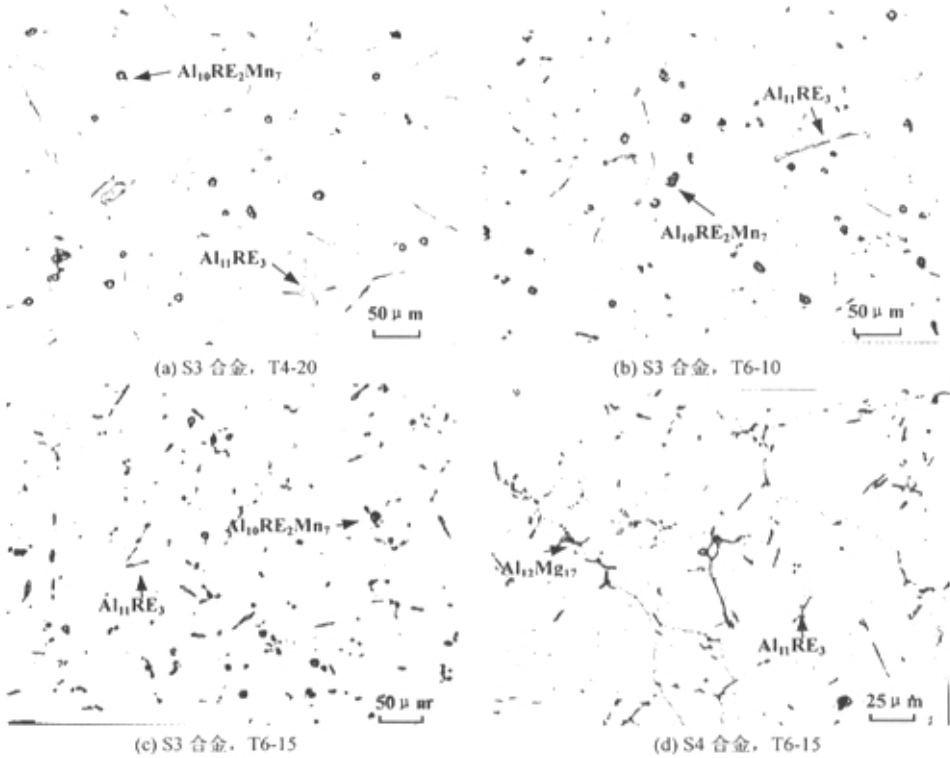


图 3-9 S3 合金固溶及时效处理金相组织比较

Fig. 3-9 The comparison of solid solution and aging microstructure of S3 alloy

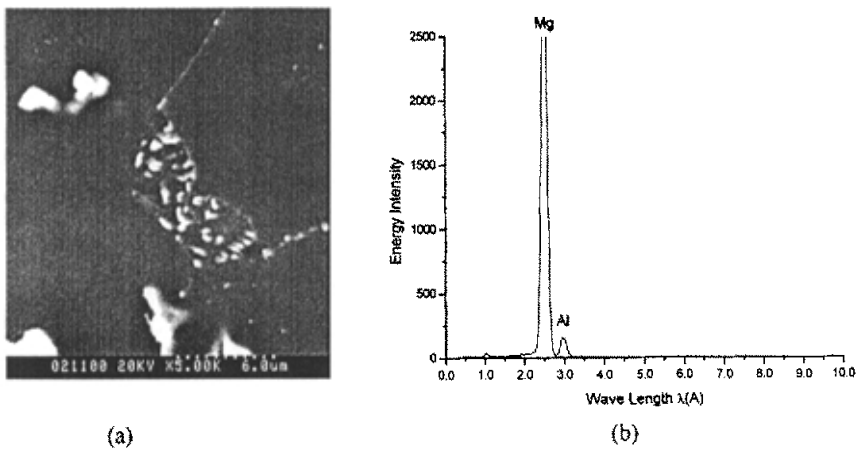


图 3-10 S3 合金 T6-15 时效后的显微组织 (a) 及界面析出相能谱分析 (b)

Fig.3-10 Microstructure of S3 alloy by T6-15 aging(a) and EDAX analysis of the precipitation phase(b)

较大的变化, 各种相包括稀土相以及 Al-Mn 相仅略微变小, 由于该合金中 Al 含量较低, 而 RE 含量较高, 大量的 Al 元素与 RE 优先结合成热稳定性较高的化合相, 因而导致平衡析出的 γ ($Mg_{17}Al_{12}$) 相很少, 在 200 倍金相照片中不易观察, 但在图 3-9d 的 400 倍金相照片则可明显在晶界上观察到该相, 这是一种非连续析出的方式, 在 AM60B+xRE 系合金中未观察到在晶粒内部各处连续析出的 γ ($Mg_{17}Al_{12}$) 相。图 3-10 显示了 S3 合金经 15hr 时效处理后的 SEM 显微组织(5000 倍), 可以发现主要在晶界上分布着大量的细小颗粒, 经过能谱仪分析(如图 3-10), 这些微小颗粒为 γ ($Mg_{17}Al_{12}$) 相, 显然这些颗粒相是在时效过程中非连续析出的, 但与 AZ91 系合金的非连续析出形成的片层状组织明显不同。

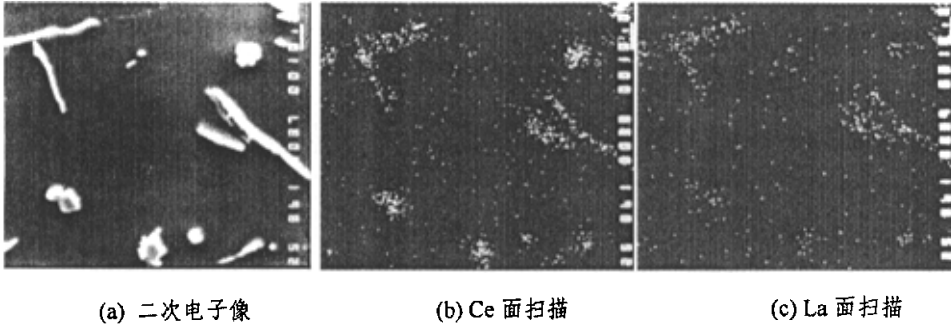


图 3-11 S3 合金 10 小时时效后的元素分布 (电子探针)

Fig. 3-11 EPMA figure of S3 alloy after 10 hr aging

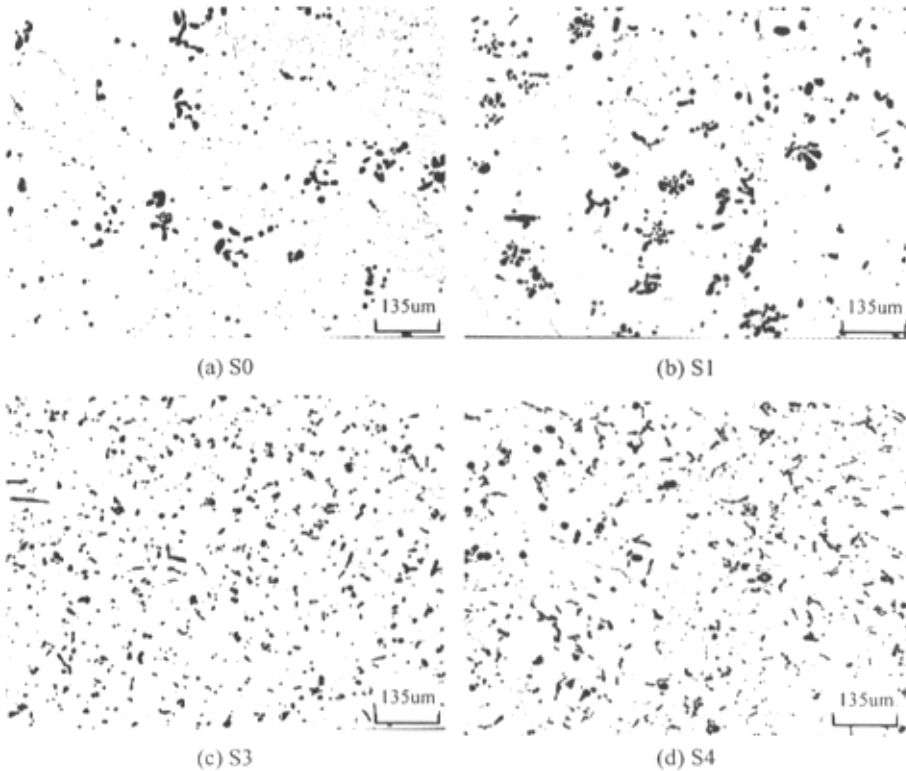


图 3-12 RE 含量对 T6-10 处理的 S 系合金晶粒尺寸的影响

Fig.3-12 Effect of RE contents on the grain sizes of S series alloys by T6-10 aging

同时, 经电子探针面扫描的结果表明, 图 3-9b 及 3-9c 中光学显微镜下观察到的小颗粒并不是析出的 γ 相, 而是 Al-Mn-RE 三元相, 如图 3-11 所示。

虽然时效处理对 S 系列合金的析出相和显微组织影响不如固溶处理时明显, 但不同的热处理方式以及 RE 含量对该类合金的晶粒尺寸影响却是比较显著的。

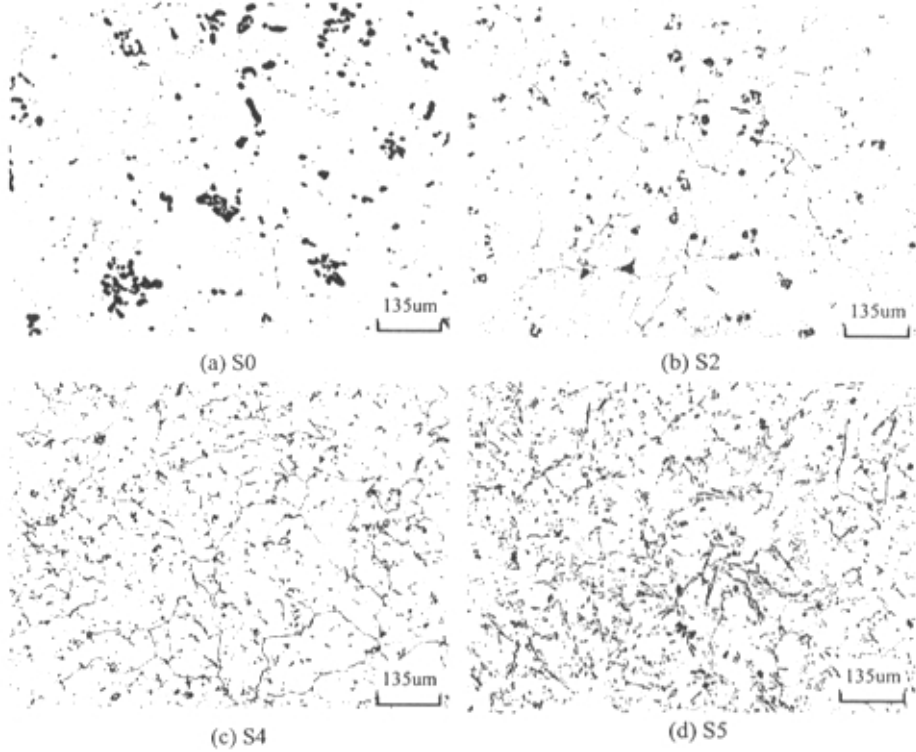


图 3-13 RE 含量对 T6-25 处理的 S 系合金晶粒尺寸的影响

Fig.3-13 Effect of RE contents on the grain sizes of S series alloys by T6-25 aging

图 3-12 及 3-13 显示了在同一时效条件下 RE 含量对 S 系合金的晶粒度的影响。由图可见, 在 T6-10 处理工艺下, 随着 RE 含量的增加, 合金的晶粒尺寸具有逐渐变小的趋势, 由 S0 合金的平均晶粒尺寸 250um 左右向 S4 的平均晶粒尺寸 100~120um 变化, 如图 3-12 所示。在 T6-25 处理工艺下, 这种晶粒尺寸随 RE 含量的变化趋势更显著, S0 与 S2 合金的平均晶粒尺寸约为 200~180um, 而 RE 含量较高的 S4 及 S5 合金的平均晶粒尺寸则大约为 70~80um, 如图 3-13 所示。晶粒尺寸的变化必然带来性能上的相应变化, 这在下一节性能分析中具体分析。

图 3-14 显示了不同热处理工艺对同一成分的 S4 合金晶粒度的影响。由图 3-14a、b、c 可以看出, 对于固溶工艺, 虽然固溶温度不变, 但随着固溶时间的延长, 该合金的晶粒有稍微长大的趋势, 但不是太明显, 各晶粒尺寸很不平均, 这说明在固溶处理过程中有一定的再结晶发生。由图 3-14d、e、f 则可以看出, 对于人工时效处理, 该合金的晶粒尺寸不仅没有随着时效时间的延长而长大, 反而有明显的细化现象, 这有可能是 RE 加入后对合金时效过程中的晶粒粗化起到了阻碍作用, 并具有一定的诱发再结晶的缘故, 但其时效机制仍不太清楚, 有待

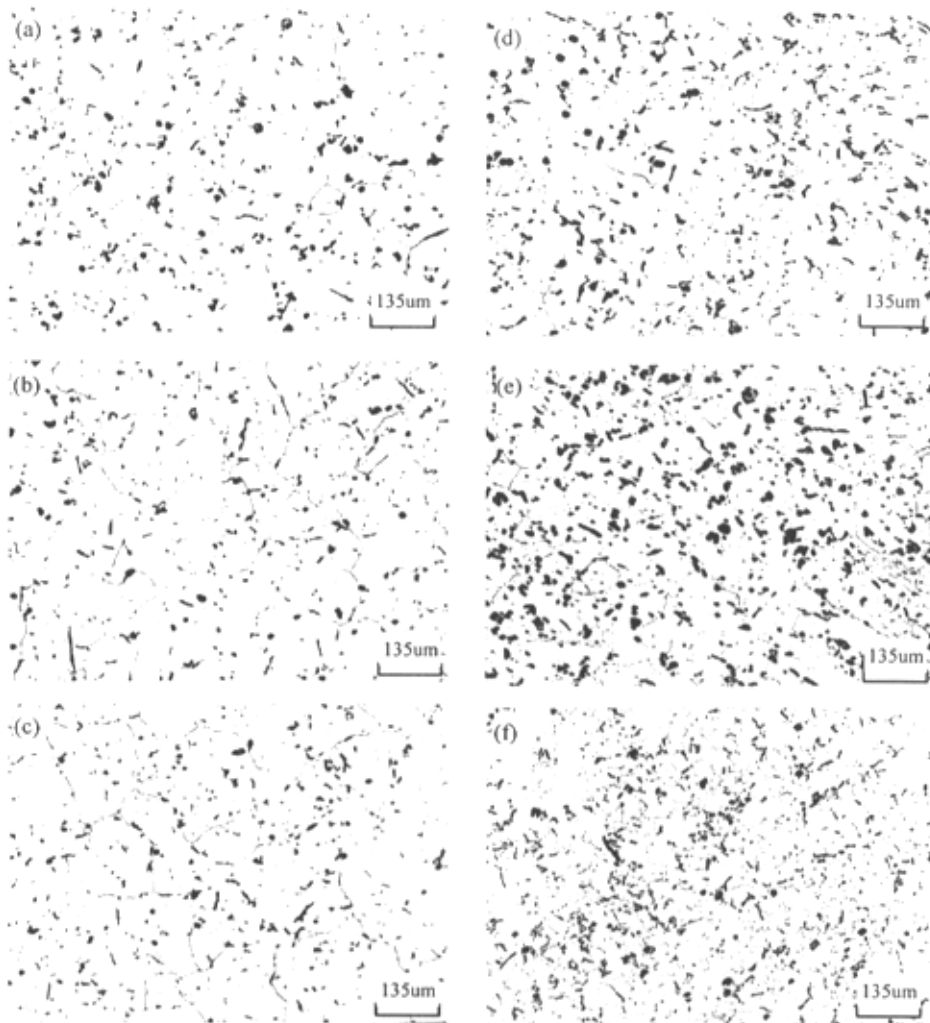


图 3-14 不同热处理工艺对 S4 合金晶粒尺寸的影响

Fig.3-14 Effect of heat treatment modes on the grain sizes of S4 alloy

(a) T4-20 (b) T4-35 (c) T4-50 (d) T6-10 (e) T6-15 (f) T6-25

于进一步研究。其它 S 系合金也有类似的规律。

§ 3.2.2 AZ91D+xRE 合金的显微组织

(一) 铸态显微组织

图 3-15 显示了 AZ91D+xRE 合金在金属型中凝固时的铸态光学显微组织。

由图 3-15a 可看出, 无 RE 的 AZ91D 典型的铸态组织由白色的 α -Mg 基体和初生 γ ($Mg_{17}Al_{12}$) 相或 (与) 以离异共晶方式析出的 γ 相组成, 黑色片层状团

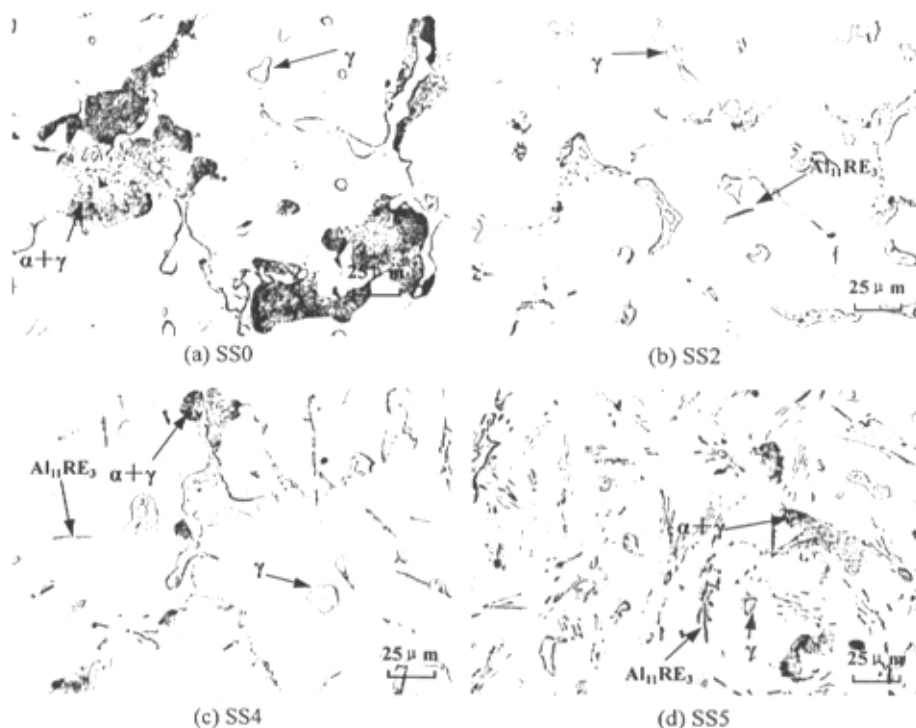


图 3-15 AZ91D+xRE 合金铸态金相组织 (光学)

Fig.3-15 The as-cast microstructure of AZ91D+xRE alloys (Optical)

簇是在非平衡凝固过程中形成的 (α -Mg+ γ) 的共晶组织。在 Mg-Al-Zn 三元系中, 由于 Mg-Al-Zn 三元相只有在 Zn/Al 比值大于 1/3 时才会形成, 因此少量的 Zn 在 AZ91D (SS0) 合金中对合金的组织结构没有影响, Zn 主要溶解余 Mg 基体之中成为溶质元素, 起固溶强化, 本文在讨论时就不作考虑。与 AM60B 相比 (图 3-1a), AZ91D 的 γ 相更为粗大, 几乎占据了整个晶界, 呈不规则的形状连续析出, 在晶内也有小块析出, 而且共晶组织更多, 呈团簇状。在图 3-15b 中, 可以看到少量短杆状的稀土相, 而 γ 相减少了。图 3-16 所示 SS4 合金 XRD 衍射相分析结果表明, 添加 RE 后的 SS 系合金铸态组织主要由四种相组成, 这四种相在图 3-15 所示的光学金相组织中均可以观察到, 其中稀土相 $\text{La}_3\text{Al}_{11}$ 与 $\text{Ce}_3\text{Al}_{11}$ 形态上非常相似, 因此共同表示

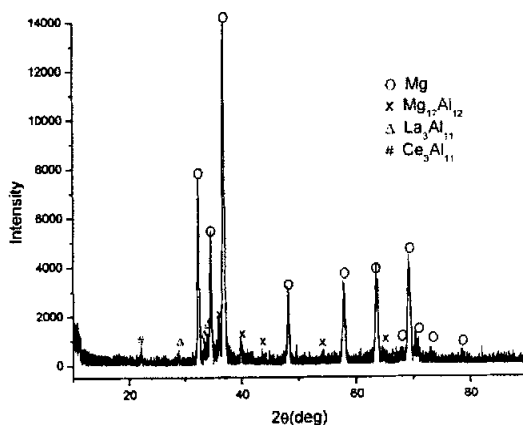


图 3-16 SS4 铸态的 X 射线衍射分析结果

Fig.3-16 XRD analysis result of SS4 as-cast

而 γ 相减少了。图 3-16 所示 SS4 合金 XRD 衍射相分析结果表明, 添加 RE 后的 SS 系合金铸态组织主要由四种相组成, 这四种相在图 3-15 所示的光学金相组织中均可以观察到, 其中稀土相 $\text{La}_3\text{Al}_{11}$ 与 $\text{Ce}_3\text{Al}_{11}$ 形态上非常相似, 因此共同表示

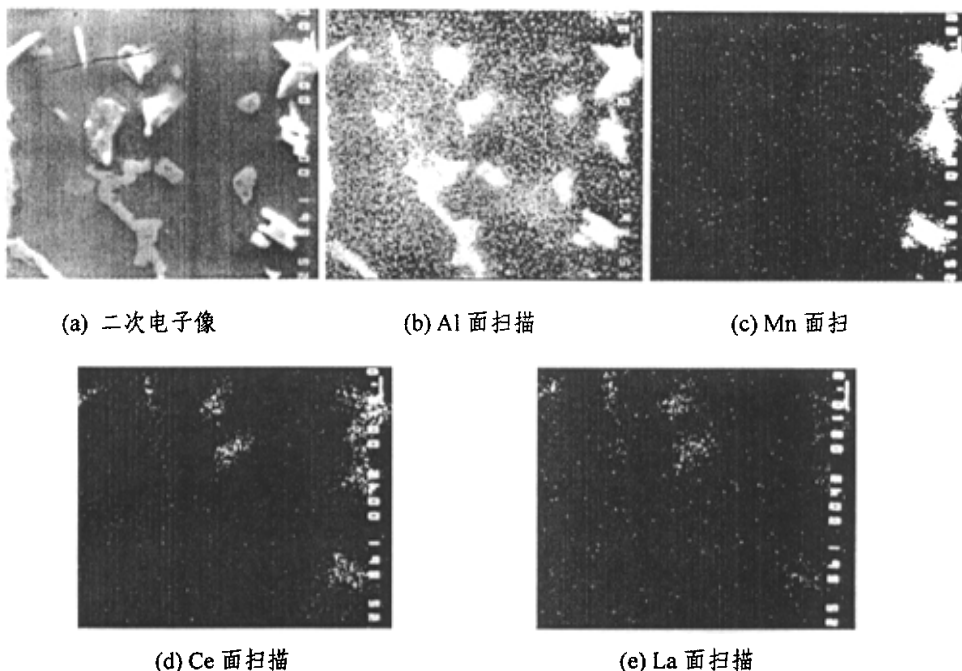


图 3-17 铸态 SS2 合金电子探针照片
Fig.3-17 EPMA figure of As-cast SS2 alloy

为 $Al_{11}RE_3$ 相。随着 RE 加入量的增加, SS4 中 $Al_{11}RE_3$ 相的含量已很明显, γ 相进一步减少, (α -Mg+ γ) 共晶组织已几乎看不见 (如图 3-15c)。当 RE 加入量到 2% 时, $Al_{11}RE_3$ 已非常多, 呈稻穗状聚成团簇分布, 由于 AZ91D 的含 Al 量比 AM60B 高得多, 因此 Al 元素与 RE 元素优先结合后仍能与 Mg 元素形成较多的 γ 相 (图 3-15d)。

图 3-17 显示了铸态 SS2 合金的二次电子像及各元素的分布, 通过电子探针 (EPMA, JEOL Superprobe 733) 分析, 在该合金中还可能含有 Al-Mn-RE 三元相。由文献以及本文第三章的分析可知, 该三元相应为 $Al_{10}RE_2Mn_7$ 相, 但图 3-16 的 XRD 分析没有找到 $Al_{10}RE_2Mn_7$ 相可能是因为有一些较小的峰值被噪声掩盖, 以及衍射峰的互相重叠, 但在对固溶处理态的同一成分合金进行 XRD 分析可以清楚地找到 $Al_{10}RE_2Mn_7$ 相的衍射谱线。图 3-17d、e 所示的相为 $Al_{11}RE_3$ 相, 而剩余即为 γ 相。

(二) 固溶处理

图 3-18 显示了在同一固溶处理工艺条件下不同的 RE 含量对 SS 系合金显微组织的影响。

由图 3-18a 可以看出, 未添加 RE 的 SS0 合金 (AZ91D) 经 410°C 下 20hr 固溶处理后, 大部分 γ 相已经溶解, 但仍有少量岛状的 γ 相残留, 说明对于 AZ91D 合金, 进行 20hr 的固溶处理还不能充分固溶强化, 经实验发现, 至少需要 24hr 的固溶时间, 这一点与 AM60B 合金的固溶处理不同。由图 3-18b、c、d 可看出, 添加 RE 后的 SS 系合金, 经过 20hr 固溶处理后 γ 相则完全溶解, 残留相是稳定性较高的稀土化合相 ($Al_{11}RE_3$, $Al_{10}RE_2Mn_7$), 原因是该成分的合金原铸态组织中 γ 相含量较低的结果。随着 RE 含量的增加, 固溶态的 SS 系合金中稀土

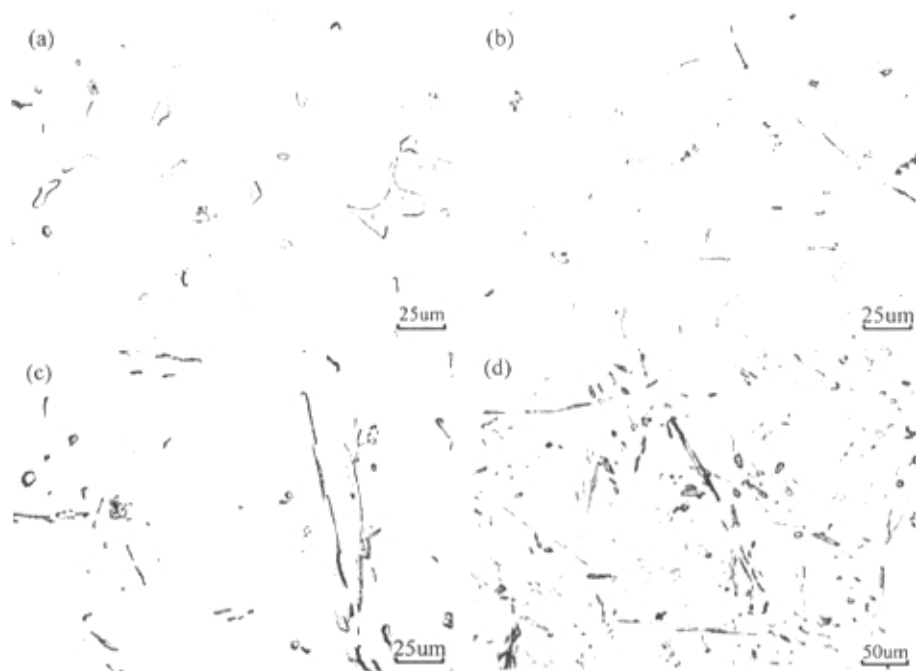


图 3-18 不同 RE 含量的 SS 系合金 T4-20 工艺处理态的显微组织

Fig.3-18 The microstructure of SS series alloys with various RE contents by T4-20 treatment

(a) SS0 (b) SS2 (c) SS4 (d) SS5

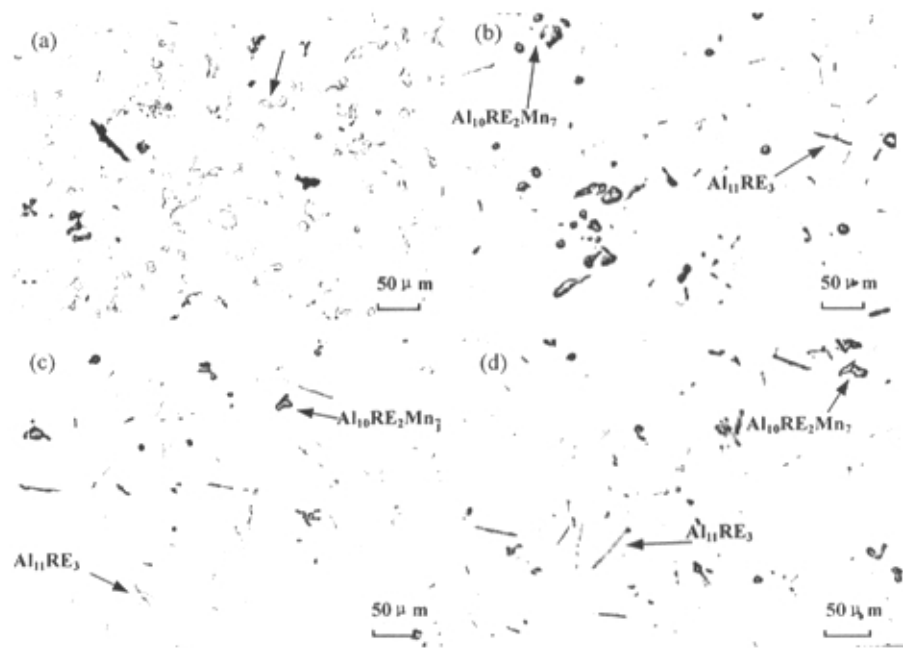


图 3-19 SS2 合金铸态与不同时间固溶处理的显微组织比较

Fig. 3-19 Comparison of the microstructure of as-cast and 20hr, 35hr and 50hr solid-solution SS2 alloys

(a) F (b) T4 - 20hr (c) T4 - 35hr (d) T4 - 50hr

化合相的含量逐步增多,形态从短杆状向长杆状直到稻穗状发展(如图 3-18d)。同时还可以发现,较多的杆状 $Al_{11}RE_3$ 相是分布在基体晶界上的(如图 3-18b)。

图 3-19 显示了 SS2 合金在 $410^{\circ}C$ 下分别进行 20hr、35hr 及 50hr 固溶处理后的金相组织与铸态金相组织的比较。

在图 3-19b 中,经过 20 小时固溶处理, γ 相 ($Mg_{17}Al_{12}$) 已基本上溶解到 α -Mg 基体中,灰色小块状的 γ 相不见了。而由于稀土在 Mg 中的溶解度很低, $Al_{11}RE_3$ 相则在固溶处理中保持热稳定,图中的黑色杆状相即为稀土相,而其它不规则的黑色相应为 $Al_{10}RE_2Mn_7$ 相。加长固溶处理的时间, $Al_{10}RE_2Mn_7$ 相有部分溶解,稀土相也有一些变化,杆的长度变短,有些杆状相从中间熔断为几小短(如图 3-19c、d)。

对固溶处理 SS5 合金的进行 XRD 分析,可以清晰地找到 α -Mg、 $Al_{11}RE_3$ 及 $Al_{10}Ce_2Mn_7$ 相的衍射谱线,如图 3-20 所示。说明固溶后的 SS 系合金仍由多种相组成,形成复合强化效果。

图 3-21 显示了经 T4-50 工艺处理的 SS4 合金高倍显微组织 (SEM) 以及图中 A 与 B 两相的能谱分析结果。分析结果表明,图 3-21a 中方块状的 A 相其最接近整数的原子比为 $Al:Ce:Mn = 10.5:2:7.4$,杆状的 B 相其最接近整数的原子比为 $Al:Ce:La = 11.4:2:1$,这说明 A 相的化学式可写为 $Al_{10}Ce_2Mn_7$, B 相的化学式可写为 $Al_{11}RE_3$,这与图 3-20 的 XRD 分析结果所显示的相组成是一致的,两者结合起来表明了 SS 系合金中的相分析的准确性。

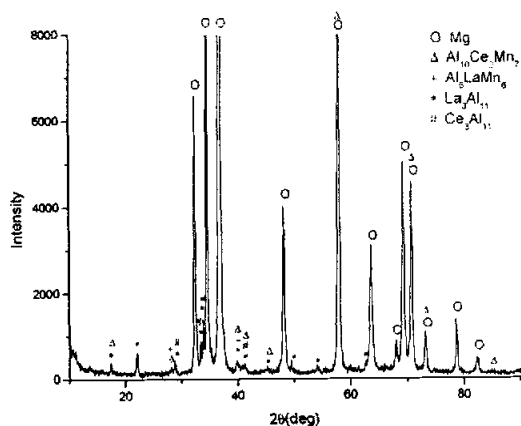


图 3-20 T4-50 固溶 SS4 合金的 X 射线衍射结果
Fig.3-20 XRD analysis result of SS4 alloy by T4-50 solution



(a)

表 3-4 元素原子成分比

Table 3-4 Atom Proportion of the elements in SS4 alloy

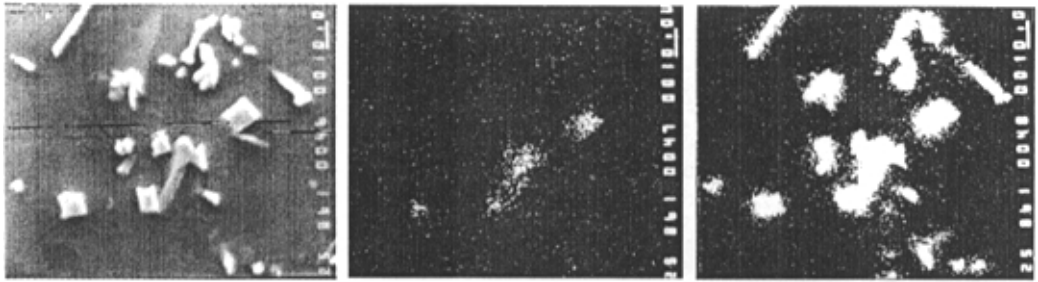
	Al	Ce	Mn
A	10.5	2	7.4
	Al	Ce	La
B	11.4	2	1

(b)

图 3-21 T4-50 处理的 SS4 合金 SEM 组织 (a) 与相应位置能谱分析结果(b)

Fig.3-21 The SEM microstructure of SS4 alloys by T4-50 treatment (a) and the EDAX analysis results of the alloy (b)

在固溶后的金相中，观察到了一些较规则的小方块状的相，在金相显微镜中呈淡绿色，经电子探针检测，证实其为 Mn-Fe 相，如图 3-22。Mn 的加入主要是用来除去有害杂质 Fe 的，通过与 Fe 生成化合物，沉淀并最后以渣的形式从镁液中排出。现在从金相中发现了 Mn-Fe 相，可能是在熔炼时静置的时间不够长，使其没有完全沉淀，不过由于 Fe 已成为化合物，所以对性能危害不大。



(a) 二次电子像 (b) Fe 的面分布 (c) Mn 的面分布

图 3-22 SS2 合金 50 小时固溶处理电子探针照片
Fig.3-22 EPMA figure of 50 hr solid solution SS2 alloy

(三) 时效处理

大量的试验作业已证明，Mg-9Al 基合金在固溶处理后的时效过程中，过饱和 α 固溶体不经过任何中间阶段直接析出非共格的平衡相 (γ -Mg₁₇Al₁₂ 或 Al₂Mg₃)，不存在预沉淀段或过渡相。相关文献指出，在 Mg-Al-Zn 合金中，同时存在两种不同的析出机制，即连续析出和非连续析出机制。所谓连续析出是指

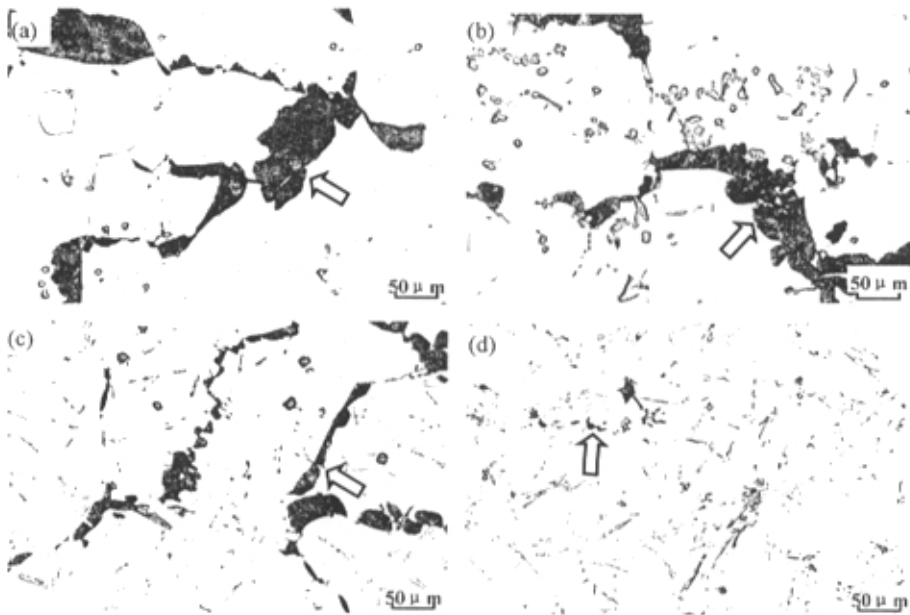


图 3-23 T6-10 处理的 SS 系列合金显微组织
Fig.3-23 The microstructure of AZ91D+xRE alloys by T6-10 treatment
(a) SS0 (b)SS2 (c)SS4 (d) SS5

析出过程在母相中各处同时发生，母相的成分连续变化，但其晶粒外形及位向均不改变，溶质元素的溶解度（浓度）在母相和析出相以及两相界面处均是连续变化的。而非连续析出则是指析出物在晶界上形核后，以片层状相间分布并向晶内生长，反应区与未反应区之间有明显的分界，溶质的溶解度在分界处发生突然改变，即反应区内为具有平衡成分的 α 固溶体而反应区外为未发生变化的过饱和固溶体。非连续析出不像连续析出那样依靠溶质原子的长程扩散，而是沿着胞与基体之间的非共格界面作快速的短程扩散来生长。在不同的温度下，两种析出机制相互竞争，如果连续析出较多，则不连续析出进行得不充分，反之亦然。

图 3-23 显示了经过 10hr 时效处理的各 SS 系合金的显微组织。在时效处理之前进行了完全的固溶处理，基本上没有残留的初生 γ 相的离异共晶组织，图中所观察到的相完全是时效析出相，可见 γ 相首先在晶界上以非连续析出机制向晶内发展，图中粗箭头所指的黑色区域为非连续沉淀部分。显然，在不含 RE 或含 RE 量相对较低的 SS0 及 SS2 合金中，在晶界上非连续析出的 γ 相明显较多，同时也可以观察到晶粒中观察到连续析出的颗粒状 γ 相；而含 RE 量较高的 SS4 及 SS5 合金中，这种非连续析出 γ 相则明显较少，或者几乎没有，主要是以连续析出为主，这说明了 RE 加入量对 AZ91 系合金的析出形式产生了显著的影响。

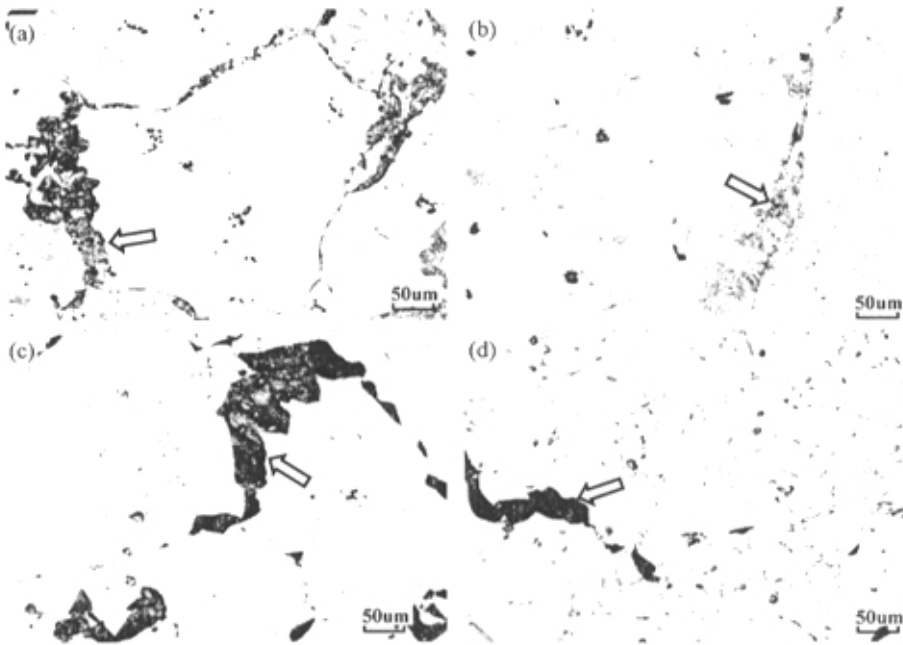


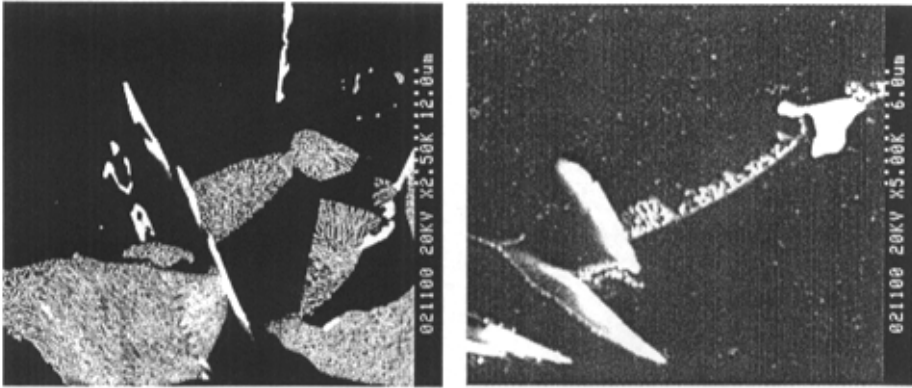
图 3-24 T6-16 工艺处理 SS 系合金显微组织

Fig.3-24 The microstructure of AZ91D+xRE alloys by T6-16 treatment

(a) SS0 (b) SS2 (c) SS4 (d) SS5

图 3-24 显示了 SS 系合金经过 16hr 时效后的金相组织。由该图可见，RE 含量对 AZ91 系合金的析出形式的影响与 T6-10 工艺处理下是类似的，但与图 3-23 比较，延长时效时间后，同一成分的合金，其非连续形式析出的 γ 相明显增多，说明即使在同一处理温度下，时效时间的变化也可以影响到合金析出机制的变化，延长时间显然使非连续析出更加充分，同时连续析出变得不充分。图 3-23 及图 3-24 所示的黑色非连续析出相实际上是片层状团簇，与连续析出相的形态

完全不同,由于光学显微镜放大倍数及分辨率小,无法区分层片状与非层片状的相,但在高倍的 SEM 照片中,这些片层状的非连续沉淀相可以被清晰地显示,见图 3-25a。 γ 析出相以片状形式按一定取向在晶内生长,附近的 α 固溶体同时达到平衡浓度,形成一种类似共晶组织的结构。在沉淀区和非沉淀区之间可看到明显的分界面,而此时非沉淀区内因成分未发生变化,故仍保持原有的过饱和状态。另外,晶界附近还分布着杆状的稀土相,与析出的 γ 相连接在一起。



(a) SS4 - T6 - 16hr 2500 ×

(b) SS4 - T6 - 16hr 5000 ×

图 3-25 SS4 合金 16 小时时效后的显微组织 (SEM)

Fig.3-25 Microstructure of SS4 alloy after aging for 16 hr

图 3-25b 是在更大的放大倍数 (5000 倍) 下另外一处金相的 SEM 照片。可以看出,晶界附近有较多的岛状 γ 相析出,而在晶粒内部,也有许多小颗粒析出,这就是所谓的连续析出,这些析出是同时发生的,并且母相的成分连续变化,呈现明显的成分过渡区,但其晶粒外形及位向均不改变。图 3-26 显示了上图的析出相的能谱分析。可见这些析出相是由 Mg 和 Al 组成的。

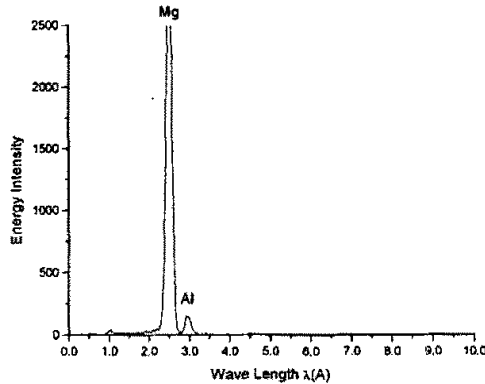


图 3-26 T6-16 处理的 SS4 合金析出相的能谱分析

Fig.3-26 EDAX analysis results of precipitation phases in SS4 alloy by T6-16 aging

§ 3.3 流动性

§ 3.3.1 AZ91D 加 RE 的流动性

图 3-27 显示了 AZ91D 合金中不同的 RE 含量对流动性的影响。可以看到, 随着 RE 含量的增加, 合金的流动性先逐渐降低然后增加。RE 含量为 1.6% 时流动性最差, 超过 1.6% 后合金的流动性明显增加, 并且还有随 RE 含量的增加而进一步增加的趋势。这是因为 RE-Al 相的结晶潜热较高, 减缓了合金液温度降低的速度。

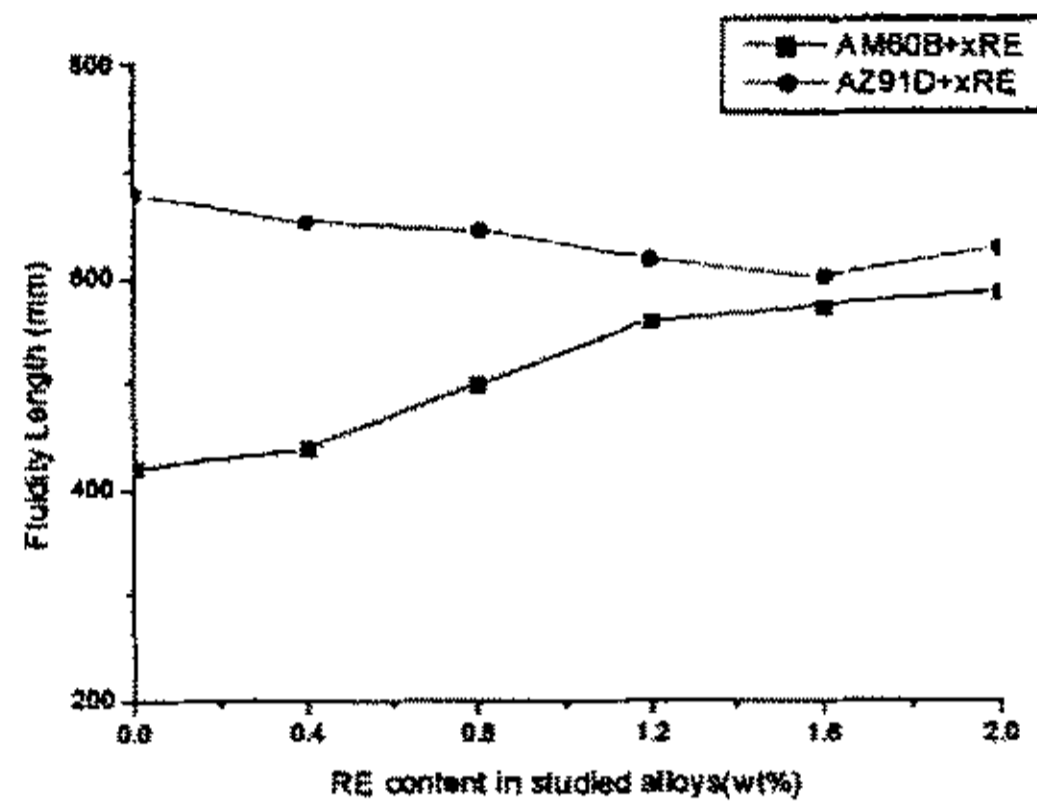


图 3-27 AM60B+xRE 与 AZ91D+xRE 合金的流动性比较

Fig.3-27 Comparison of the fluidity of the studied AM60B+xRE and AZ91D+xRE alloys

§ 3.3.2 AM60B 加 RE 的流动性

图 3-27 还显示了 AM60B 合金中不同的 RE 含量对流动性的影响。合金的流动性随着 Al 含量的增加而逐步增加。RE 含量小于 1.2% 时流动性增加较快, 从 1.2% ~ 2% 流动性的增加较平缓。这说明在铝含量较低的 AE 合金中, 单就流动性来说, RE 含量超过 2% 以后再增加 RE 的含量对合金的流动性已没有太大的影响。

另外, 与 AZ91 加 RE 相比, AM60B 合金加 RE 的流动性始终要差, 这说明 Al 含量对合金的流动性的影响比较主要, 即使 RE 能提高合金的流动性但也无法达到提高 Al 含量得到的结果。

§ 3.3.3 热裂倾向

由热裂性能实验得出, 在 RE 含量为 2% 时, AZ91D+2.0RE 合金初次发生热裂的热裂环宽为 33.75mm, 而 AZ91 为 30mm, RE 的加入增大了合金的热裂倾向。

第四章 AM60B+xRE 与 AZ91D+xRE 合金的 力学性能与断裂行为

§ 4.1 引言

第三章中主要研究了 AM60B+xRE 与 AZ91D+xRE 合金的组织及形成过程。合金的力学性能以及断裂行为与合金的组织是息息相关的,基体材料本身的性质和合金的组织决定了合金的力学性能和断裂行为。对于某种材料来说,力学性能的提高只能通过改善和优化显微组织从而改变变形和断裂行为来实现。本章主要考察两种合金的拉伸、硬度和冲击韧性等力学行为,并通过断口金相研究其断裂行为。

§ 4.2 AM60B+xRE 合金的力学性能和断口分析

§ 4.2.1 拉伸性能

1) 稀土含量对 S 系合金拉伸性能的影响

本课题所研究的 S 系合金在不同的热处理工艺下的常温拉伸性能随 RE 加入量的变化关系如图 4-1 及图 4-2 所示。

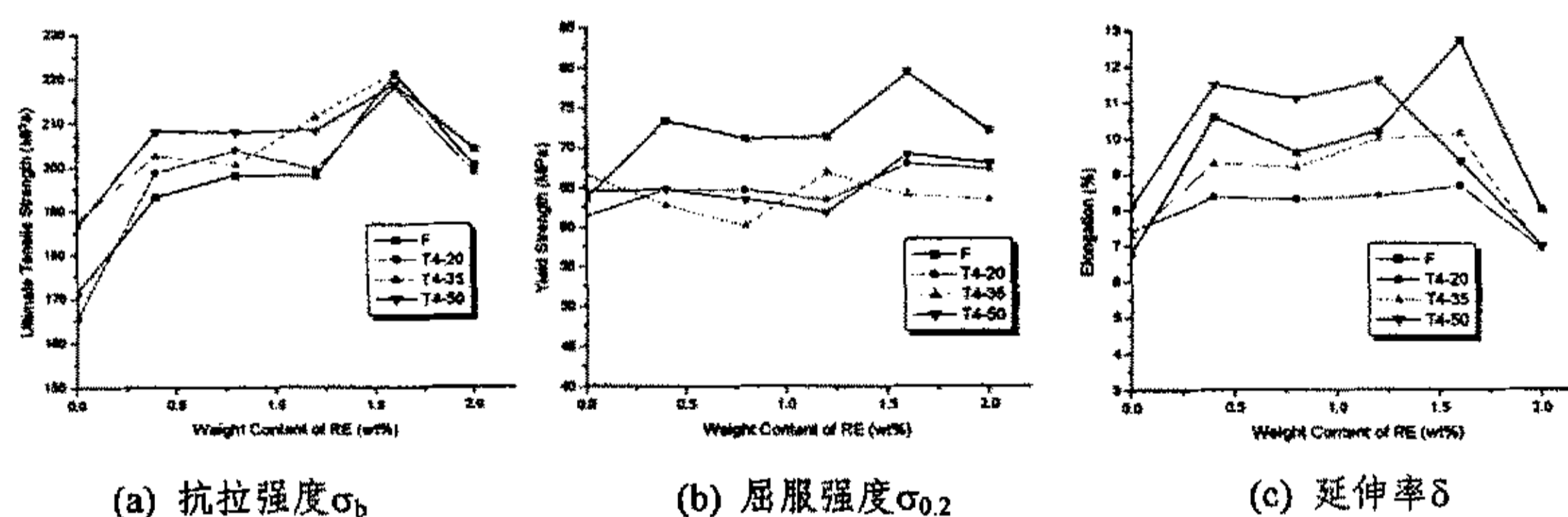


图 4-1 RE 添加量对不同固溶处理的 S 系合金常温拉伸性能的影响

Fig. 4-2 Effects of RE content on the tensile properties of the S series alloys by various SS treatments

由图 4-1 可见,在相同的固溶处理条件下,合金的抗拉强度 σ_b 随着 RE 加入量的增加有较大幅度的升高,比未加稀土的 AM60B 合金提高了 20~25MPa 左右,但当 RE 加入量在 0.4%~1.2% 之间时抗拉强度的升幅较小,而当 RE 加入量为 1.6% 时,合金抗拉强度达到峰值,比未加稀土的 AM60B 合金提高有 40~50MPa; 随着 RE 量的进一步增加(达到 2wt%),合金的拉伸强度急剧下降(见图 4-1a)。这是由于过量 RE 与合金中的 Al 元素形成大量的杆状 $Al_{11}RE_3$ 相,割裂了合金基体,在拉伸过程中易在杆状相尖端产生应力集中,形成微裂纹,降低了合金抵抗断裂的能力,导致性能很差。如第三章图 3-1d、图 3-7d 及图 2-8d 等所示 S5 合金的铸态及不同时间固溶处理的金相照片显示,大量 $Al_{11}RE_3$ 相呈放射状,在

不同方向上贯穿整个晶粒。

加入适量 RE 对铸态合金的 $\sigma_{0.2}$ 有一定的提高作用, RE 的加入以及 $Al_{11}RE_3$ 相的形成增大了合金的初始塑性变形启动的阻力, 与其对抗拉强度的作用相似, 在稀土加入量为 1.6% 时, 合金的屈服强度达到一个峰值, 比不加稀土的 AM60B 合金提高了有 15~20MPa。但加入过多之后杆状 $Al_{11}RE_3$ 相割裂基体的负面影响占了主导地位, 在拉伸应力作用下易形成初始微裂纹, 导致 $\sigma_{0.2}$ 下降。

类似的, RE 的适当加入 (加入量为 0.4wt%) 不仅没有降低 AM60B 系合金的塑性, 反而能提高 AM60B 合金的延伸率 δ , 当 RE 加入量为 0.8wt% 和 1.2wt% 时, 合金的延伸率与加入 0.4wt% 时变化不大, 但稍有所下降; 进一步加入 RE 易导致合金脆断, δ 也随之下落。

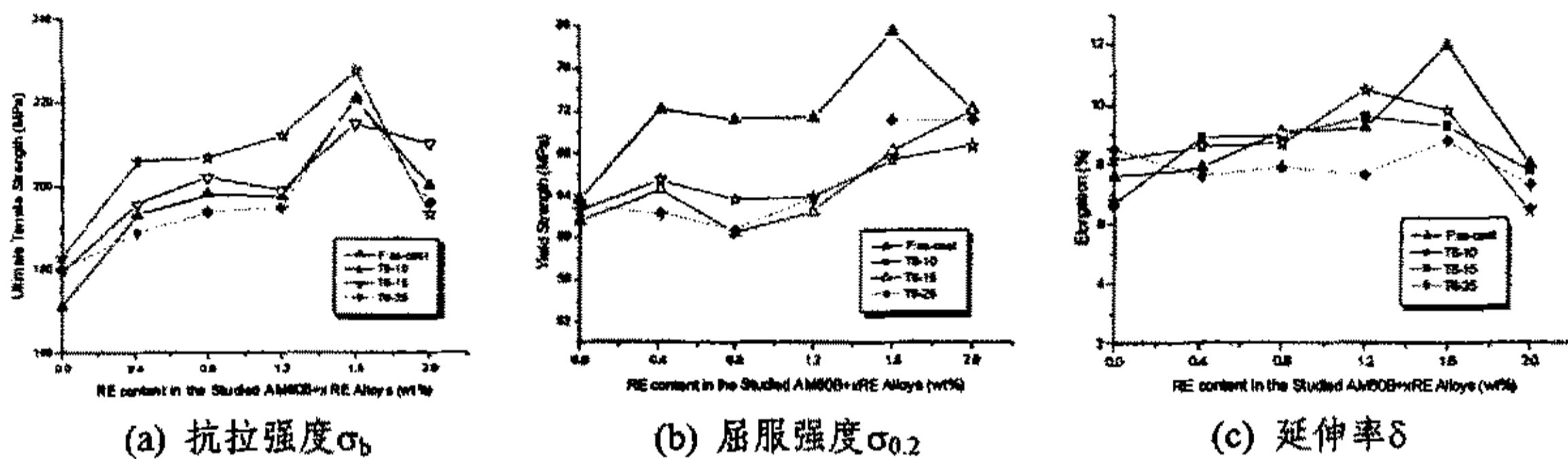


图 4-2 RE 添加量对不同时效处理的 S 系合金常温拉伸性能的影响

Fig. 4-2 Effects of RE content on the tensile properties of the S series alloys by various aging treatments

由图 4-2 可见, 在相同的时效工艺下, RE 对 S 系列合金的室温拉伸性能的影响规律同固溶处理条件下非常相似。在此不再赘述。

2) 热处理对 S 系合金拉伸性能的影响

实验发现, 不仅 RE 的加入对 S 系合金的性能造成明显的影响, 而且采用不同的热处理工艺对该类合金的强度和塑性也具有一定的影响。本课题主要考察了 T4 和 T6 处理对合金力学性能的影响。

图 4-3 和图 4-4 分别显示了在相同的合金成分条件下固溶和时效处理工艺对 S 系合金的抗拉强度、屈服强度和延伸率的影响。

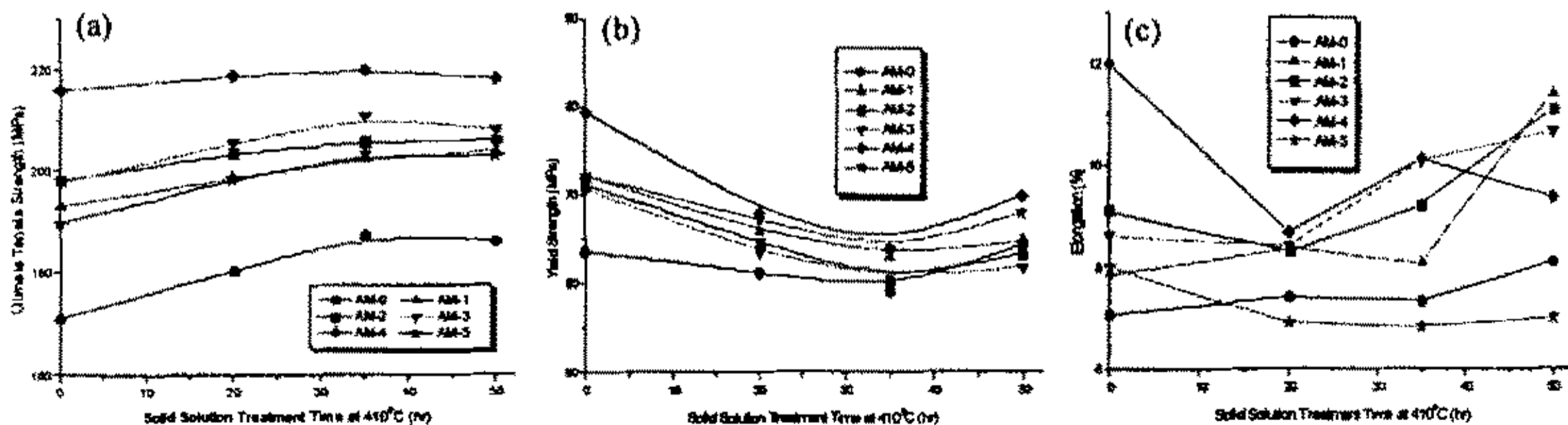


图 4-3 固溶时间对 S 系合金拉伸性能的影响: (a)抗拉强度 (b)屈服强度 (c)延伸率

Fig. 4-3 Effects of solid-solution time on the mechanical properties of S series alloys

由图 4-3 可见, 对于同一种合金成分 S 系列合金, 采用固溶处理对合金的抗拉强度提高并不是很明显, 这是由于 S 系合金中 Al 含量本来就较低, 而且由于

RE 的加入使合金的 γ ($Mg_{17}Al_{12}$) 相进一步减少, 从而导致即使 γ ($Mg_{17}Al_{12}$) 相完全固溶对合金的强化效果亦不是太明显。但延长固溶时间, γ 相的完全溶解以及合金中 $Al_{11}RE_3$ 相形态的改变 (由长杆状变为短杆状, 减弱了其割裂基体的危害), 仍然能进一步提高 σ_b , 所以 35hr 固溶处理的抗拉强度为最好, 而固溶时间延长到 50hr, 则由于合金的晶粒粗化导致强度又有所下降。

由于 γ 相大部分在晶界形成, 在阻碍合金塑性变形 (主要是晶界滑移) 的过程中起着主要的作用, 固溶后, γ 相溶解了, 使得合金的抵抗塑性变形起动的性能下降, 从而经 20hr 固溶处理之后, S 系合金的屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 有较大幅度的下降。同时, 热处理导致晶粒长大, 晶界对塑性变形的阻碍作用也减小了, 同样也促使 $\sigma_{0.2}$ 下降。延长固溶时间到 35hr, 合金的屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 进一步下降, 达到最低值, 但继续延长固溶时间 (到 50hr), 合金的屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 不仅没有继续下降, 反而开始回复, 这可能与合金中 $Al_{11}RE_3$ 相形态的改善有关。

固溶后, S 系合金的伸长率先呈下降趋势 (稍低于铸态时的延伸率), 然后随着固溶时间的延长, 合金的延伸率开始升高, 到 50 小时固溶后合金的伸长率已高于相应的铸态合金。总体来说, 随着固溶时间的增加, 合金的伸长率在整体上是提高的。

但从金相组织观察, 可以确定通过热处理的方式改变 $Al_{11}RE_3$ 相的形态的效果并不理想, 因为 RE 元素在 Mg 中的固溶度很小, 必须寻找别的手段来改变其形态, 如果能更好的改变稀土相的杆状形态, AM60B + RE 合金的性能将得到更大提高。

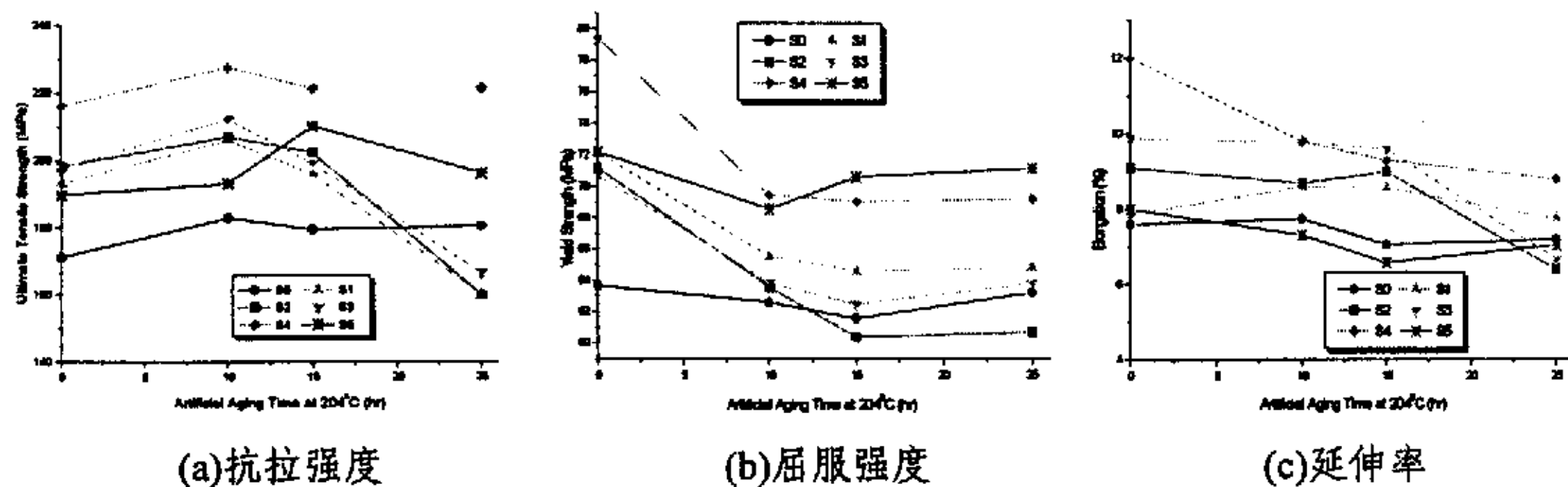


图 4-4 时效时间对 S 系合金拉伸性能的影响

Fig.4-4 Effects of artificial aging time on the mechanical properties of S series alloys

由图 4-4 可见, 时效时间对 S 系合金的屈服强度和塑性的影响较对抗拉强度的影响更为显著。与铸态合金比较, 对于 S0、S1、S2、S3 及 S4 合金, 经 10hr 时效处理后合金的 σ_b 均有一定程度的提高作用, 大约提高上 10~15MPa。从第三章图 3-9 可以观察到细小的、弥散析出的强化相在晶界附近析出, 起到了硬化、强化的作用。延长时效时间, 对于添加 RE 的 S 系合金, 其抗拉强度又开始下降, 这可能与时效时间加长导致的晶粒粗化, 与弥散强化的效果相抵消, 从而使得合金的强度降低有关。但未加 RE 的 S0 合金对于时效时间则不是太敏感。对于 S5 合金, 强度的峰值则是在经 15hr 时效后达到。

由于在 T6 处理之前经过了 24 小时的固溶处理, 使凝固过程析出的 γ 相已经完全溶解, 其阻碍位错和晶界滑移的作用也随之减弱, 而 S 系合金在时时效过程中析出 γ 相比较少, 使得合金的第二相阻碍塑性变形起动的能力下降, 从而导致合金 $\sigma_{0.2}$ 下降 (与相应的铸态组织合金相比较)。现有镁合金的理论认为, 时效

处理能提高合金的屈服强度，但是从试验结果来看，时效处理对固溶引起的 $\sigma_{0.2}$ 下降并没有起到回复作用（图 4-4b）。虽然时效析出的 γ 相对晶界有一定的钉扎作用，但从图 2-14 可以看出析出的 γ 相并不多，同时时效也使晶粒长大，扩大了晶界，减弱了晶界对变形的阻碍作用，降低了 $\sigma_{0.2}$ ，所以 T6 处理提高合金 $\sigma_{0.2}$ 的效果并没有体现出来。延长时效，部分合金的 $\sigma_{0.2}$ 又有所回升，这可能加长时效时间，使合金中的 γ 相析出量有所增加相关。

总体来讲，随着时效时间的延长，S 系合金的延伸率呈明显下降趋势，这与文献所述的时效处理将降低合金的塑性观点一致。

§ 4.2.2 硬度

1) 固溶态

如图 4-5 所示，对于相同合金成分，铸态时的布氏宏观硬度高于相应固溶态合金的硬度，说明固溶处理可以使合金的整体硬度有所下降。在相同的固溶条件下，合金中 RE 含量的变化对合金的硬度影响不大，总体上随 RE 含量的增加而稍有增长。铸态时，合金的硬度随 RE 含量的增加而有一个较为明显的提高，这与显微硬度很高的稀土相的形成和增多有关。图中硬度值的准确性还易受到硬度测量手段和打硬度时的区域选取的影响，误差较大，只能从总体上把握它的变化规律。固溶处理使合金的硬度略有降低，但不同时间的固溶处理对硬度的影响都差不多，其原因可能是因为 γ 相相对于基体相来说比较硬，所以固溶之后 γ 相溶解了，合金的宏观硬度就有所降低。

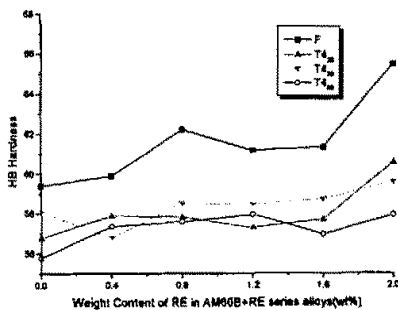


图 4-5 各固溶态的 S 系合金布氏硬度与 RE 含量的关系

Fig.4-5 Relationship of RE content and the HB hardness of solid-solution S series alloys

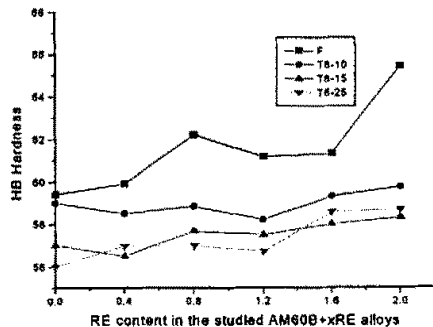


图 4-6 各时效态的 S 系合金布氏硬度与 RE 含量的关系

Fig.4-6 Relationship of RE content and the HB hardness of aged S series alloys

2) 时效态

如图 4-5 所示，时效处理也使合金的硬度略有降低，其原因可能与固溶处理降低硬度一样，也是由于 γ 相溶解的缘故。同时，稀土的加入量对时效后 S 系合金的硬度基本无影响。

§ 4.2.3 冲击韧性

图 4-7 比较了在三种典型工艺条件下 S 系列合金的冲击韧性，冲击试样采用

直接浇注并精磨成的 $10 \times 10 \times 55\text{mm}$ 无缺口标准试样。在同一种工艺状态下, 各含 RE 合金的冲击韧性低于无 RE 的 AM60B 合金, 它随 RE 含量的增加而降低, 但降低幅度随着 RE 量增加而变得平缓。经过固溶处理或时效处理后, 同种成分的合金其冲击韧性明显提高, 高于相应成分的铸态组织合金。加 RE 的 S1、S2、S3、S4 合金经过固溶处理后, 其冲击韧性值甚至超过铸态的 S0 合金, 即无 RE 的 AM60B 合金。

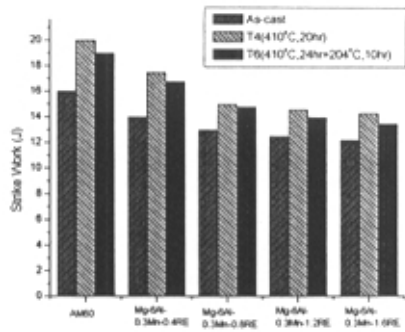


图 4-7 合金的冲击韧性

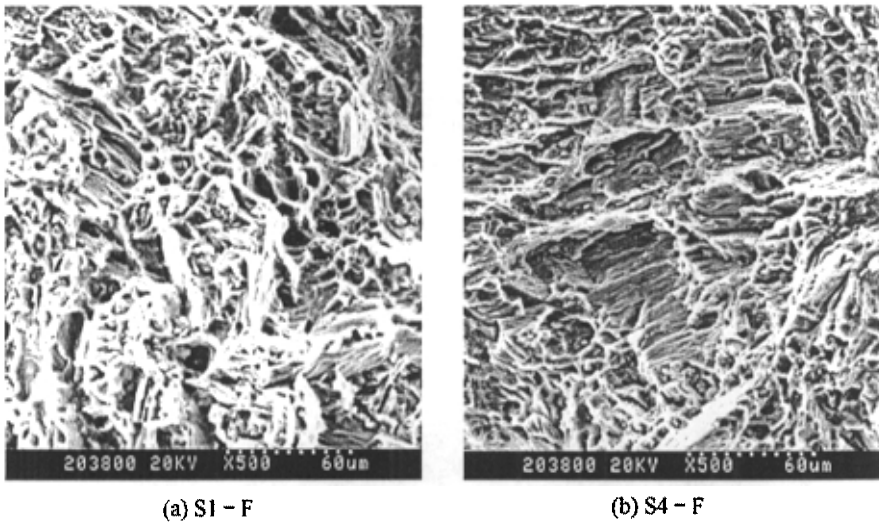
Fig.4-7 Strike toughness of the studied alloys

§ 4.2.4 断口分析

1) 铸态

镁是密排六方晶系, 滑移面、滑移系较少, 塑性变形能力小。因此镁合金在断裂时宏观的断裂特征是脆性断裂, 无明显的屈服现象和颈缩现象, 伸长率也较小。图 4-8 为铸态的 S1 及 S4 合金 SEM 断口照片比较。

根据合金的塑性变形能力和断口形貌, 镁合金的扫描断口一般可分为三类: 第一类是以穿晶断裂为主的解理方式, 断口主要由较大的解理小刻面和由解理台阶形成的发达的河流花样组成, 这一类镁合金的塑性最好; 第二类是既有穿晶断裂又有沿晶断裂的方式, 合金中通常由于化合物相较多, 并沿晶界分布, 使晶界易成为裂纹扩展的路径, 从而断口形貌以杂乱而细小的解理小刻面, 发达的二次裂纹, 以及局部小刻面上可见的解理河流为主要特征, 这类合金的塑性相对较差; 第三类以沿晶断裂为主的脆性断裂, 断口中几乎看不到解理河流花样, 局部甚至可以看到冰糖状的形貌, 这类合金塑性最差。



(a) S1 - F

(b) S4 - F

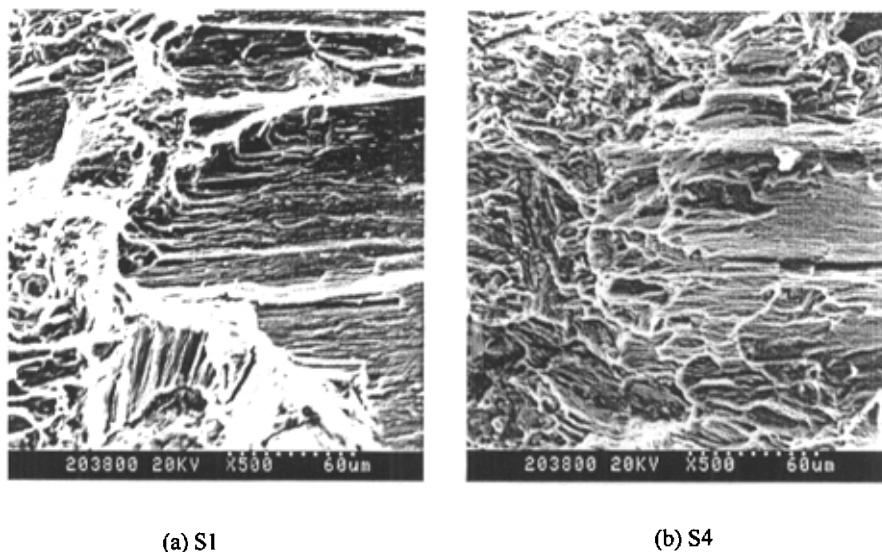
图 4-8 铸态合金的室温拉伸断口形貌

Fig.4-8 Fracture surfaces of as-cast alloys, tested at ambient temperature

在图 4-8 中所示的断口形貌中正是典型的第一类断口。同时, 在照片中还可

以看到少量的韧窝以及撕裂棱，这些是准解理断裂的特征。虽然同为解理断裂，但 RE 含量的变化也对合金断口形貌造成一定的差别。S1 的断口中，解理小刻面较小，撕裂棱较少，但解理河流较多，多数河流花样通过撕裂棱形成。S4 的断口中，解理小刻面较大，撕裂棱比 S1 更细小和发达，而且其解理河流花样较杂乱，同 S1 合金相同，撕裂棱是连接解理刻面和形成解理河流的主要手段。

由于撕裂棱是连接解理刻面和形成解理河流的主要手段，而解理河流越丰富，其方向越杂乱，合金在断裂时消耗的能量就越大，其宏观表现就是合金的塑性较好。同时，韧窝是塑性变形的特征，韧窝越多，表明该合金准解理断裂中的塑性断裂部分越多，即塑性提高。所以从合金断口的分析上来看，铸态 S4 合金要比铸态 S1 合金塑性稍好，拉伸试验的结果也表明 S4 的延伸率是要高于 S1 合金（图 4-1c）。但是，单从断口上分析并不能完全判断合金的伸长率高低，因为合金可能存在夹杂或较大的化合物相，除了晶界以外，化合物相和夹杂也是主要的裂纹源，尤其是夹杂，裂纹特别容易从夹杂尖端应力集中的地方开始扩展，并最终在夹杂所在处断裂。



(a) S1

(b) S4

图 4-9 T4-20 固溶处理态试样的室温拉伸断口形貌

Fig.4-9 Fracture surfaces of T4-20 solid solution sample tested at ambient temperature

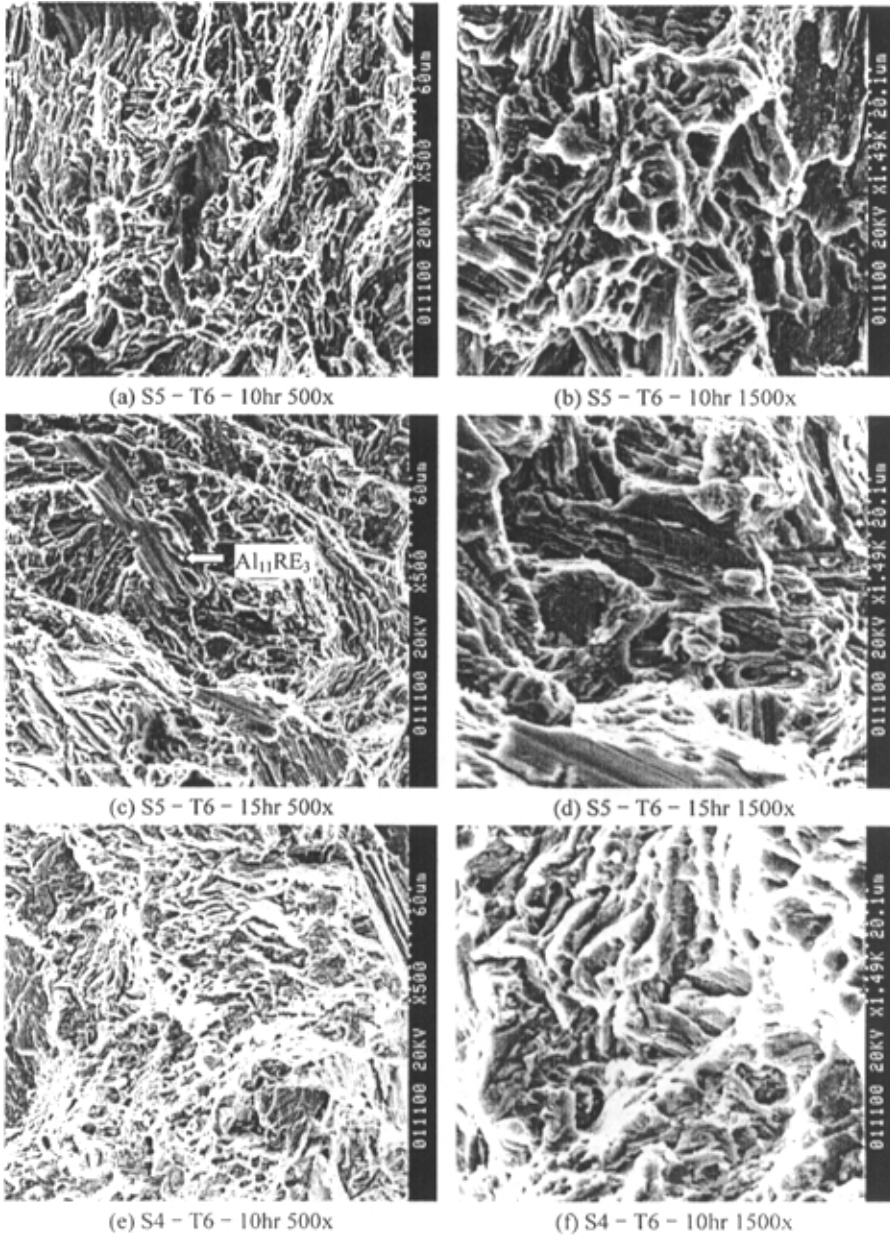
2) 固溶态

图 4-9 为固溶处理后合金的扫描断口形貌。由图可见，T4 处理对合金的断裂方式具有一定的影响。与铸态试样断口形貌（图 4-8）相比较，可见解理小刻面明显变大，河流方向变得比较一致，而撕裂棱和台阶较少，几乎见不到韧窝，整个断裂面呈现出解理断裂的形貌。从延伸率来看，T4 态的合金也比铸态合金的塑性要差。同时，比较图 4-9a 和 4-9b，S1 合金的解理小刻面更大，更具有解理断裂的特征，而 S4 合金的解理小刻面相对较小，其河流分布也较杂乱，撕裂棱较多，所以其塑性因该比 S1 略好。

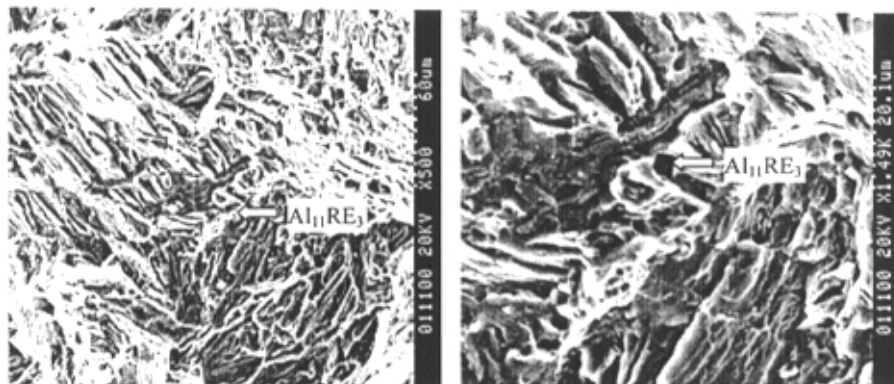
3) 时效态

图 4-10 为时效处理合金的 SEM 断口形貌，(a)、(c)、(e)、(f)为 500 倍照片，

(b)、(d)、(f)、(h)为 1500 倍照片。从图中可以看出，时效处理后，S4 和 S5 合金由于凝固过程和时效过程中析出的化合物较多，使化合物与基体晶粒的界面也成为裂纹扩展的路径，已具有第二类断口的特征，是沿晶断裂与穿晶断裂相结合的混合型断口。图中箭头所示即为稀土化合物所形成的沿晶断裂面。S5 合金比 S4 合金具有更为细小和杂乱的解理小刻面，河流花样比较少，S4 合金的撕裂棱相对很多，并且互相交错，导致其河流花样杂乱密布，就能在断裂时消耗较多的能量。在拉伸试验中，T6 状态的 S4 合金的伸长率要比 T6 态的 S5 合金要高，见图



(接下页)



(g) S4 - T6 - 15hr 500 ×

(h) S4 - T6 - 15hr 1500 ×

图 4-10 10 小时及 15 小时时效处理态合金的室温拉伸断口形貌

Fig. 4-10 Fracture surfaces of T6-10 hr and 15hr aging alloys, tested at ambient temperature

4-4c。比较不同时效时间合金的断口照片，可以看出 10 小时时效的断口河流花样更为杂乱，撕裂棱也更多更小，断裂时吸收的能量也必然多一些，但这些区别都不是很大，所以 10 小时时效和 15 小时时效合金的伸长率比较接近。

§ 4.3 AZ91D+xRE 合金的力学性能和断口分析

§ 4.3.1 拉伸性能

1) 稀土含量对 SS 系合金拉伸性能的影响

图 4-11 和图示 4-12 分别显示了 SS 系合金试样在不同的固溶处理和时效处理条件下常温拉伸强度、屈服强度与伸长率与 RE 加入量的关系及其与铸态试样性能的比较。由于 AZ91 合金中的 Al 含量比 AM60 合金中要多，所以 AZ91 合金本身含有的相也比 AM60 合金中要多，从而导致 RE 对这两种合金力学性能的影响截然不同。

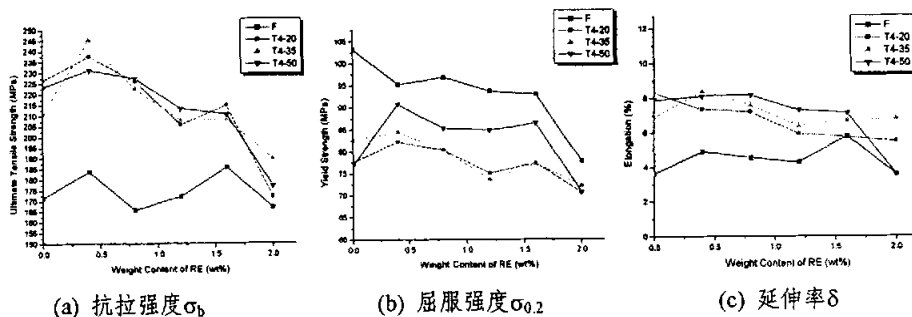


图 4-11 RE 添加量对不同固溶处理的 SS 系合金常温拉伸性能的影响

Fig. 4-11 Effects of RE content on the tensile properties of the SS series alloys by various solid solution treatments

由图 4-11 可以看出，无论在铸态下或各种固溶状态下，只有加入很微量的 RE 才会对 AZ91D 合金起到一定的强化作用，大约为 0.4%RE 时，合金的抗拉强

度 σ_b 和屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 达到最大值, 随着 RE 加入的继续增加, σ_b 和 $\sigma_{0.2}$ 在固溶态时均呈现较大的下降幅度, 在铸态下则几乎没有变化。稀土对铸态 SS 系合金的抗拉强度 σ_b 影响不大, 这可能是因为 Mg-9Al 系合金由于含 Al 量高, 使合金中的 γ 强化相已经相当丰富, 少量的 RE 加入对强化相含量的增加更不明显而造成的。但当 RE 加入量为 2% 时, 合金的拉伸强度有明显的下降, 这可能是大量稀土相割裂基体而造成拉伸强度的下降, 见图 4-11d。RE 对该合金的塑性之影响具有类似的规律。

由图 4-11b 可以看出, 稀土对 AZ91 合金的屈服强度总体上降低作用, 随着 RE 的加入, $\sigma_{0.2}$ 就不断下降, 尤其是当 RE 加入量为 2% 时, 合金的屈服强度急剧下降, 这与其在 AM60 合金中的作用完全相反。可能是由于 AZ91 合金中的相本来就比 AM60 中的要多而且粗大, 从图 4-11a、b、c 都可以看出, 粗大的 $Mg_{17}Al_{12}$ 相以离异共晶的形式呈网状沿晶界析出, 使得铸态合金的塑性和强度下降, 再加入 RE 相, 使得其晶粒更加破碎, 晶粒抗变形的能力也大大降低, 导致屈服强度降低。

总体来说, 稀土对合金伸长率的影响不大。商业 AZ91 合金本来的塑性相对较低, 在铸态下, 加入少量具有切割基体组织趋向的杆状 RE 相对合金塑性的影响并不明显, 在当 RE 增加到 2% 时, 合金塑性有一个明显的下降。在同一固溶处理条件下, 由于 γ 相已完全溶解, 合金中的强化相只剩下 Al-RE 相, 这时, 杆状 Al-RE 相对合金塑性的影响就单独显现出来。随着 RE 加入量的提高, AZ91D + xRE 系合金的延伸率有一个下降的趋势, 尽管幅度不是很大 (见图 4-11c)。

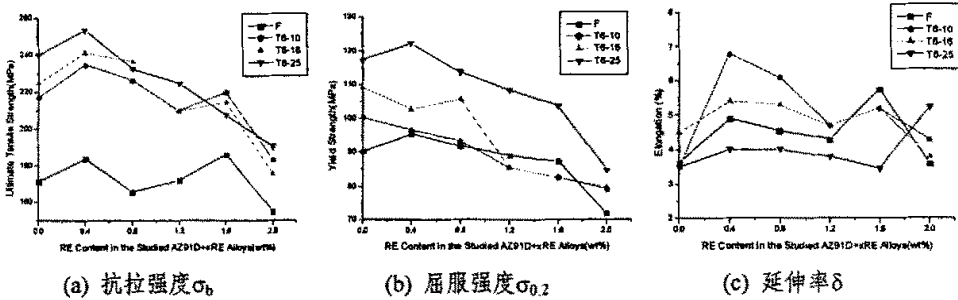


图 4-12 RE 添加量对不同时效处理的 SS 系合金常温拉伸性能的影响

Fig. 4-12 Effects of RE content on the tensile properties of the SS series alloys by various aging treatments

由图 4-12 可见, 在同一时效条件下, RE 含量对 SS 系合金的作用与在固溶状态下很相似。少量的 RE, 如 0.4wt%, 能够提高合金的 σ_b 和 $\sigma_{0.2}$, 但进一步增加 RE 含量则会使合金的强度急剧下降。RE 含量则对时效态的合金延伸率影响不明显, 除了 T6-10 处理的 SS1 合金, 其延伸率有较大幅度提高。与铸态组织相比较, 当 RE 加入量较少时, 小于 0.8wt%, 时效处理提高了合金的屈服强度, 特别是 16 小时时效, 比相同成分的铸态合金提高了 5~10MPa, 但当 RE 加入量大于 0.8% 后, 时效后的合金屈服强度就急剧下降, 低于铸态合金的屈服强度。与固溶状态 (相同成分下) 相比较, 时效处理则明显使经固溶处理而下降的 $\sigma_{0.2}$ 得到明显回升, 随着时效时间的加长, $\sigma_{0.2}$ 进一步提高。

从总体上来看, 时效后的合金屈服强度也是随着 RE 的加入而不断降低的。另外, 时效处理在一定程度上提高了合金的伸长率, 其中在 10 小时时效后, 伸长率提高了最多有 2 个百分点, 16 小时时效对伸长率提高得不多。

2) 热处理工艺对 SS 系合金拉伸性能的影响

由文献可知, 固溶处理能提高合金的拉伸强度和延伸率, 试验结果也证实了这一点。图 4-13 和图 4-14 分别显示了固溶时间和时效时间对 SS 系合金常温力学性能的影响。

由图 4-13 以发现, 固溶处理后, 合金的拉伸强度有了较大的提高, 比铸态有 50MPa 的提高。对于同一合金成分, 随着固溶时间的延长, σ_b 逐步提高, 当固溶时间延长 35hr 左右时, 合金的 σ_b 达到最大值, 然后, 如果继续延长时间, σ_b 则开始下降。

SS 系合金屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 则是先随着固溶时间的延长而下降, 在 20~25hr 之间达到最低值, 然后重新升高, 其中 20 小时与 35 小时固溶的效果差不多, 50 小时固溶后, 合金的屈服强度有明显回复, 但还是低于铸态合金的屈服强度。由此可见, 加长固溶的时间可以改善由于 γ 相溶解而造成的屈服强度的降低 (如图 4-13b)。

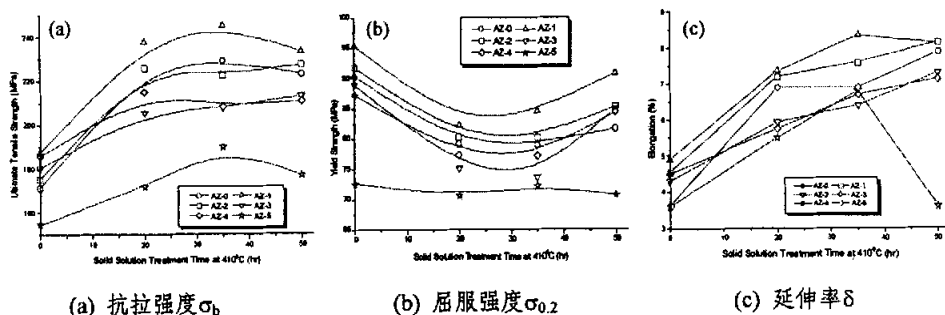


图 4-13 固溶时间对 SS 系合金力学性能的影响

Fig.4-13 Effects of solid-solution times on the mechanical properties of SS series alloys

从金相上来看, 固溶处理后, 粗大的网状 γ 相被溶解了, 其割裂基体而造成合金的脆性被改善了, 合金的拉伸强度和伸长率都有很大的提高; 另一方面, 由于 γ 相大部分在晶界形成, 在阻碍塑性变形中起着主要的作用, γ 相溶解了, 使得 $\sigma_{0.2}$ 有较大幅度的下降。

同时, 固溶处理也明显提高了合金的延伸率, 最高达 4 个百分点, 这相当于将 AZ91 合金的伸长率提高了一倍, 不同时间的固溶处理对伸长率的影响差别不大。随着固溶时间的加长, 伸长率是逐步提高的。

由图 4-14 可见, T6 时效也明显提高了合金的抗拉强度 σ_b (图 4-14a) 及屈服强度 $\sigma_{0.2}$ (图 4-14b), 分别最高可达 50MPa 和 25MPa 左右, 随着时效时间的延长, 合金的抗拉强度 σ_b 及屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 均呈上升趋势, 但延长到 25hr 后增幅已非常平缓。这一点与 S 系合金的时效强化效果完全不同。

时效时间对 SS 系延伸率的影响则是, 合金的延伸率先随着时效时间的延长而不同程度的提高, 然后继续延长时间, 则使合金的延伸率迅速下降, 如图 4-14c。

由于时效处理前已经过了固溶处理, 所以粗大的网状 γ 相已溶解, 所以合金的拉伸强度有较大的提高, 伸长率也有一定的提高。时效处理以非连续沉淀机制或连续沉淀机制析出了二次强化相—— γ 相, 以非连续沉淀机制析出的 γ 相呈层片状由晶界向晶粒内生长, 主要存在于晶界上, 易成为脆弱的相界面, 从而降低

了合金的力学性能；以连续沉淀机制析出的 γ 相在晶粒内部呈细小颗粒弥散析出，起到了弥散强化的作用，钉扎了位错，同时提高了合金的强度和塑性。从试验结果上看，连续析出机制析出的 γ 相对合金塑性的影响还是超过了非连续析出机制析出的 γ 相，从而在整体上改善了 AZ91 合金的塑性，但效果没有固溶处理好。但杆状的稀土破坏了晶粒的完整，使得屈服强度随 RE 的加入而不断降低。从第三章的图 3-23 及 3-24 可以看出，随着 RE 加入量的增加，消耗了大量的 Al 元素，致使非连续沉淀机制析出的层片状 γ 相明显减少，导致阻碍晶界上位错的阻力减弱，从而降低 $\sigma_{0.2}$ 。

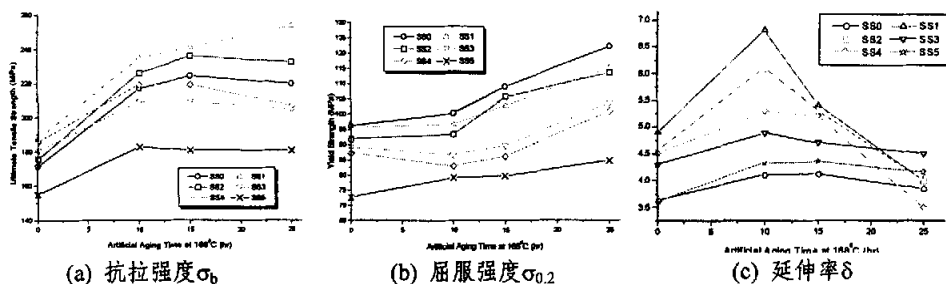


图 4-14 时效时间对 SS 系合金常温拉伸性能的影响
 Fig. 4-14 Effects of aging times on the tensile properties of the SS series alloys

§ 4.3.2 硬度

1) 固溶态

从图 4-15 可以看出，RE 对合金的布氏硬度影响不大，只有在 RE 加入量为 1.6% 时，铸态合金的硬度有不到 5HB 的降低。而固溶处理使合金的硬度略微提高，不同时间的固溶处理对合金硬度的影响差别不大。可能是由于较硬的 γ 相溶解到基体中，使基体的硬度有所提高。

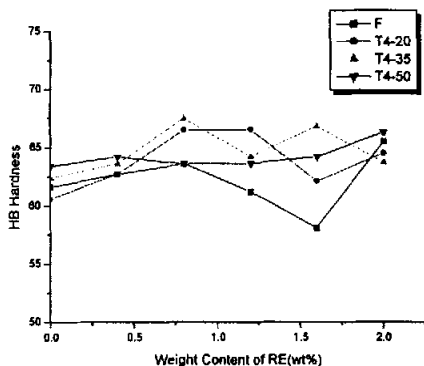


图 4-15 RE 含量和时效处理对 SS 系合金布氏硬度的影响

Fig.4-15 Effect of aging treatments and RE contents on the HB hardness of SS series alloys

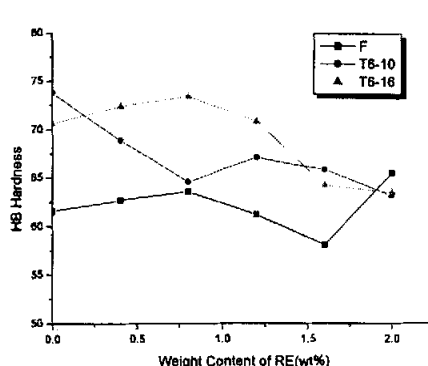


图 4-16 RE 添加量和固溶处理对合金布氏硬度的影响

Fig.4-16 Effect of RE contents and solid-solution treatments on the HB hardness of SS series alloys

2) 时效态

由图 4-16 可知, 时效处理对合金的硬度有较大的提高作用, 尤其是 16 小时的时效, 在整体上提高了有近 10HB。从金相上可以看出, AZ91 合金在时效之后, 有大片黑色或灰黑色的以非连续析出机制析出的层片状 γ 相, 由于 γ 相的硬度比 α -Mg 基体要高, 所以时效较明显地提高了 AZ91 合金的硬度。

§ 4.3.3 冲击韧性

图 4-17 比较了在三种典型工艺条件下 SS 系列合金的冲击韧性, 冲击试样采用直接浇注并精磨成的 $10 \times 10 \times 55\text{mm}$ 无缺口标准试样。在同一种工艺状态下, 各含 RE 合金的冲击韧性低于无 RE 的 AZ91D 合金, 它随 RE 含量的增加而降低, 但降低幅度随着 RE 量增加而变得平缓。经过固溶处理或时效处理后, 同种成分的合金其冲击韧性明显提高, 高于相应成分的铸态组织合金。与 S 系合金相比, SS 系合金的冲击韧性明显要你要得多。

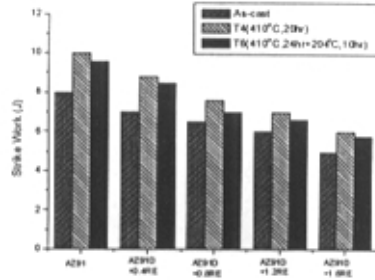
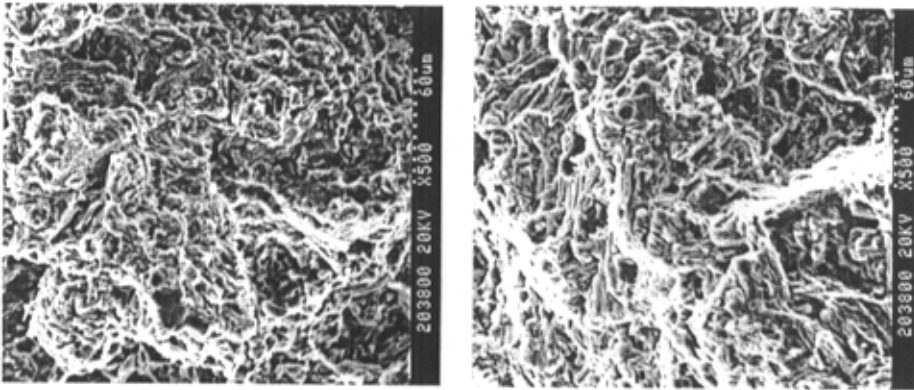


图 4-17 SS 系合金的冲击韧性

Fig.4-17 Toughness of the SS series alloys

§ 4.3.4 断口分析

与 S 系合金相比, SS 系合金的塑性较差, 因此其断口也有一定的区别。



(a) SS3 - F 500 ×

(b) SS4 - F 500 ×

图 4-18 铸态合金的室温拉伸断口形貌

Fig. 4-18 Fracture surfaces of as-cast alloys, tested at ambient temperature

如图 4-18 所示为铸态合金 500 倍 SEM 断口照片。在图 4-18a 中, 可见铸态 SS3 合金的沿晶断裂特征比较明显, 是典型的第三种断裂方式, 断面较杂乱, 看不出河流花样。图 4-18b 中有少量的河流花样, 同时撕裂棱也比图 4-18a 中要多, 是沿晶 + 准解理断裂的一种特征。其宏观表现在拉伸性能中, 就是铸态 AZ91 + xRE 合金的塑性较差。AZ91D + xRE 系合金在凝固过程中晶界析出的网状 γ 相是合金中最薄弱的地方, 断裂多从晶界上开始, 这是与 AM60B + xRE 系合金的不

同之处。

图 4-19 所示为 20 小时固溶处理的 SS2 合金的 500 倍断口形貌，出现面积较大的解理小刻面，面上的河流花样比较丰富，但方向比较一致，不杂乱，主要呈现一种准解理断裂的特征。另外，该断口还有较多杂乱曲折的小平面，因此也具有一定的沿晶断裂特征。这与铸态组织的拉伸断口又有明显的区别，由于准解理免得出出现和撕裂棱的增多，使拉伸过程消耗较多的能量，这是固溶处理提高 AZ91D + xRE 合金塑性的主要原因。整个断口的形貌与 AM60 合金 20 小时固溶处理后的形貌比较相类似，见图 4-9。

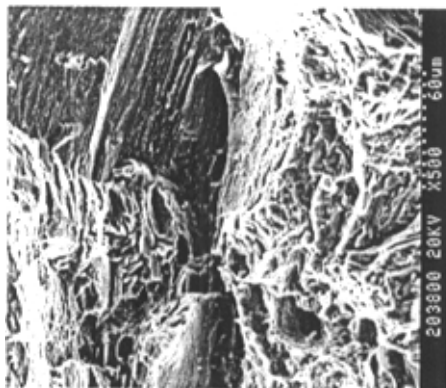
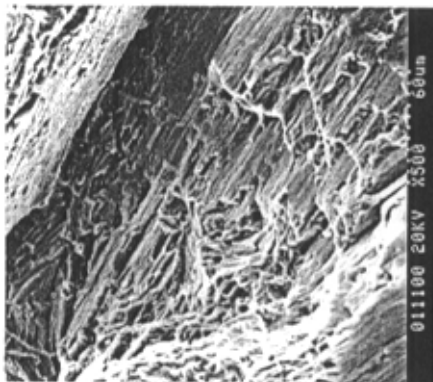


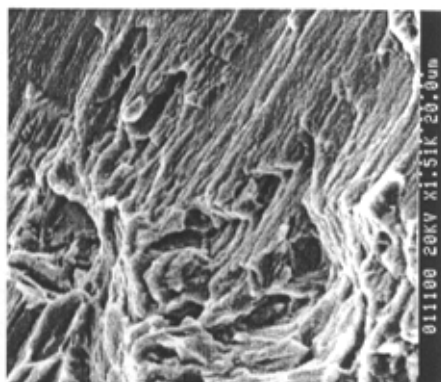
图 4-19 SS2 合金 20 小时固溶处理态的室温拉伸断口形貌

Fig.4-19 Fracture surfaces of SS2 alloys by T4-20 solid solution, tested at ambient temperature

图 4-20 所示为时效处理合金的 SEM 断口照片，左边为 500 倍照片，右边为 1500 倍照片。如图 4-20a 所示，10 小时时效的 SS1 合金中有很大的解理小刻面，几乎把整个照片都充满了，同时，在解理小刻面上，河流花样很丰富并且方向较一致。与此相比较，16 小时时效的 SS1 合金中的解理小刻面较小，面上的河流花样也较多并且杂乱无序，同时撕裂棱也较 10 小时时效的合金要多。



(a) SS1 - T6 - 10hr 500 ×



(b) SS1 - T6 - 10hr 1500 ×

(接下页)

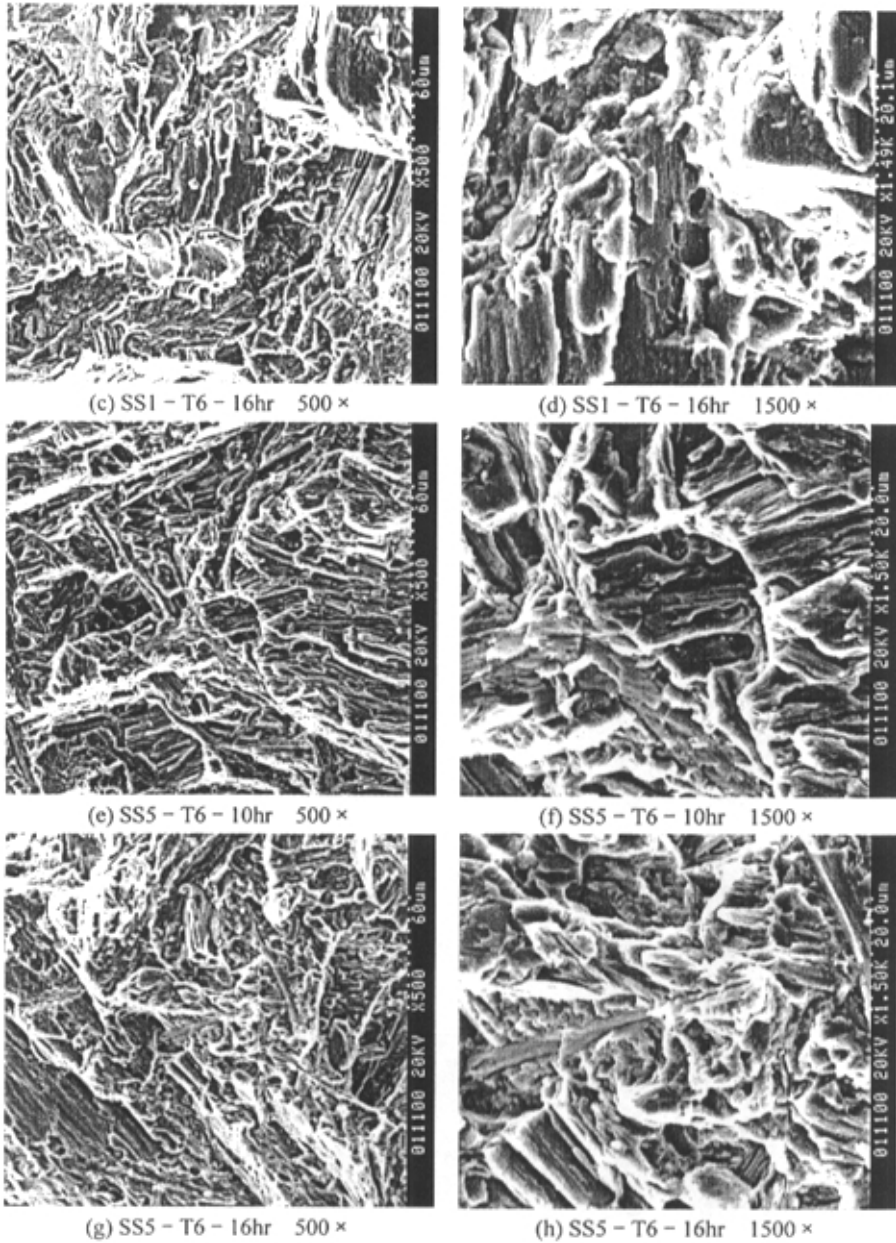


图 4-20 10 小时及 16 小时时效处理态合金的室温拉伸断口形貌

Fig.4-20 Fracture surfaces of T6-10 hr and 16hr aging alloys, tested at ambient temperature

10 小时时效与 16 小时时效的 SS5 合金的断口形貌比较相似，都是具有中等大小的解理小刻面，解理河流也很清楚，并且河流花样的方向互相交错，同时撕裂棱也互相交错，在断裂时能消耗较多的能量。从这种交错的凹槽可以看出断裂是同时在基体晶粒的解理面和基体与杆状稀土相的相界面处开始的，可见 RE 的加入降低了合金的塑性。但是，时效处理后合金的伸长率还是比同铸态合金略高。

第五章 镁合金轮毂试制与性能测试

本课题在进行高强高韧镁合金材料研究的同时,开展了高强高韧镁合金的应用技术研究,主要是镁合金汽车轮毂的开发和成型工艺研究。为了节省开发成本和提高开发效率,本课题采用了先进的计算机技术在轮毂结构设计和铸造工艺试验之前进行了镁合金轮毂的力学分析和铸造过程凝固模拟,根据分析结果修正结构设计和铸造工艺方案,然后进行实际的工艺试验以及后处理和性能测试。

§ 5.1 镁合金轮毂静力学分析

§ 5.1.1 模型简化及受力分析

轮毂的几何造型如图 5-1 所示。材料型号为 AZ91D 的镁合金。合金的弹性模量为 45Gpa,泊松比为 0.35,体密度为 1.8g/cm^3 。其抗拉强度大于 200Mpa,屈服强度大于 120Mpa。



图 5-1 轮毂几何实体造型
Fig.5-1 3-D modeling of the wheel

轮毂所荷载荷基本上有以下几种:轮胎内的空气压力,径向力,侧向力,切向力。其中径向力、侧向力与切向力通过轮胎传给轮毂。根据有关资料^[46-49],对如下两种危险工况进行计算:

工况 1:轿车制动时,汽车施加制动扭矩 M_z ,地面对轮胎有一个反作用力 F_t ,其大小为

$F_t = M_z / r$, r 为车轮半径。在这里, $M_z = 2306\text{N}\cdot\text{m}$, $r = 273\text{mm}$, 则 $F_t = 8450\text{N}$ 。

工况 2:轿车转动时,汽车轮胎受到垂直载荷 5.0KN,侧向载荷 3.5KN。

计算时,将轮胎内压等效地施加到轮毂和轮胎各有限元网格面上,垂直于单

元表面, 受压。轿车的轮胎内压一般为 300Kpa。侧向载荷沿轮胎边缘的切向方向, 与运动方向垂直, 径向载荷沿法向方向, 切向载荷沿轮胎边缘的切向方向, 与运动方向一致。

约束条件为: 轮毂内侧与轮轴之间无相对移动, 因此在轮毂与轮轴相联接螺栓处施加位移约束边界条件。

§ 5.1.2 轮毂有限元模型

轮毂采用 UG 软件进行造型。为便于施加载荷, 将轮胎与轮毂一起进行造型与网格划分, 轮胎所受的外载通过接触传递给轮毂。由于轮毂局部形状比较复杂, 并且受力不均匀, 因此取其整体作为分析对象, 并将部分与材料强度无关的结构(如倒角、螺纹孔等), 进行拉直, 填平等结构上的简化。

有限元前处理部分采用 HyperMesh 软件进行网格划分, 单元类型为四面体单元, 外形网格图见图 5-2, 图 5-2 经过了内部网格消隐处理; 分析计算及后处理采用 MARC Mentat 软件进行。

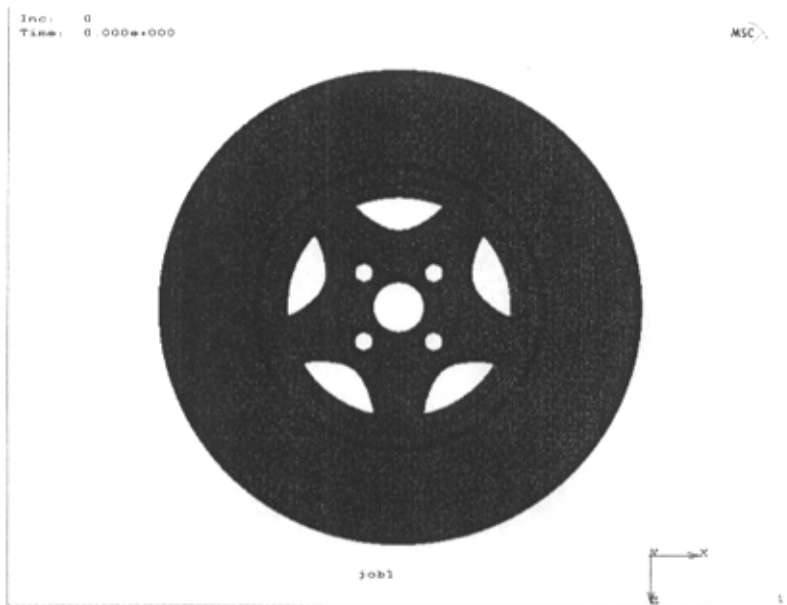


图 5-2 轮毂与轮胎的有限元网格
Fig.5-2 FEM meshes of the wheel and tire

§ 5.1.3 有限元分析结果

第一种工况:

轿车在制动时轮胎受到切向力的作用。利用 Marc 软件对轮毂进行制动时的三维有限元分析, 得到了应力与应变分布规律, 分别如图 5-3 与图 5-4 所示。

在制动时轮毂所产生的最大主应力、最大主应变发生在地面附近的辐板处, 最大主应力值为 24.5MPa。

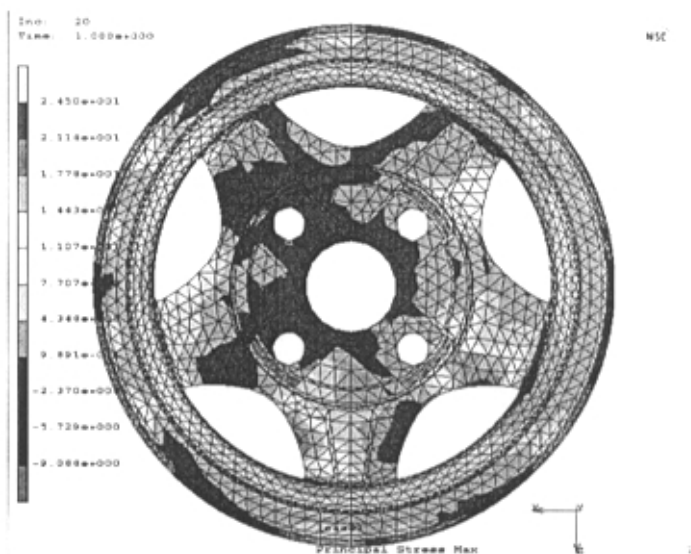


图 5-3 第一种工况下主应力分布规律图

Fig. 5-3 Distribution of the main stress of wheels under the first condition

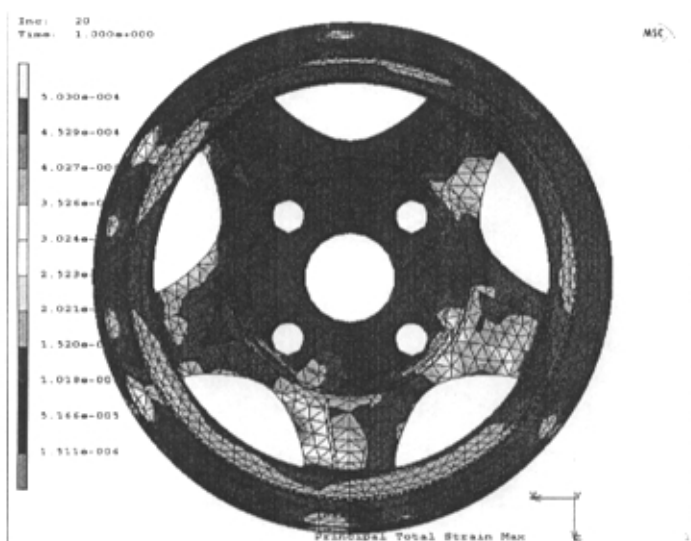


图 5-4 第一种工况下主应变分布规律图

Fig.5-4 Distribution of the main strain of wheels under the first condition

第二种工况:

轿车转弯时轮毂产生主应力、主应变分布规律如图 5-5 与图 5-6 所示。最大主应力与最大主应变发生在辐板靠近螺栓处，最大主应力为 24.02MPa。

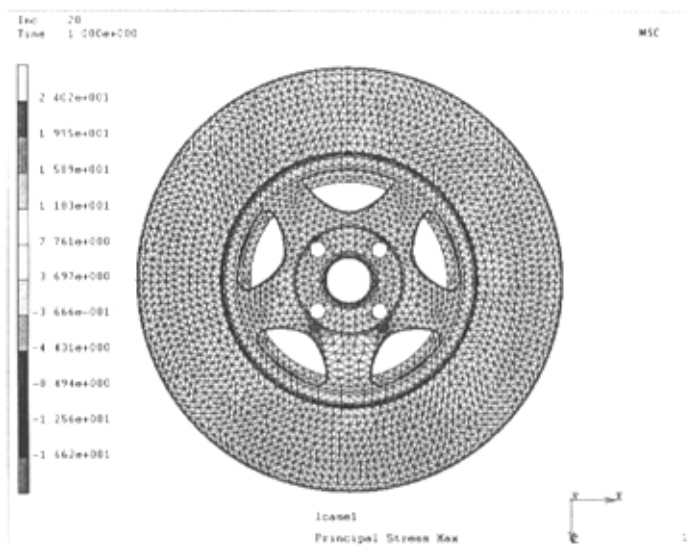


图 5-5 第二种工况下主应力分布图

Fig. 5-5 Distribution of the main stress of wheels under the second work condition

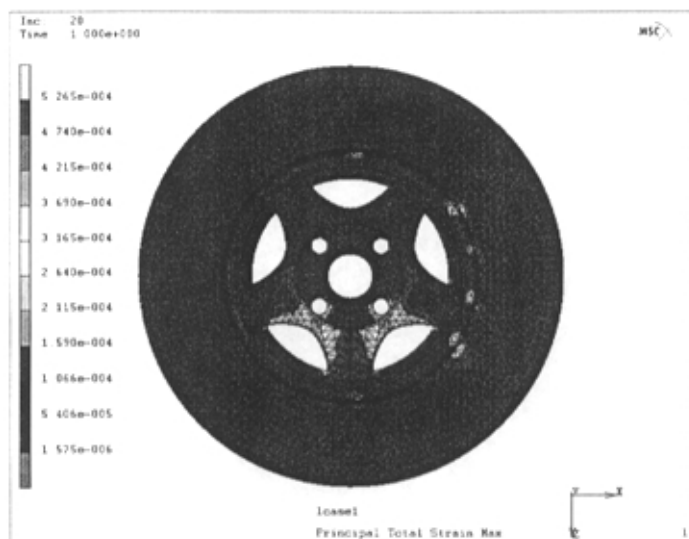


图 5-6 第二种工况下主应变分布图

Fig. 5-6 Distribution of the main strain of wheels under the second work condition

§ 5.2 镁合金轮毂铸造工艺研究

§ 5.2.1 镁合金轮毂试制工艺路线

轮毂生产工艺过程较长，工艺也比较复杂，每一个环节都必须进行严格的操

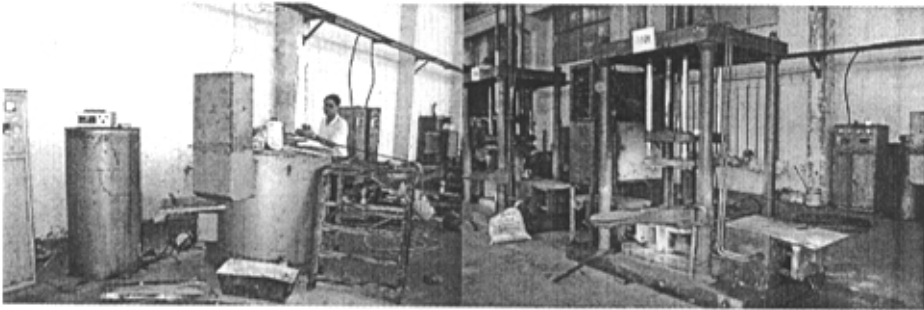
作。本项目研究过程中所采取轮毂生产工艺路线，如下：

镁合金工艺路线：模具设计→浇冒系统设计与修正→重力铸造→切冒口→去毛刺→固溶→时效→机加→检验→气密性→表面处理→动平衡测试。

在这些环节中除了去毛刺、检测和动平衡测试等次要环节工艺过程与铝合金轮毂生产过程基本一致外，其余环节都需要根据镁合金的特性进行工艺探索和调整。

§ 5.2.2 铸造生产设备

镁合金轮毂铸造工艺开发过程中，采用燃油熔炼保温炉，熔化坩埚为铸铁铸造而成，坩埚总容量为 120 公斤镁合金，加热温度范围 0-1000℃。熔炼炉如图 5-7 所示。镁合金轮毂采用金属型重力铸造方式进行生产，这种方式具有设备简单，工艺稳定和生产效率较高的特点。开发过程中采用的重力铸造机如图所示，机器顶部和两侧分别都带有液压抽芯机构，可以十分方便的开/合模与抽芯。铸造过程中，模具保温时间可以通过数显控制器在 0-600 秒范围内调节，模具采用压缩空气底部送风冷却，煤气加热模具。



熔炼炉

铸造机

图 5-7 熔炼和浇注设备

Fig.5-7 Devices of smelting and casting

虽然镁合金是一种极具潜力的金属材料，但是其应用中还存在着一一些问题，如在熔炼过程中容易氧化燃烧就是急待解决的问题之一。本项目在研究过程中，自行研制和制造出了一套完整的镁合金保护气体混合熔炼装置，采用 SF₆ 和 SO₂ 干燥混合气体对镁熔体进行熔炼保护，该装置的工作示意图与保护气体如图 5-8 和图 5-9 所示。表 5-1 则显示了在不同情况下混合气体的浓度和使用工艺，经过生产工艺试验验证表明，该混气保护装置使用方便，保护效果良好。

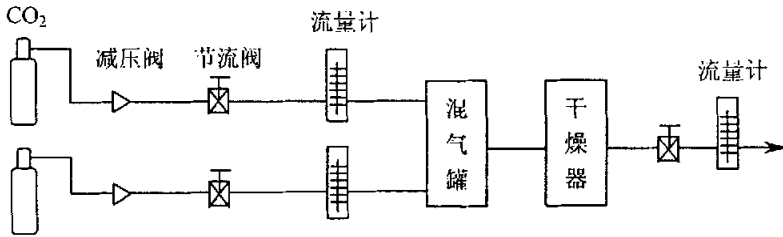


图 5-8 镁合金熔炼保护系统原理图

Fig.5-8 Scheme of protective system for smelting of magnesium alloy



图 5-9 保护气体与混气装置系统

Fig.5-9 Cover gas and gas mixing system

表 5-1 镁合金熔炼保护气氛

Table 5-1 Parameters of cover gas for magnesium alloy smelting

熔化温度 (°C)	推荐气氛 (vol%)
650-705	Air+0.04%SF6
650-705	Air+0.2%SF6
650-705	75air/25CO2+0.2%SF6
705-760	50air/50CO2+0.3%SF6
705-760	50air/50CO2+0.3%SF6

§ 5.2.3 铸造工艺设计

轿车轮毂是由轮圈、轮辐和轮轴三部分组成的，如图 5-10 所示为本项目研究所采用的轮毂零件实体造型图。该轮毂最大外圆直径为 338.6 毫米，轮圈部分高度 139 毫米轴承孔直径 59 毫米。轮圈部分壁厚较薄只有约 4-5 毫米，轮辐部分共有 5 根辐条，厚度约在 10-20 毫米范围内，轮轴部分为凸台结构，为轮毂最厚大部分，壁厚约在 20-30 毫米。

对于镁合金轮毂有以下技术要求需要保证：

- 轮圈部分组织必须致密，安装上轮胎以后长时间使用不漏气；

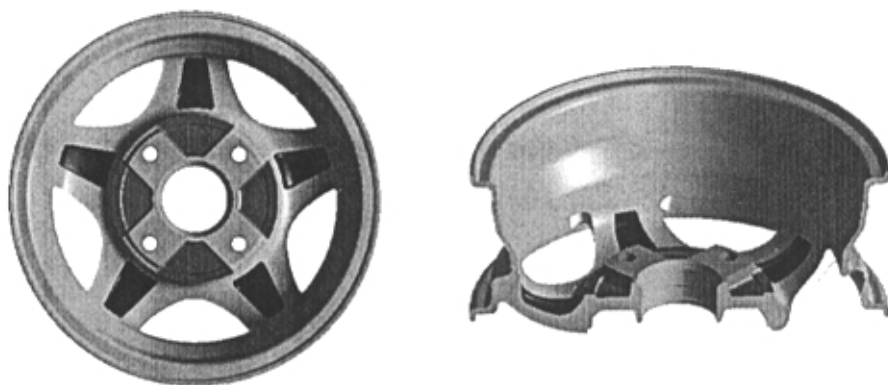


图 5-10 轮毂零件实体造型图

Fig.5-10 Solid Modeling for wheels

- 轮毂加工部分必须有良好的尺寸精度和光洁度，非加工部分尺寸精度和光洁度需由铸造工艺来保证；
- 铸件不允许存在缩松、缩孔、夹杂、冷隔、裂纹、砂眼等铸造缺陷；

根据以上工艺要求，我们在镁合金轮毂的铸造工艺设计中采取了以下措施：

- 采用中心底注式浇注系统，保证了镁熔体在浇注过程中充型平稳，并且到达铸件末端（顶部）时间基本相同，避免了不同液流交汇时产生冷隔和氧化夹杂等铸造缺陷；
- 镁合金铸造凝固温度范围宽和凝固潜热低，因此镁合金熔体流动性和补缩能力差，在模具设计过程中，一方面将冒口尺寸增大，另一方面增大直浇道高度和内浇口的尺寸，达到提高镁合金轮毂充型完好的目标；
- 为提高镁熔体的充型能力，使用保温性能优良的镁合金专用涂料，并制订出相关的涂料配置和使用工艺；
- 制订严格的模具温度控制工艺，摸索出镁合金轮毂浇注的最佳温度条件，其中包括浇注温度、模具加热时间和温度以及模具保温制度。

如图 5-11 和图 5-12 分别为轮毂铸件图和模具装配图。

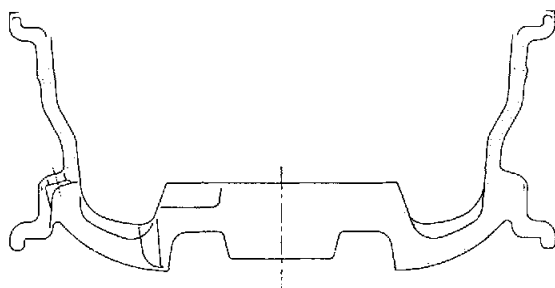


图 5-11 轮毂铸件图

Fig. 5-11 Casting shape and size of the wheel

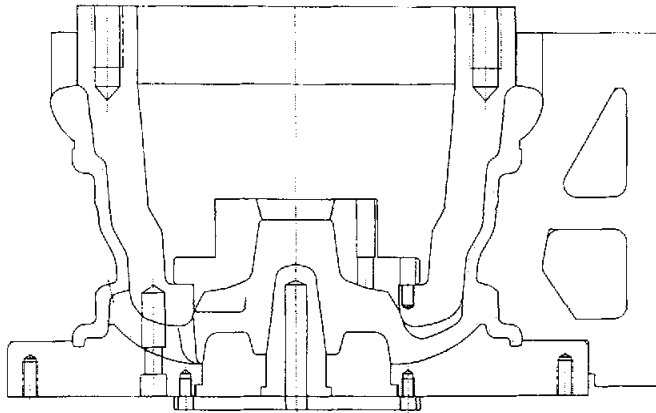


图 5-12 轮毂模具装配图

Fig 5-12 Assembling of the molds for wheel casting

§ 5.2.4 铸造过程模拟

对于造型好的轮毂铸件采 Procast 软件进行铸造工艺过程数值模拟, 以便提前预测重力铸造过程中可能产生的铸造缺陷。图 5-13 显示了轮毂实体的网格划分情况, 图 5-14 所示为轮毂重力铸造时的充型过程及其温度分布。图 5-15 则显示了充型结束后轮毂在凝固过程中的温度场变化。由图 5-14 可以看出, 采用中心底注式浇注系统, 合金液的充填过程是比较平衡的, 从轮轴开始经过轮辐由底部逐渐向上充满轮圈及冒口部分, 充型过程的温度分布则基本上是从下至上逐步升高的。

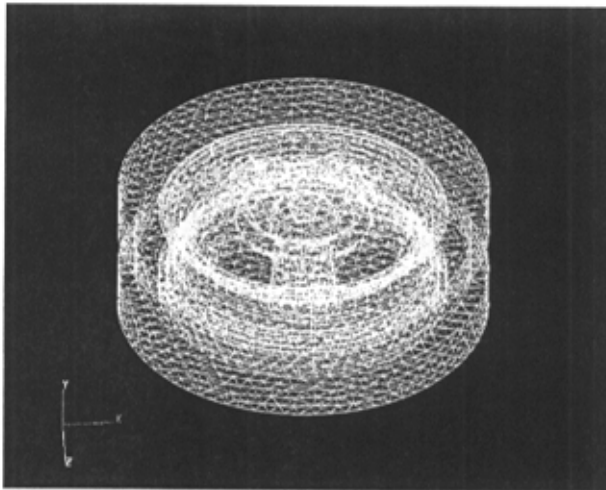


图 5-13 轮毂实体的网格划分

Fig.5-13 Meshing for wheel model

从图 5-15 也可以看出, 在充型结束后, 轮毂整个凝固过程也基本保持着自下而上的顺序凝固, 位于上部的冒口和浇口始终是温度最高的部位, 从而保证了浇冒系统具有了良好的补缩性能。

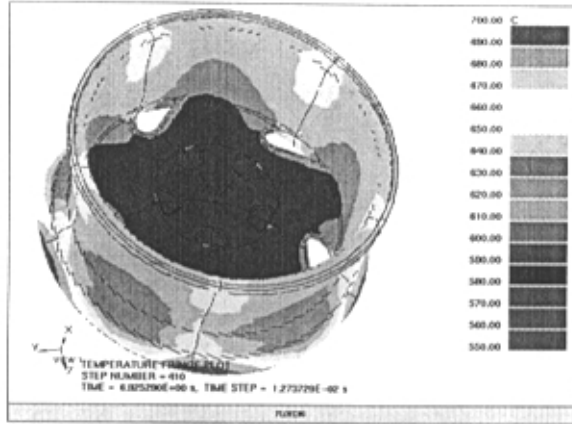


图 5-14 轮毂浇注时的充型过程及其温度变化

Fig.5-14 Filling procedure and temperature evolution during the pouring of wheels

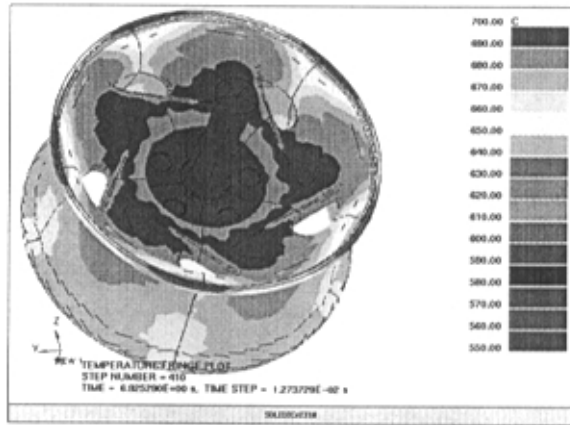


图 5-15 轮毂凝固过程的温度场变化

Fig.5-15 Temperature field evolution during wheels' solidification

§ 5.2.5 熔炼与精炼工艺

1、涂料配置与使用工艺

A 涂料是一种由保温材料制成的金属模具镁合金专用涂料, 具有极好的保温性能, 其涂层就想一条蓄热的毛毯, 能有效的防止铸件产生缩孔和冷隔等缺陷。稳定生产过程中, 该涂料可以连续使用 3 天。

A 涂料在使用前需用水稀释, 一般稀释比为 1: 2~5, 对于浇口和冒口等需要保温作用的部分稀释比可为 1: 1。模具涂布前须经彻底喷砂处理, 达到提高

涂层附着力的效果。涂布前，模具预热至 170℃ 左右，采用喷枪喷涂，模具涂层平均厚度 0.1 毫米。

2、熔炼工艺

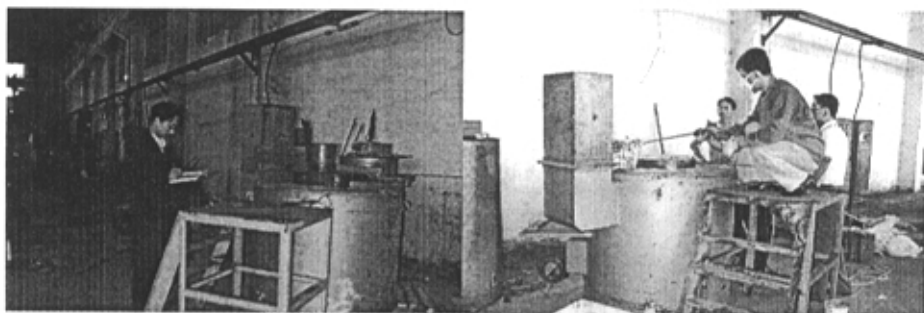
准备:

- a) 检查: 检查熔炼和浇注设备, 保证设备完好运行, 重点检查坩埚和保护气体。
- b) 配料: 根据需要配置熔炼所需要的原材料和中间合金。
- c) 工具: 工具和中间包表面喷涂 (如有残留的涂料层, 应先进行喷砂以彻底清除) 后在 200 - 300℃ 温度下烘烤 3 小时以上, 保证将表面的水汽烘干。
- d) 模具: 将模具加热到 150 - 175℃ 之间, 用喷枪进行表面喷涂 (浇口和冒口出应加厚后者提高涂料浓度), 然后在 400℃ 烘箱中烘干 4 小时。(具体操作根据实际情况修改)
- e) 坩埚: 预热坩埚至暗红色, 并进行表面喷涂, 然后急需预热烘干。
- f) 预热: 将镁合金锭和中间合金在 150℃ 下烘干 2 小时。

熔化及精炼

- a) 将预热好的镁合金锭加入到坩埚中, 升温熔化;
- b) 30 分钟后, 打开保护气氛, 对坩埚中的合金进行保护, 此时流量可以较小;
- c) 镁合金开始熔化后, 加大保护气氛的流量以确保保护的效果;
- d) 将中间合金加入到镁合金熔体中, 5 分钟后充分搅拌熔体以保证中间合金混合均匀;
- e) 继续加热镁合金熔体至 750℃, 用勺子搅拌 1 分钟;
- f) 关闭电源, 静置熔体约 30 分钟;
- g) 将熔体温度控制在 700℃, 用勺子捞去表面浮渣, 浇注性能试样;
- h) 分别打开中间浇包和模具的保护气氛开关, 充填保护气氛;
- i) 开始浇注轮毂;

图 5-16 显示了镁合金熔炼与净化操作过程。



(a) 熔化

(b) 净化

图 5-16 熔炼与净化

Fig.5-16 Smelting and Cleaning of magnesium alloys

§ 5.2.6 铸造工艺试验

前后共进行了五炉工艺试验，每炉又分别试验多种浇注参数，具体如各表。

表 5-2 第一炉:

序号	浇注温度 (°C)	模温 (°C)	保压时间 (s)	浇注速度 (s/模)	虑网 (只)	风冷方式	备注
1	720	外模:350 内上模:440 内下模:420	390	30	2	内:90-390 外:120-390	烧、补
2	725		390	20	2	内:90-390 外:120-390	烧、补
3	720		390	20	0	内:90-390 外:120-390	
4	720		320	20	0	外:90-320	
5	725		280	20	0	外:90-320	补
6	727		300	20	0	不吹	
7	722		300	20	0	不吹	
8	715		300	20	0	不吹	
10	710		300	20	1	不吹	
11	714		300	20	1	不吹	

注: (1) 上午: 8、10、11 模工艺稳定, 浇注平稳、不燃烧、成型良好。

(2) 11 模浇注完后模温: 底部外圈: 306°C, 外模内: 322°C, 顶部: 366°C

表 5-3 第二炉:

序号	浇注温度 (°C)	模温 (°C)	保压时间 (s)	浇注速度 (s/模)	虑网 (只)	风冷方式	备注
12	709	底部外: 290 外模内: 340 内模顶: 410	285	19	1	无	
13	712		285	20	1	无	
14	710		285	19	1	无	
15	702		285	21	1	无	
16	702		285	20	1	无	补涂料
17	697		285	19	1	无	
18	698		220	30	2	无	冷隔
19	702		220	22	1	无	
20	703		280	23	1	无	
21	703		280	20	1	无	
22	695		280	21	1	无	

注: 成型均较稳定, 但是两个虑网时堵塞, 因此只好加一个虑网(浇口上部)。

表 5-4 第三炉

序号	浇注温度 (°C)	模温 (°C)	保压时间 (s)	浇注速度 (s/模)	虑网 (只)	风冷方式	备注
1	715	外模:340	250	30	1	内:50-250	不足
2	712	内上	230	17	2	内:50-230	不足
3	711	模:4350	200	18	1	内:50-20	足
4	711	内下模:413	220	19	1	内:50-22	冷隔

5	709		220	17	1	内:50-220	冷隔
6	707		200	16	1	内:50-200	不足
7	706		200	18	1	内:50-200	好
8	704		200	17	1	内:50-200	好
10	701		200	20	1	内:50-200	好
11	698		200	21	1	内:50-200	好

注：本炉出现问题，由于原材料中各种夹杂较多，并且在熔炼过程精炼不彻底，导致熔体含渣量高，因此过滤网容易被渣堵塞，而且流动充型能力也差，最终只在浇口上部采用一个过滤网。

表 5-5 第四炉

序号	浇注温度 (°C)	模温 (°C)	保压时间(s)	浇注速度 (s/模)	虑网 (只)	风冷方式	备注
11	710	外模:350 内上模:440 内下模:420	200	17	2	内:50-200	好
12	713		200	18	2	内:50-200	好
13	710		200	17	2	内:50-200	好
14	708		200	19	2	内:50-200	好
15	702		200	20	2	内:50-200	好
16	705		200	18	2	内:50-200	好
17	705		200	18	2	内:50-200	好
18	720		200	17	2	内:50-200	好
19	730		200	17	2	内:50-200	好
20	730		200	17	2	内:50-200	好

注：本次熔炼采用占熔体重量 2%左右的精炼剂进行了充分的精炼，熔体流动充型能力良好，在浇口上下部分各放置一个过滤网，仍旧能够在 17-20 秒之内浇足。

表 5-6 第五炉

序号	浇注温度 (°C)	模温 (°C)	保压时间(s)	浇注速度 (s/模)	虑网 (只)	风冷方式	备注
21	699	外模:350 内上模:440 内下模:420	200	17	2	内:50-200	好
22	700		200	18	2	内:50-200	好
23	702		200	17	2	内:50-200	好
24	704		250	19	2	内:60-250	好
25	704		200	20	2	内:55-200	好
26	707		200	18	2	内:145-200	好
27	710		130	18	2	内:53-130	好
28	708		260	17	2	未开	好
29	704		250	17	2	未开	好
30	700		200	17	2	未开	好
31	697		200	19	2	未开	可
32	697		250	21	2	未开	可

图 5-17 显示了轮毂铸造成型的四个主要工序。

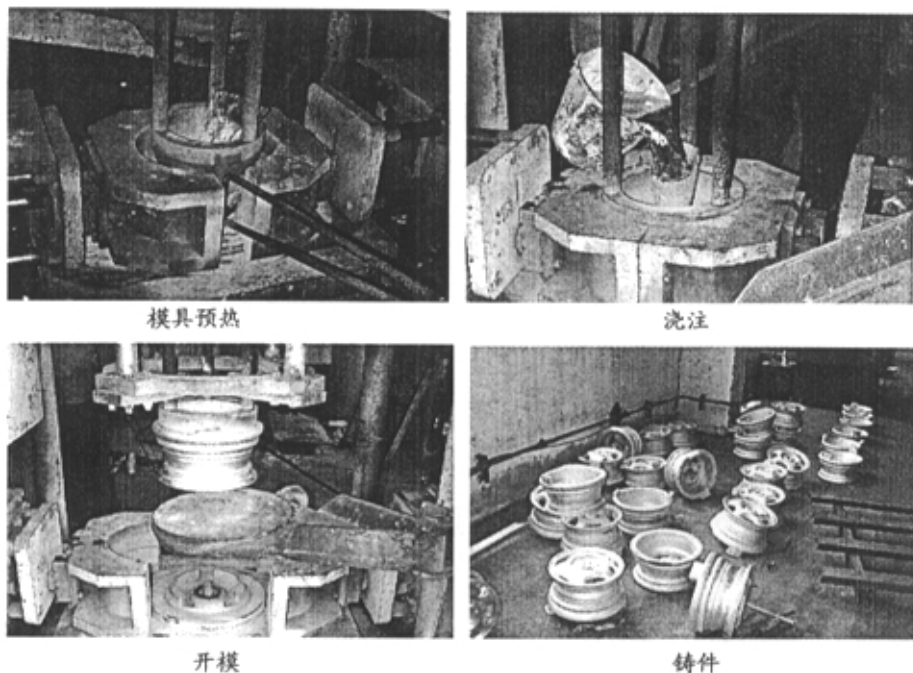


图 5-17 轮毂铸造过程

Fig.5-17 Casting procedure of magnesium alloy wheels

§ 5.3 镁合金轮毂后处理

§ 5.3.1 热处理

通过热处理可以是镁合金强度和韧性进一步提高，根据镁合金材料研究结论，本项目分别进行固溶处理（T4）和固溶+时效处理（T6）来考察轮毂的力学性能。所有铸造完好的镁合金轮毂分成两批，分别采用如下两种热处理工艺进行处理。

固溶处理：图 5-18 给出了镁合金轮毂所采用的固溶处理工艺曲线。

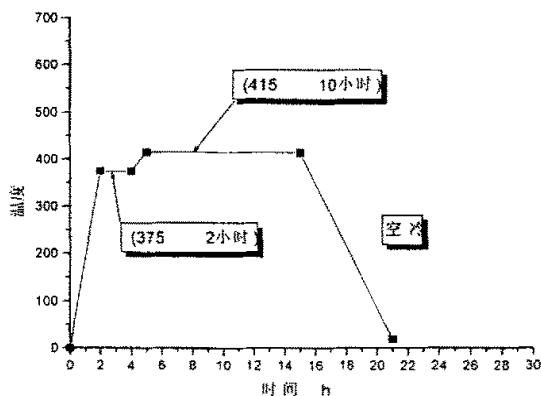


图 5-18 镁合金轮毂固溶处理工艺曲线

时效处理：图 5-19 给出了镁合金轮毂所采用的时效处理工艺曲线。

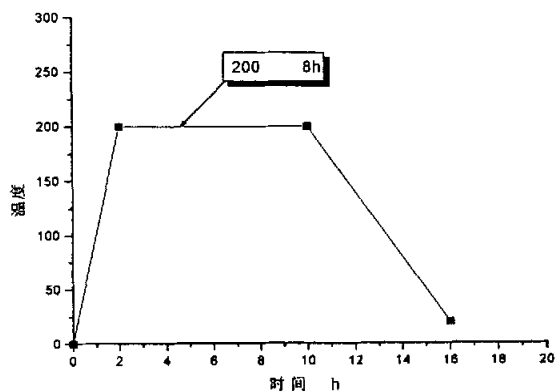


图 5-19 镁合金轮毂时效处理工艺曲线

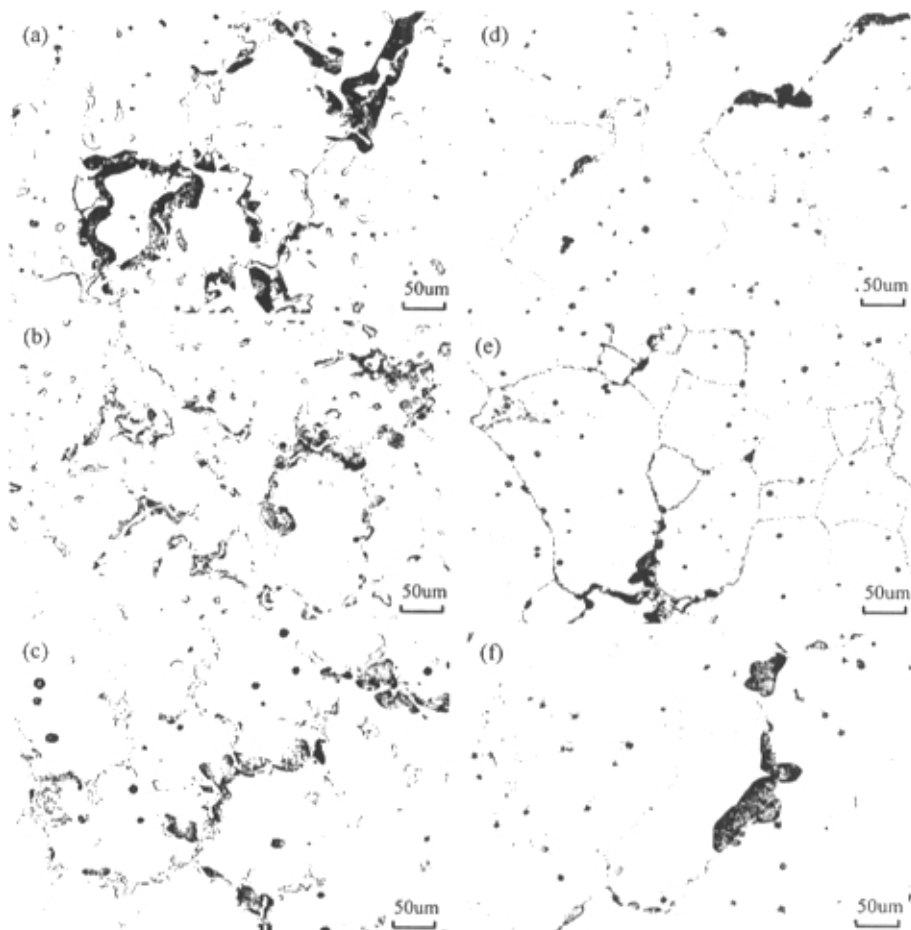


图 5-20 镁合金轮毂实体不同部位铸态与固溶处理 (415℃, 10hr) 金相组织比较

- (a) 轮圈处, 铸态 (b) 轮辐处, 铸态 (c) 轮轴厚大处, 铸态
 (d) 轮圈处, 固溶态 (e) 轮辐处, 固溶态 (f) 轮轴厚大处, 固溶态

热处理操作注意事项:

- 1、炉膛工作区温度控制在 $\pm 5^{\circ}\text{C}$ 以内,炉内采用中速鼓风散热。
- 2、固溶处理时采用气氛保护,可用黄铁矿(FeS_2),每立方米1-2公斤。
- 3、加热速度不宜过快,避免过烧。

热处理组织与性能

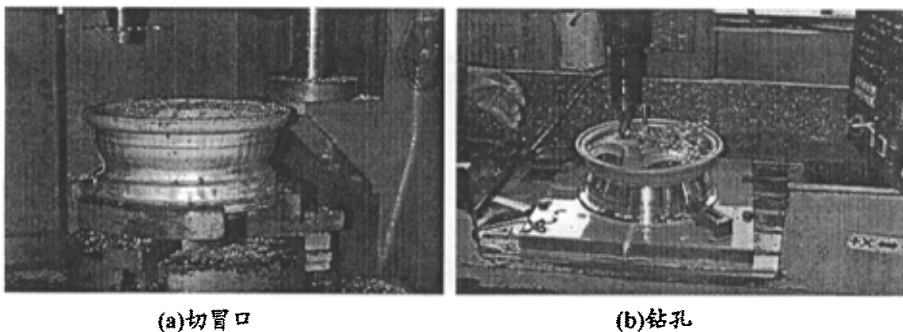
对热处理后的镁合金轮毂进行剖切,选取轮毂上不同壁厚部位进行金相观察其处理后的显微组织。图 5-20 显示了铸态轮毂与固溶态轮毂不同部位组织的比较。

由图 5-20 可以看出,经过 10 个小时的固溶处理,轮毂不同部位的 γ 相固溶程度所有不同,对于比较薄的轮圈部位, γ 相已基本溶解,而对于比较厚的轮幅和轮轴,则还有一定的 γ 相未溶入基体相内,这说明还应适当处长轮毂固溶处理的时间,这样可以使轮毂的强度和塑性均可以进一步提高。

轮毂的性能测试主要包括气密性检测、落锤冲击性能、轮圈弯曲力矩疲劳性能以及轮圈径向疲劳性能等四项测试,具体数据见 § 5.4 节。

§ 5.3.2. 机加工

完成热处理后的轮毂则进行机加工,如图 5-21。机加工后轮毂经过必要的清洗程序后就可以进行表面处理了。



(a)切冒口

(b)钻孔

图 5-21 轮毂机加工

Fig.5-21 Machining of the wheels

§ 5.3.3 表面处理

完成热处理和机加工的轮毂,进行了两种表面处理工艺的摸索——化学镀镍磷和阳极氧化。其中,化学镀涂层具体金属光泽,外表美观,而阳极氧化涂层具有耐蚀性和耐磨性好的特点,但目前还无法做到金属光泽。在此,主要分析阳极氧化涂层的组织与性能以及镁合金轮毂的阳极氧化处理结果。

1. 涂层成份分析

图 5-22 是镁合金阳极氧化涂层的表面和断面结构的形貌图。根据对图 5-22 涂层中的两个典型部位,即先形成的涂层和后形成的涂层,进行成份分析后,结果如图 5-23 和表 5-7 及 5-8 所示,结果表明,所形成的阳极氧化涂层的主要成份为 MgO (78.90%), 其次是 Al_2O_3 (16.35%), 此外还含有少量 ZnO (0.77%),

K_2O (0.23%)及其它成份。尽管所用的电解液中含有硅酸盐,但是所形成的氧化涂层中并未探测到 Si 元素,这说明 Si 元素或许太少或者没有,即涂层中几乎不存在 Si 的氧化物。由此可见,在本研究项目中,所制备的镁合金阳极氧化涂层的成份主要取决于基体合金的成份合溶液配方。

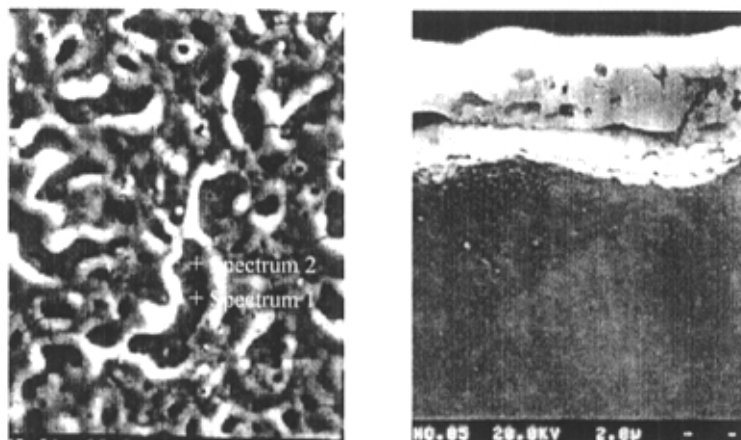


图 5-22 电子探针能谱分析位置(左)及涂层横截面(右)

Fig.5-22 Positions of EPMA(left) and the cross-section of the coating

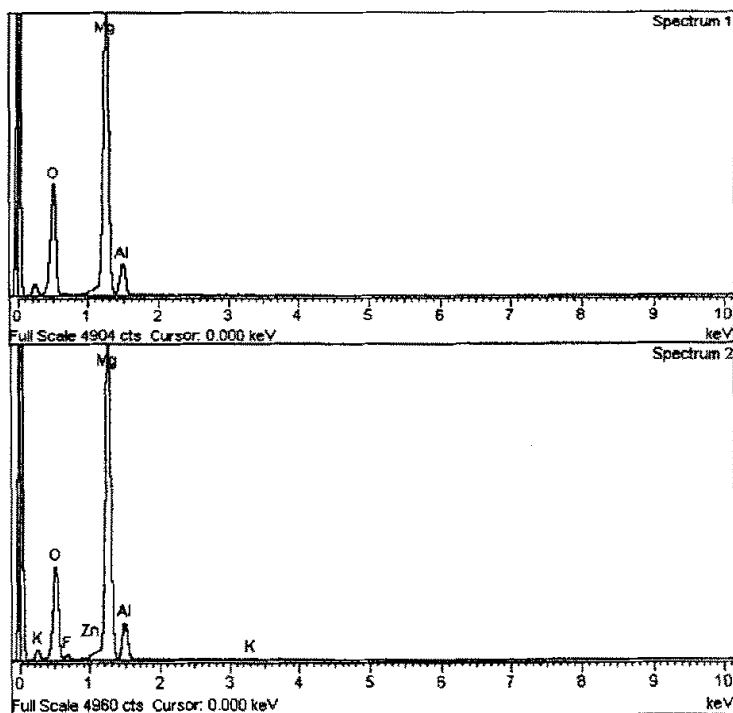


图 5-23 涂层成份的电子探针能谱分析结果 (EPMA)

Fig.5-23 Spectrum of EPMA analysis for the coating

表 5-7 位置 1 处涂层成份的电子探针能谱分析 (EPMA) 结果

Table 5-7 EPMA Results for the composition of the anodization coatings on Position 1

元素	表观浓度	校正强度	重量%	重量% 标准偏差	原子%	化合物%	分子式	离子数
Mg K α	34.12	1.0462	49.83	0.33	41.39	82.62	MgO	6.40
Al K α	3.59	0.5969	9.20	0.25	6.89	17.38	Al ₂ O ₃	1.07
O			40.97	0.33	51.72			8.00
总量			100.00					
阳离子总数								7.47

表 5-8 位置 2 处涂层成份的电子探针能谱分析 (EPMA) 结果

Table 5-7 EPMA Results for the composition of the anodization coatings on Position 1

元素	表观浓度	校正强度	重量%	重量% 标准偏差	原子%	化合物%	分子式	离子数
F K α	0.90	0.3335	3.74	0.43	3.99	0.00		0.60
Mg K α	34.59	1.0094	47.59	0.40	39.62	78.90	MgO	5.91
Al K α	3.74	0.5996	8.66	0.23	6.49	16.35	Al ₂ O ₃	0.97
K K α	0.14	1.0131	0.19	0.08	0.10	0.23	K ₂ O	0.02
Zn K α	0.35	0.7929	0.62	0.26	0.19	0.77	ZnO	0.03
O			39.20	0.38	49.61			7.40
总量			100.00					
阳离子总数								6.93

镁合金阳极氧化膜尽管多孔,但并非简单类似于铝合金阳极氧化工艺。镁合金阳极氧化膜的孔隙是由于物理原因产生的,这与涂层的断裂和随后的氧化行为、而不是化学行为有关。因此,孔隙不仅大而且无规则。在铝合金阳极氧化涂层中产生的孔隙是由于阳极氧化膜在电解液中部分溶解而形成的规则的六角形孔洞。这些孔隙是有规则的,直径大约 0.1 μ m(4 μ -in)

2. 盐雾试验与涂层性能

在本项目研究中,所制备的镁合金阳极氧化涂层性能指标如下:

最大涂层厚度可达: 20 μ m;

未密封涂层中性盐雾试验: > 200 hr.

涂层硬度 (HV) : >900HV

3. 阳极氧化和化学镀镍磷的镁合金轮毂

图 5-24 显示了经过表面处理后的各种状态的镁合金轮毂。

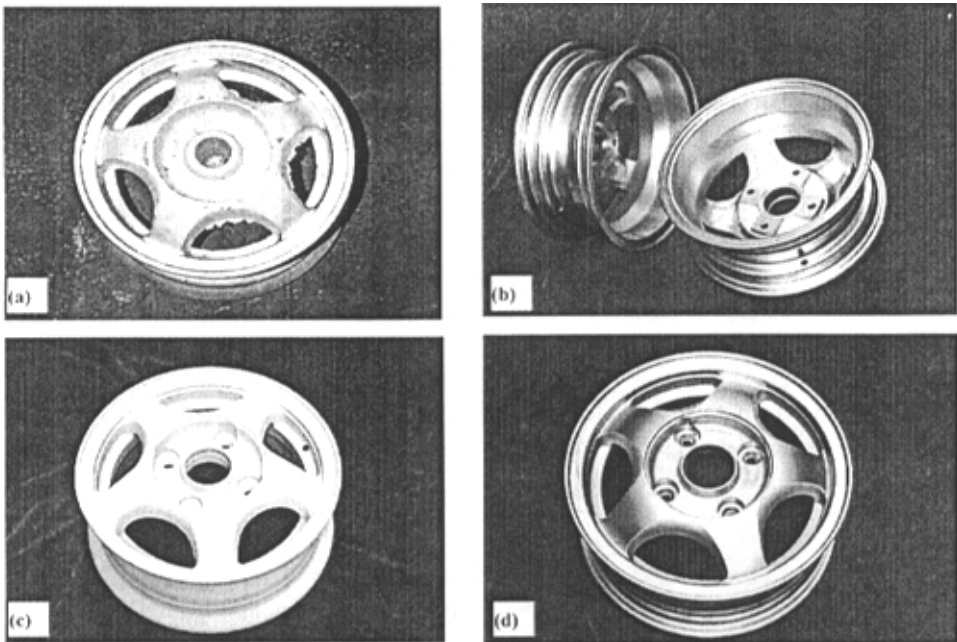


图 5-24 不同表面状态的镁合金轮毂实体

(a) 铸态毛坯 (b) 机加工状态 (c) 表面阳极氧化处理 (d) 表面镀镍磷处理

Fig. 5-24 Magnesium alloy wheels of several surface status

(a) roughcast (b) machining surface (c) anodizing surface (d) plating surface

§ 5.4 镁合金轮毂整体性能测试

经过热处理和机加工的轮毂样品进行了台架性能试验，测试项目主要包括气密性试验、轮圈冲击试验、轮毂径向疲劳试验以及轮圈弯曲疲劳试验，测试过程如图 5-25 所示。整个测试由上海金合利铝轮毂制造有限公司测试中心完成。

气密性试验是其它试验如冲击试验和径向疲劳试验的基础，只有通过气密性试验的轮毂才能保证装胎后不发生漏气，从而进行台架试验。测试表明，本项目试制的镁合金轮毂 70%通过了气密性，对于初步工艺试验的结果，这个合格还是比较高的。

冲击试验、轮毂径向疲劳试验以及轮圈弯曲疲劳试验均按日本轻合金轮圈试验协会 (VIA) 的规范进行，具体如下：

(1) 冲击试验：

落锤重量：320kgf；
 试验胎压：2.0kgf/cm²；
 试验高度：230mm；
 冲击角度：13°；
 试验轮胎：145/70R12；

(2) 轮圈弯曲疲劳试验：

弯曲力矩：811 N.m；

试验回转圈数: 10 万转;

转速: 985 RPM

螺丝扭力: 90.0 lb.ft;

(3) 轮毂径向疲劳试验:

径向负载: 2000kgf;

试验圈数: 50 万转;

试验速度: 40~60 km/hr;

以上三种试验的检测结果分别为:

(1) 冲击试验: 可接受, 顶部有微裂纹, 但不泄气;

(2) 弯曲疲劳: 经探伤, 无异状, 结果良好;

(3) 径向疲劳: 经探伤, 无异状, 可接受;

显然, 镁合金轮毂样品通过了标准的轮圈台架试验要求, 测试结果表明, 镁合金轮毂完全能达到轮毂的实际使用要求。

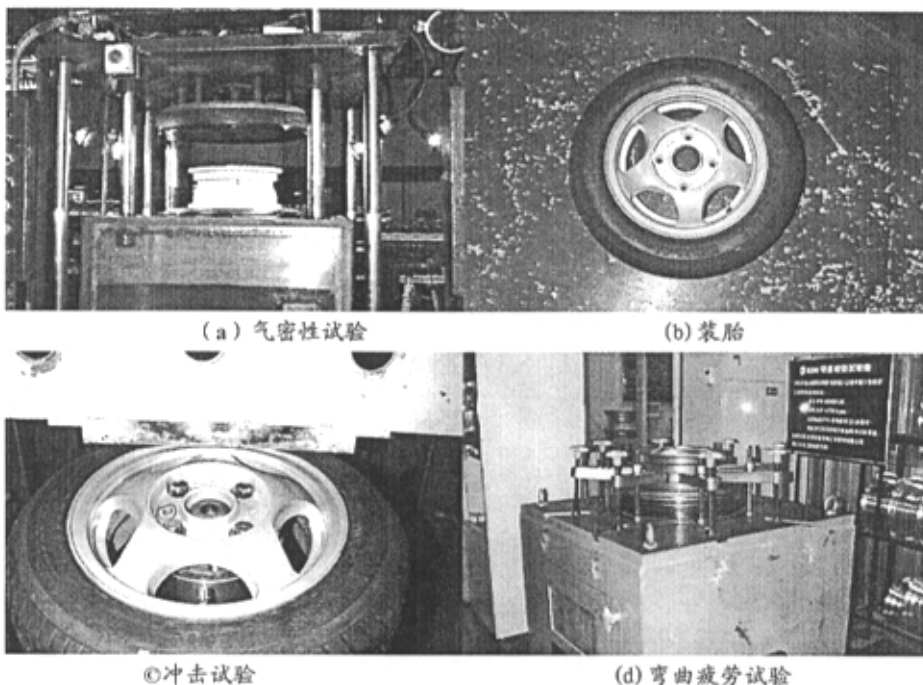


图 5-25 镁合金轮毂整体性能测试

Fig.5-25 Tests for the whole performance of magnesium alloy wheels

第六章 结论

本文在 AM60B 和 AZ91D 合金的基础上,研究了富 Ce 混合稀土以及不同的热处理规范对 AM60 和 AZ91 合金组织和性能的影响,并在合金研究的基础上进行了镁合金轮毂力学分析、轮毂样品试制及其制备工艺的研究工作,得到了如下主要结论:

(一) 合金研究方面

1. AM60B 和 AZ91D 合金加入 RE 元素后,其它组织发生了明显改变: RE 优先与 Al 结合,生成杆状的 $Al_{11}RE_3$ 相,减少了合金中与 Mg 化合生成的 $\gamma-Mg_{17}Al_1$ 相;由于 AZ91 合金中 Zn 的含量远小于 Al 含量的 1/3,所以没有 Mg-Al-Zn 三元相形成;同时,在热处理状态下,合金中还形成颗粒状三元相 $Al_{10}RE_2Mn_7$ 相。
2. RE 在一定范围内 ($\leq 1.6\%$) 对 AM60 及 AZ91D 合金的力学性能有较大的提高,包括拉伸强度、屈服强度以及伸长率:其中 S4 合金在铸态或 T4 态下的 σ_b 达到 221.5Mpa, $\sigma_{0.2}$ 可达 85Mpa,延伸率 δ 为 10~13%,HB 硬度超过 70;SS2 合金在 T6 态下的 σ_b 达到 241.5Mpa, $\sigma_{0.2}$ 可达 130Mpa,延伸率 δ 为 6%左右,HB 硬度超过 75;
3. 镁合金的断裂总体上属于脆性断裂,从断口来看,其具有典型的准解理特征。AM60 合金的塑性较高,所以其有一定的韧性断裂特征,呈带有一定韧窝的准解理断裂方式。AZ91 合金铸态时的断口形貌沿晶断裂特征比较明显;热处理后,解理小刻面和面上的河流花样增多,准解理断裂特征更明显,塑性提高。
4. 从综合强化效果来看,AM60B 以添加 1.6% RE 为宜,而 AZ91D 合金仅需加 0.4% RE 即可达到最佳的综合强化效果。

(二) 镁合金轮毂开发方面

1. 针对轮毂两种主要危险工况—轿车制动和轿车转弯,采用有限元方法进行了静力学分析,分析结果表明,可以认为镁合金制轮毂是达到静力强度要求的。由于轮毂属于汽车中的安全部件,还须进行相应的实验以检验产品是否达到服役要求,对其疲劳强度的校核需要制定相应的载荷谱。
2. 根据镁合金的熔炼和铸造工艺特点,自行开发出了镁合金专用熔炼气体保护装置和镁合金金属型模具专用涂料,为镁合金轮毂的铸造过程提供了保障;
3. 采用铸造凝固模拟软件 MEGMA,将铸造凝固模拟和充型过程模拟引入到镁合金轮毂铸造工艺和模具设计过程,优化工艺设计,大幅度降低了工艺与模具设计周期,并为镁轮毂铸造工艺试验提供了良好的借鉴;
4. 通过多次反复镁合金轮毂铸造工艺试验,确定了镁合金轮毂铸造工艺方案,获得了各项铸造工艺参数指标,得到了 50 余套完整的镁合金轮毂铸件;
5. 镁合金轮毂样品经过标准的轮圈台架试验测定了整体性能,测试结果表明,镁合金轮毂完全能达到轮毂的实际使用要求。

参考文献

1. 刘世友, 镁工业生产, 应用与发展, 上海有色金属, Vol.16, No.6(1995), 353 - 357.
2. J.Abthoff, W.Gelse and J.Lang, Proc.3rd International Magnesium Conference, 10-11 April 1996, Institute of Materials, London, 1997, p193
3. 《轻金属材料加工手册》编写组, 《轻金属材料加工手册》(上册), 北京, 冶金工业出版社, 1979
4. 汪之清, 国外镁合金压铸技术的发展, 铸造, 1997, (8), 48 - 50
5. F.H.Froes, D.Eliezer, E.Aghion. The science, Technology and Applications of Magnesium. Light Metals, 1998, 9: 30 - 34
6. I.J.Polmear, Edward Arnold 著, 陈昌麒, 邹愉译, 轻合金. 国防工业出版社, 1985
7. M.Ö.Pekgü lery ü z, M.M.Adedesian. Magnesium Alloying, some potentials for alloy development. 轻金属, 1992 (42), 12: 679 - 685
8. Inst.of Metals, Annotated Equilibrium Diagram, 1946, No.5
9. Anderko,K.P., Trans.ASM, 1957,49, p778
10. Geroge,P.F., Trans.ASM, 1949,57, p133
11. Ball,C.J.P., etc., J.of Metals, 1953,5,No7, p924
12. Schaum,J.H.,J.of Research of the Nat.Bur.of Standard,1952,49, p155
13. A. luo, M. O. PEKGULERYUZ, Journal of Materials Science, 1994,29,p5295 - 5271
14. R. Ninomiya, T.Ojiro, K. Kubota, Acta metallegic, 1995,43, p669 - 674
15. 袁广银 孙扬善 张为民, 铸造, 1995, 5, p5 - 7
16. 尹守义, 世界金属, 1994, 7, p9 - 11
17. Thomas J. Ruden,Darryl, L.Albright, Advanced materials and processes, 1994,6, p28 - 32
18. A.Sanschagrín, R.Tremblay, R.Angers, D.Dube. Material Science and Engineering A. 1996, 220, p69 - 77
19. R.K.Singh, R.S.Mishra. Scr. Metall, 1990, 24, p451
20. 吕宜振, 翟春泉, 王渠东等, 压铸镁合金的应用现状及发展趋势, 铸造, 1998, (12): 50 - 53
21. Brown R., Magnesium Automotive Meeting, Light Metal Age, 1992, 50(5,6), 18-20
22. Magers D., Global Review of Magnesium Parts in Automobiles, Light Metal Age, 1997, 55(7,8), 60-62
23. Brown R., International Magnesium Association 54th Annual World Conference, Light Metal Age, 1997, 55(7,8): 72-75
24. Brown R., 49th Annual Magnesium Conference, Light Metal Age, 1992, 50(5,6), 21-24
25. Brown R., Magnesium at NADCA Congress and Exposition, Light Metal Age, 1998, 56(3,4), 36-37
26. 官治一幸. 铸物, 1995, 67 (12), 924

27. 吕宜振、尉胤红、曾小勤、丁文江, 镁合金铸造成形技术的发展, 铸造 2000 (7)
28. 铝镁铜在家用汽车上的应用在增长, 有色与稀有金属国外动态, 1996, (7), 17
29. 陈力禾等, 镁合金及其在汽车工业中的应用, 铸造, 1999, 10, 49-50
30. 祝立祥, 我国的镁工业与市场分析, 世界有色金属, 1996, (1): 12-16
31. 袁广银, 铋和锑对镁铝基合金显微组织和力学性能的影响, 南京: 东南大学博士论文[D], 2000.
32. Pettersen G, Wsetengen H, Hoier R, *et al.* Microstructure of Pressure Die Cast Magnesium-4Wt% Aluminum Alloy Modified with Rare Earth Additions. *Material Science and Engineering*, 1996(A207): 115 ~ 120
33. L. Y. Wei, G. L. Dunlop, and H. Westengen. Development of microstructure in cast Mg-Al-rare earth alloys. *Materials Science and Technology*, September 1996 Vol. 12
34. 吕宜振, Mg-Al-Zn 合金组织、性能、变形和断裂行为研究, 上海: 上海交通大学博士学位论文[D], 2001.
35. A. A. Nayed-Hashemi, J. B. Clark. The Ce-Mg (Cerium-Magnesium) System. *Bulletin of Alloy Phase Diagrams*, Vol. 9, No. 2, 1988: 162 ~ 171
36. P.Humble, *Materials Forum*, 1997, 21: 45-56
37. J.B.Clark, *Acta Metall.*, Vol.16, 1968: 141-152
38. D.Duly, J.P.Simon and Y.Brechet, *Acta Metall. Mater.* Vol.43. No.1(1995): 101-106
39. A.F.Crawley and K.S.Milliken, *Acta Metallurgica*, 1974. Vol.22: 557-562
40. Joint Committee on Powder Diffraction Standards, *Powder Diffraction File*, ASTM, Philadelphia, PA. 1991, Card 1-1128
41. 张永忠等, 压铸镁合金及其在汽车工业中的应用, 特种铸造及有色合金 1999,(3)
42. 刘绍禄, 我国镁工业的发展趋势, 世界有色金属, 1996, (4): 11-16
43. 侯广亮、; 李志忠、朱正群等, 铸造镁和镁合金无熔剂熔炼新工艺研究, 轻金属, 1983, p38-41
44. 热处理手册 (第二版 第一卷 工艺基础): 482-487
45. 美国金属学会镁合金热处理委员会, 镁合金的热处理, 金属手册 (第九版 第四卷 热处理): 684-692
46. 汽车理论与计算, 交通部西安汽车机械学校 译, 人民交通出版社, 1958.
47. 汽车理论, 吉林工业大学汽车教研室, 中国工业出版社, 1961.
48. 汽车构造 下册 吉林工业大学汽车工程系, 人民交通出版社, 1976.
49. 汽车结构抗疲劳设计, 郇明等著, 中国科学技术出版社, 1992.

致 谢

本文是在丁文江教授悉心指导下完成的，导师渊博的知识、严谨的学风、精益求精的治学态度、把握学术前沿的科学家气质、开放式的思维使我受益非浅。导师不仅在科研工作方面严格要求，同时，在生活等方面也给予我无微不至的关怀，在此谨向他们致以崇高的敬意和衷心的感谢。

在此我尤其要感谢曾小勤副教授，在整个实验过程中他给予了大力的支持和不断的指导。同时在我在站期间，得到了翟春泉教授、王渠东副教授、袁广银副教授、朱燕萍老师、和硕士生曹幸同学的许多帮助，向他们表示深深的谢意。

向所有曾在学习、生活和工作中给予我关怀、支持和帮助的老师、同学和朋友们，表示诚挚的谢意。

本文同时得到了中国博士后科学基金，在此表示感谢。

除此之外，我还要感谢我的家人在生活上和精神上的不断支持。

博士后在站期间发表的论文

1. 彭立明,毛协民,自生复合 Cu-Cr 合金的定向凝固特性研究,稀有金属材料与工程,2000, 29(5): 307~310(SCI 收录: 370QR)。
2. Peng Li-ming, Mao Xie-min et al, Simulation and Control Model for Interactions among the Process Parameters of Directional Solidification Continuous Casting. Trans. of Non-ferrous Metal Society of China. 2000, vol. 10, no. 4: 449~452. (EI 1789944, SCI: 343GQ)
3. 彭立明,毛协民,凝固工艺对自生复合 Cu-Cr 合金电车线综合性能的影响,功能材料, 2001, vol. 32, no. 2: 158~160(EI 1623643)。
4. 彭立明,毛协民,丁文江,基于数值模拟定向凝固连续铸造固液界面位置人工神经网络模型的研究,铸造,2001, vol.50, no.11: 683~686。
5. 彭立明,毛协民,丁文江,自生复合 Cu-Cr 合金综合性能的热稳定性,中国有色金属学报,2002, vol12., no.2 :309~314。
6. Peng Liming, Mao Xiemin, Xu Kuangdi and Ding Wenjiang, In-situ composite Cu-Cr contact cables with high strength and high conductivity, Rare Metals (English), 2002, vol.21, no.1: 62~66.
7. Peng Liming, Mao Xiemin, Xu Kuangdi and Ding Wenjiang, Property and thermal stability of in-situ composite Cu-Cr alloy contact cable, Journal of Materials Processing Technology (English) ,2002(已录用)。
8. 彭立明,曾小勤,曹幸等,固溶处理对含稀土 AM60B 及 AZ91D 镁合金组织的影响,周鸿章主编,首届中国国际轻金属冶炼加工与装备会议文集(Proceedings of the First China International Light Metal Metallurgy, Processing and Equipment Congress),上海,2002年4月:239~243。
9. 彭立明,曾小勤,曹幸等,固溶处理对 AM60B+xRE 及 AZ91D+xRE 镁合金组织与力学性能的影响,材料研究学报,2002,(已录用)
10. Peng Liming, Zeng Xiaoqin, Cao Xing et al, Effects of Heat-treatment Modes on Microstructure and Mechanical Properties of AZ91D and AM60B Magnesium Alloys with Rare Earth Addition, Proceedings of 2nd International Conference on "Platform Science and Technology for Advanced Magnesium Alloys" (PSTAM 2003), Osaka, Japan, Jan, 2003: (已录用)
11. 彭立明,曾小勤,丁文江等,新型镁合金开发研究与其应用,2002年中国材料研讨会,北京,2002年10月。(已录用)。

12. 曹幸, 彭立明, 曾小勤等, 稀土及固溶处理对 AM60 合金组织及力学性能的影响。机械工程材料, 2002 (已录用)

申请专利情况:

1. 彭立明, 曾小勤等, 镁合金专用水平连铸机, 申请号: 01105715.7, 公告号: CN 1317383A。
2. 吴国华, 彭立明, 曾小勤等, 镁合金熔炼炉, 申请号: 02136199.1。

承担自然科学基金项目情况:

1. 彭立明, 自然科学基金项目“含 S 气氛对镁熔体的阻燃性及其环境协调性研究”, 项目编号 50204008/资助领域 E0409。