

铸造耐热铝合金研究及应用现状与展望

李虎田¹, 宋 炜¹, 钟 鼓¹, 蒋会学¹, 路 通¹, 郑志凯¹, 周海涛², 王根全²

(1. 中铝材料应用研究院有限公司, 北京 102209; 2. 中国北方发动机研究所, 天津 300400)

摘要: 传统的铸造耐热铝合金在汽、柴油发动机热端部件已经得到广泛应用。随着发动机功率提升和燃油经济性提高, 对铸造铝合金的耐热性能和耐疲劳性能等提出了更高的要求。本文从回顾现在广泛使用的铸造耐热铝合金的强化相出发, 综述了耐热相设计原则及耐热构型设计以及共晶合金体系的最新进展, 最后结合一些最新发展的先进耐热铸造铝合金案例, 展望了未来耐热铸造铝合金的发展方向及开发技术。

关键词: 铸造铝合金; 耐热沉淀相; 元素界面偏聚; 热稳定性

随着社会的不断发展, 人类对能源、资源的消费量快速增长, 带来了结构材料轻量化的迫切需求和不断增长。作为人类活动必不可少的交通工具, 汽车、火车、飞机、轮船等的动力部对耐热零部件的轻量化需求日益迫切。随着动力部高功率密度及燃油经济性要求的提高, 对于制造热端部件的耐热铝合金的承温上限从传统的250 °C提高到300~400 °C以上。因此开发高温耐热铝合金成为铝合金研发的热点之一。另一方面, 这些动力部热端部件由于结构设计的复杂性, 成形工艺多需要铸造成形, 因此铸造耐热铝合金的开发成为一个重要的方面。对于耐热铸造铝合金而言, 抗氧化, 抗蠕变性能是对其主要的性能要求。传统的铸造耐热铝合金主要应用于燃油发动机的缸体、缸盖、活塞等热端部件, 其工作温度主要在250 °C以下^[1-3]。在轻量化要求更为迫切的航空航天领域(工作温度在300~400 °C以上), 传统耐热铝合金其强化相在250 °C以上快速粗化导致合金强度急剧下降, 难以满足服役要求, 只能使用比重更重的钛合金。因此, 亟需发展250~400 °C以上的耐热铸造铝合金来实现这一温度区间的以铝代钛, 以铝代钢。近10多年来, 随着多元微合金化策略提高铸造铝合金高温性能的研究的深化, 从核-壳结构耐热相的发现到在 θ 相界面形成复杂的多元元素偏聚的耐热相构型, 在深化理论认知的同时, 开发了Al-Cu-Mn-Zr, Al-Cu-Sc-Fe-Si等可用于350~400 °C的耐热合金。本文从传统Al-Si-Cu(Mg)、Al-Cu系耐热铸造铝合金出发, 重点讨论了耐热强化相构型方面的研究进展, 然后介绍了近年来新型铸造耐热铝合金体系开发所取得的成果, 最后展望了未来耐热铝合金的发展趋势。

作者简介:

李虎田(1969-), 男, 博士, 从事铝合金、铝基复合材料研发及轻合金熔铸等加工技术开发。E-mail: hutian_li@126.com

中图分类号: TG115.2

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977(2024)

07-0891-07

收稿日期:

2023-12-04 收到初稿,

2024-04-06 收到修订稿。

1 铸造耐热铝合金的研究与应用现状

1.1 基于传统耐热强化相的耐热铸造铝合金

传统的耐热铸造铝合金具有优异的铸造性能, 开发研究应用较早, 得到了广泛的应用和系统的研究, 如Al-Si系、Al-Cu系和Al-Si-Cu(Mg)系, 这方面的文献可以参考近年来的综述文章^[1-4]。

为了形成不同的耐热强化相, 铸造铝合金中的主要强化元素有Mg、Cu。Mg元素在 α -Al中的室温固溶度约为0.34%(质量分数, 下同), 极限固溶度约为14.9%, 在铸态形成共晶 Mg_2Si 相, 呈网络状分布于 α -Al相的晶界处, 经热处理后以细小颗粒状的亚稳相 β' 和 β 弥散分布于 α -Al相基体中, 有效提高了合金的室温强度。然

而， β' 和 β'' 相的热稳定温度仅185℃，超过此温度后会迅速粗化，严重降低合金的耐热性能，因此Al-Si-Mg系铸造耐热铝合金的工作温度一般低于185℃。Cu在 α -Al相中的室温固溶度约为0.2%，极限固溶度约为5.65%，经过固溶-时效热处理可以析出弥散的亚稳相 θ' 和 θ'' ，其热稳定温度可达225℃，有效提高合金的室温和高温强度。当同时添加Mg和Cu时，形成了当前应用最为广泛的Al-Si-Cu-Mg系铸造耐热铝合金，大多数汽车发动机的缸体和缸盖使用这类合金。此类合金热处理后除了形成亚稳相 θ' 和 θ'' 相、 β' 或 β'' 相以外，还可以形成 Q' （ $\text{Al}_5\text{Mg}_8\text{Si}_6\text{Cu}_2$ ）等复杂强化相，合金的耐热温度可达250℃。需要指出的是，在250℃及以上温度上述亚稳相会转变成 Al_2Cu 、 Mg_2Si 等稳定相，并发生显著粗化，失去与基体 α -Al相的共格关

系，强化效果的减弱使得铸造铝合金的高温强度急剧下降。以ZL205A、ZL207和ZL206为代表的Al-Cu系铸造铝合金，由于铸造工艺性能差，多应用于发动机中结构相对简单的部件。对于应用于发动机活塞的共晶型耐热铸造铝合金，主要是Al-Si-Cu-Ni-Mg系合金，如我国的ZL109合金和德国M142合金等。澳大利亚和我国学者利用同步辐射等先进3D表征手段，对其室温和高温性能进行了深入研究，并提出高温强化机制主要是由于在 α -Al晶界形成共晶Si与多相金属间化合物的网状结构，其中网状和半网状结构的 δ - $\text{Al}_{13}\text{CuNi}$ 对合金耐热性能的提高效果最为显著，其次是封闭状或半封闭状的 γ - $\text{Al}_7\text{Cu}_4\text{Ni}$ ，最后是板条状的 ε - Al_3Ni 。传统耐热铸造铝合金主要合金成分、性能特点及主要应用概况见表1。

表1 传统耐热铝合金材料成分、耐热温度及典型应用部件
Table 1 Traditional heat-resistant aluminum alloy material composition, heat-resistant temperature and typical application parts

合金	Al	Si	Cu	Mg	Fe	Mn	Ni	Ti	Zr	V	耐热温度/℃	应用部件
A356	余量	6.65	0.05	0.35	0.07	0.03	-	0.12	-	-	≤185	缸盖
AS7GU	余量	7.04	0.48	0.36	0.11	0.06	-	0.14	-	-	≤250	缸盖
ZL702A	余量	6.0~8.0	1.3~1.8	0.3~0.5	0.35	-	-	0.1~0.25	-	-	≤250	缸盖
W319	余量	7.43	3.33	0.22	0.38	0.24	-	0.12	-	-	≤250	缸体
351	余量	9.3	1.87	0.36	0.12	0.1	-	0.12	0.06	0.07	≤250	缸盖
ZL205A	余量	0.15	4.6~5.3	-	0.15	0.3~0.5	-	0.15~0.35	-	-	250~350	汽缸头
M142	余量	11~13	2.5~4	0.5~1.2	0.7	0.3	1.75~3	0.2	0.2	-	350	活塞

1.2 基于更高耐热性能（≥ 250℃）的强化沉淀相构型及耐热铸造铝合金开发

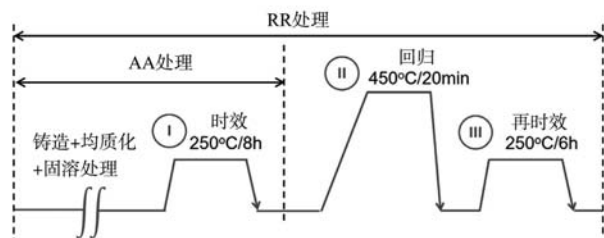
考虑到传统耐热铸造铝合金承温能力的局限性，通过微合金化元素添加形成高温强化析出相来提高耐热强度的研究也有一些，如添加Zr、Er、Sc、Mn、Mo、Cr、V等稀土元素或过渡族元素，可以形成 Al_3M （ $\text{M}=\text{Zr}, \text{Sc}, \text{Er}, \text{V}$ 等）沉淀相或 α -Al（Mn, Cr, Fe）Si弥散相^[5]。但是由于这些强化相的数密度（number density，单位体积内沉淀相的数量）有限，强化效果和耐热效果并不明显，因此迫切需要发现新的耐热强化相构型，或者发展新的合金体系来开发服役温度更高的耐热强化铸造铝合金。美国西北大学Seidman教授和Dunand教授团队等提出了铸造耐热铝合金形成耐热强化相的合金化元素应满足四个准则^[6]。（1）可以形成稳定的强化相；（2）在 α -Al基体中低的固溶度；（3）在 α -Al基体中低的扩散系数；（4）添加后对合金的铸造性能没有显著影响。其中满足（2）和（3）的元素可以在 α -Al基体中析出足够数量的弥散析出相，而且具有较高的抗粗化动力学，保证

耐热性能。满足以上条件的主要有两类元素即过渡族元素和稀土元素，包括Ti、Zr、Hf、Nb、V、Ta、Sc、Er等。借助于3DAP技术，他们在多元微合金化对于耐热强化相的构型认识方面取得了很大的突破^[7-8]。通过在铝基体中复合添加Sc、Zr、Er、Ti，热处理后形成核-壳结构的纳米沉淀相，Sc位于核心，向外层依次是Er、Zr等扩散系数较慢的元素，这样的核-壳结构既节省了昂贵的Sc元素的使用，同时提高了沉淀相的热稳定性，可达400℃以上^[7-9]。

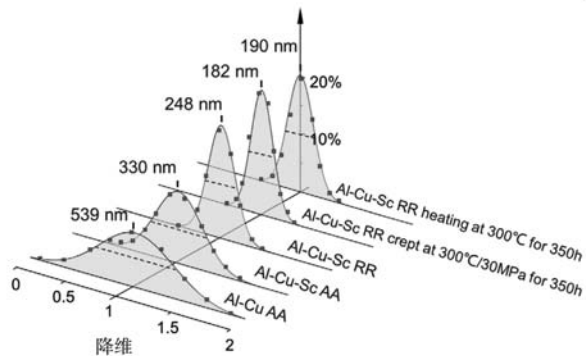
北京工业大学聂祚仁院士团队，率先提倡使用更为廉价并具有类似微合金化作用的Er以替代Sc，并率先研发了一系列以Er微合金化为特色的铝合金，为新型工业规模生产含Er高性能铝合金奠定基础^[10-11]。将Er添加到铸造Al-Si-Mg合金中促进 β'' 相的形核，使得 β'' 相具有更小的尺寸，最终合金具有更高的热稳定性。在铸造Al-Si-Cu合金中添加Er元素生成含Er相可提高合金高温强度及塑性^[11]。

由于Sc等微合金化元素在 α -Al基体中的固溶度有限，时效热处理后沉淀析出的 Al_3M （ $\text{M}=\text{Sc}, \text{Zr}$ ，

Er, Ti等)相数密度也是很低的,因此如何提高沉淀相热稳定性的同时,还能提高其数密度,才能大幅度提高材料的高温性能^[12]。西安交通大学孙军院士和刘刚教授团队在微合金化提高Al-Cu-Sc体系中耐热相的稳定性和析出相数密度方面以及高性能合金开发方面取得了很好的成效^[12-15]。受到7xxx系合金中回归再时效(retrogression and re-ageing, RRA)的启发,因而继续沿用了RRA这一命名(图1)^[15]。通过在Al-Cu合金中添加微量Sc和实施回归再时效热处理(RRA),在实现Al₃Sc沉淀析出强化的同时,通过调控Sc在 θ' -Al₂Cu相界面的偏聚,大幅提高 θ' -Al₂Cu相的数密度及热稳定性,实现了多元体系中的多重沉淀强化相的共稳定化(co-stabilization)^[12],为这一技术走向实际应用奠定了基础,定量比较表明实现了沉淀相的共稳定化(图2)^[12]。突破了困扰时效强化铝合金许久的无法适应250℃以上温度服役的瓶颈,并实现了300℃、30 MPa的严酷蠕变环境下 $<10^{-9}$ s⁻¹的极低蠕变速率与>600 h的蠕变寿命,高温力学性能甚至强于诸多前人报道的铝基复合材料。



(a) 回归再时效热处理 (RRA) 工艺示意图



(b) θ' -Al₂Cu沉淀相经过不同时效热处理制度以及300℃/30 MPa/350 h蠕变试验后的尺寸分布比较

图1 回归再时效热处理 (RRA) 工艺示意图和 θ' -Al₂Cu沉淀相经过不同时效热处理制度以及300℃/30 MPa/350 h蠕变试验后的尺寸分布比较

Fig. 1 Schematic showing the processing protocol and particle size distribution of θ' -Al₂Cu precipitates, comparing different heat treatments, as well as creep test versus heating at 300℃

RR350是英国罗罗公司开发的一种耐热铸造铝合金,该合金通过合金化设计解决了铸造工艺性问题,已应用于柴油发动机的缸盖和喷气发动机压缩机的外

壳^[16-18]。其基体为Al-Cu-Mn-Zr合金,简称为ACMZ合金。美国橡树岭实验室等近年就Mn和Zr元素微量添加对ACMZ合金中 θ' -Al₂Cu相热稳定性的影响进行了系统的研究^[19-21]。STEM-EELS和APT均证明了Mn和Zr在合金经过300℃热暴露200~5 000 h后共格/半共格 θ' 相界面处的偏聚现象。ACMZ合金经过300℃热暴露后 θ' 相界面元素偏析的APT表征结果参见图3^[19]。Mn和Zr元素偏聚于 θ' 相与基体的界面处,提高了 θ' 相的稳定性。具体来讲,Mn元素的浓度在界面处分布较为均匀,Zr元素主要偏聚于共格界面处,在共格/半共格交界处的浓度更高一些,而在半共格界面处浓度很低。而单独添加Mn或Zr元素的稳定化效果都要差。一种现象是,必须将Si的含量控制在0.1wt%以下。这是因为Si与Mn均占据 θ' 相界面处相近的位置,而300℃时Si在基体中的扩散系数比Mn高6个数量级。如果其含量超过0.1wt%,由于Si会更快在 θ' 相界面偏聚占位,导致Mn在 θ' 相界面的偏聚浓度下降,从而Mn对 θ' 相的稳定化作用会大幅下降。

综上,无论是通过添加Sc,还是Zr和Mn复合微合金化添加,都可以有效地扭转 θ' -Al₂Cu相在200℃以上快速粗化失稳的现象,并将Al-Cu这一经典模型合金系的服役温度提升至业界迫切需要的耐热铝合金的服役温度300~400℃区间。

在耐热铸造铝合金的实际应用方面,发动机热端部件如缸盖一直是先进材料的重要应用领域。Nemak对上述ACMZ系列合金进行了商业开发,并应用于AVL的Hyper200发动机缸盖,其升功率达到200 kW。其中AlCu₇MnZr合金的目标是应用于300℃或以上的承温环境^[22]。该合金商业名称为NemAlloy HT200,与Al-Si(Cu)耐热合金的屈服强度比较参见图4^[23]。由图4可见,200℃以上一直到300℃,由于采用了Zr、Mn复合微合金化,增强了 θ' -Al₂Cu相的热稳定性,该合金具有显著增强的屈服强度,在300℃时屈服强度可达125 MPa,而传统耐热铝合金如A319(AlSi₈Cu₃),AlSi₇Cu0.5Mg(T6空冷)等,由于 θ' -Al₂Cu相的粗化,失去与基体的共格关系,屈服强度均快速下降,300℃时低于50 MPa。

尽管合金化元素是微量添加,由于其在基体中较低的固溶度以及与主合金元素之间的相互作用,在关注形成耐热强化相特征(大小,数密度,抗粗化动力学等)的同时,也要关注添加元素在基体相、金属间化合物相与强化相中的分配^[14]。

对于铸造铝合金来说,微量元素添加后对于合金铸造过程中结晶相的形成以及铸造工艺性的影响也必须加以重视。Shi等研究了Zr、V和Ti微量添加对Al-Cu-Si合金的影响^[24]。由于这几个合金元素在凝固过程中不

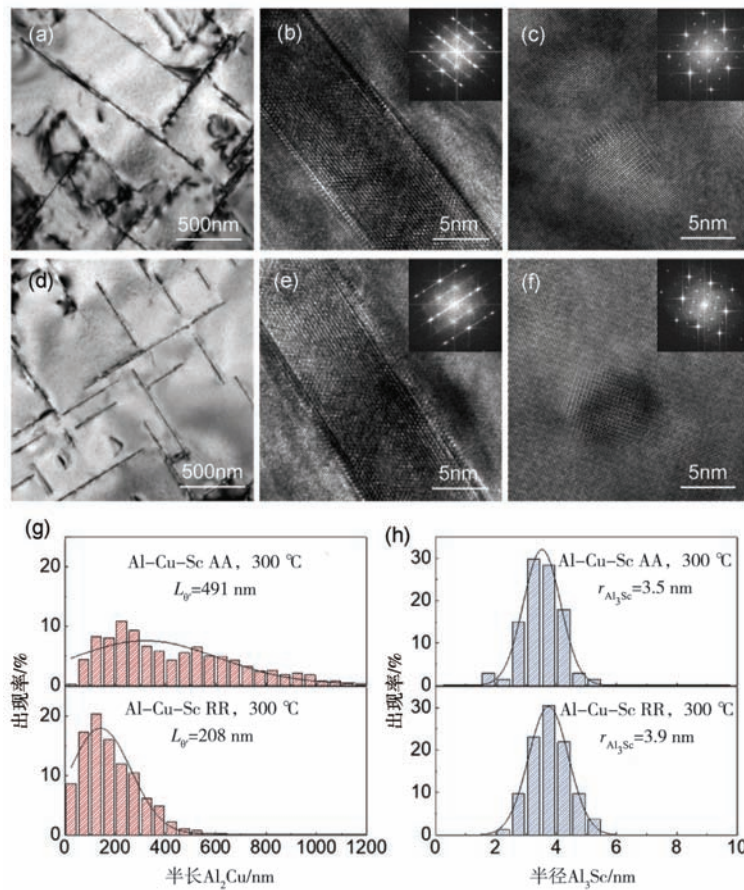


图2 Al-2.5 wt%Cu-0.3wt.%Sc合金经 (a-c) 普通热处理; (d-f) RRA热处理后再经过300 °C/50 MPa/35 h蠕变后的沉淀相比较 (TEM和HRTEM); (g) - (h) 沉淀相的尺寸分布

Fig. 2 Representative TEM and HRTEM images showing the precipitation of (a-c) AA-treated and before creep and the precipitation of (d-f) RR-treated and after creep of Al-2.5wt%Cu-0.3wt.%Sc alloys. The statistical size distribution of θ' -Al₂Cu precipitates and Sc-entities/Al₃Sc particles shown in (g) - (h), respectively. TEM, transmission electron microscopy; HRTEM, high-resolution TEM; APT, atom probe tomography

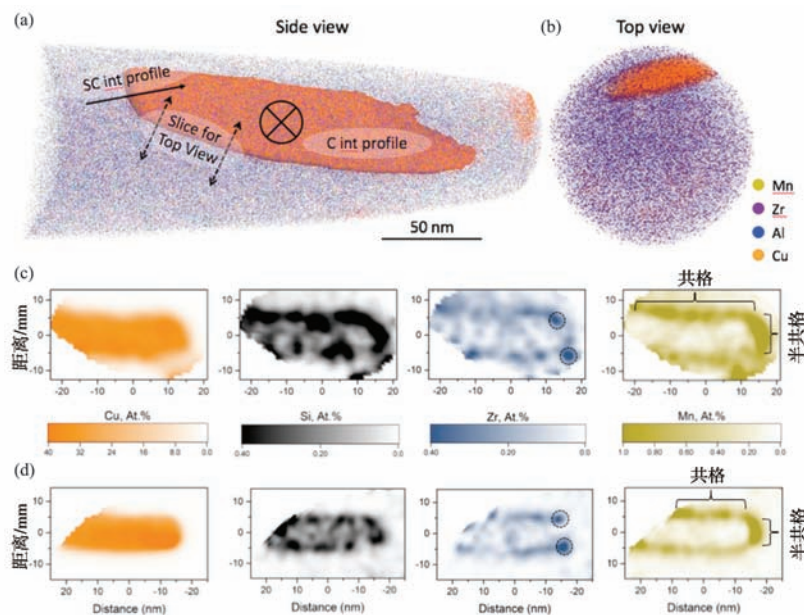


图3 ACMZ合金经过300 °C热暴露后Mn、Zr元素在 θ' -Al₂Cu相界面处富集的APT表征结果

Fig. 3 APT of the θ' -Al₂Cu precipitate revealing the solute enrichment along the interfaces of ACMZ alloys after 300 °C preconditioning

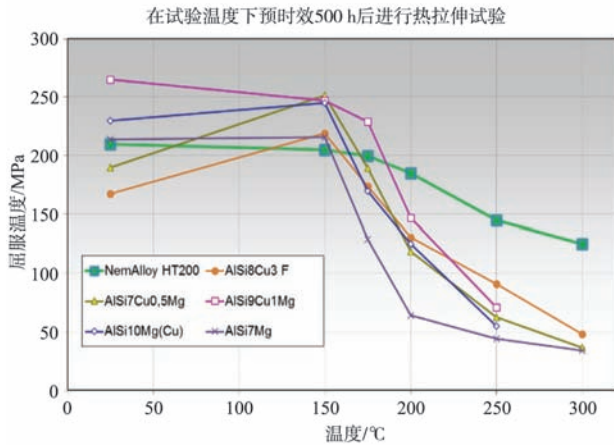


图4 NemAlloy HT200 (AlCu₇MnZr)合金与传统耐热铸造AlSi(Cu)系铝合金力学性能比较

Fig. 4 The mechanical properties of the newly developed NemAlloy HT200 compared to the AlSi(Cu) cast alloys used in series production

同的偏析特性,即不同的固液相分配系数,导致Zr相对于V和Ti在随后的纳米析出相中具有更高的浓度,而V和Ti更易于在凝固过程中促进结晶相的形成。

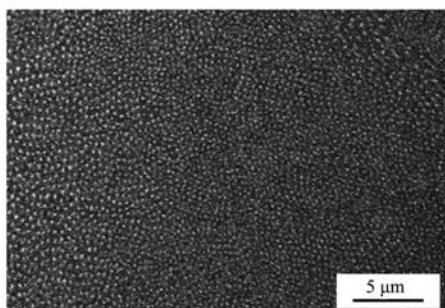
1.3 基于热力学计算开发新型耐热铸造铝合金体系

在上述传统的Al-Si, Al-Cu和Al-Si-Cu-Mg系耐热铸造铝合金中, α -Al基体和共晶相本身的耐热性能不高。对于Al-Si基合金来讲,如何实现共晶Si的高效变质对于合金的性能也是至关重要的一环。因此,如果找到共晶相本身耐热性能好,铸态共晶组织本征细小(对冷却速度不敏感)的合金体系,对于耐热合金的发展将开辟新的途径。Ni、Ce与Al基体之间可以发生共晶反应,近年来基于计算相图技术(Calphad)的发展,人们还开发了Al-Ni, Al-Ce, Al-Ni-TM(过渡族元素)和Al-Ce-TM系等新的合金体系应用于耐热合金。

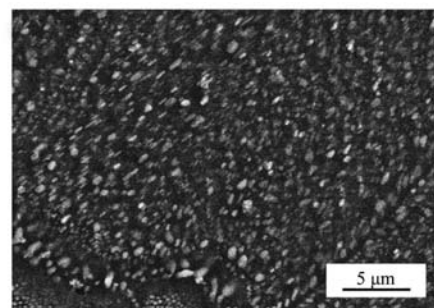
1.3.1 Al-Ni及Al-Ni-TM系

Al-Ni系的共晶点成分在6.1wt%附近。Makhlouf等

研究了Al-Ni合金的铸造工艺性能,Al-Ni系具有很好的流动性和抗热裂性能^[25]。由于Al₃Ni共晶相特有的纤维状形貌和耐热稳定性,人们一直希望将其应用于耐热性要求高、导电导热良好的场合^[26]。添加过渡族元素(TM)可以进一步提高合金性能。研究发现,对铜模铸造的Al-3.1%Ni-0.15%Zr合金样品经过400 °C/100 h退火处理,Al₃Ni共晶相依然保持良好的组织稳定性。为了提高高温强度,通过微合金化添加Zr、Cr等来改性合金^[27]。Al-3.1Ni-0.15Zr合金经过400 °C/100 h退火处理后,除了基体上析出Al₃Zr纳米沉淀相以外,Zr元素在 α -Al/Al₃Ni界面处偏聚,阻碍了Al₃Ni共晶棒的粗化。基于LSW(Lifshitz-Sylozov-Wagner theory)理论计算的粗化速率常数由10.3 nm³/s降低至4.1 nm³/s。美国西北大学Dunand教授团队研究了Al-2.9Ni-0.11Zr-0.02Si-0.005Er, at.%)合金的共晶Al₃Ni相热稳定性及强韧化机制^[28],在300 °C的压缩蠕变试验中,载荷传递发生在Al₃Ni微纤维与 α -Al基体之间,Al₃Ni微纤维共晶相与基体中位错的相互作用是主要的强化机制,Al₃Zr纳米沉淀相的强化作用由于较低的颗粒数密度可以忽略不计。但是该研究指出,试验温度超过400 °C以后,Al₃Ni微纤维开始快速粗化(图5)^[28],因此该系合金的使用温度不宜超过400 °C。这一结果与文献[27]不同。对于微量Zr添加是否可以进一步改善共晶相Al₃Ni微纤维的热稳定性值得进一步研究。Tiwary等研究了真空水冷铜模吸铸法制备的Al-4Ni-0.5Cr, Al-4Ni-0.6Cr和Al-5Ni-0.7Cr三种合金的组织及室温和250 °C的力学性能^[29]。利用真空吸铸技术快速冷却形成的纳米片状或棒状共晶相,使得合金室温屈服强度超过350 MPa,250 °C的屈服强度达191~232 MPa。Makhlouf等研究了Al-Ni(4%~6%)-Mn(2%~4%)合金中的相组成和热处理后的强化机制^[30]。表明强化作用主要是源于纳米共晶Al₃Ni相,其次是晶界上析出的Al₆Mn相。因此对于Al-Ni-TM(TM指过渡族元素)合金来说,制备过程中的冷却速度对于合金性能至关重要。但是,其较低



(a) 铸态Al₃Ni相纤维直径在100 nm左右



(b) 400 °C保温816 h后Al₃Ni相纤维直径在500 nm左右

图5 Al-3Ni-0.1Zr合金共晶Al₃Ni相的SEM形貌

Fig. 5 Scanning electron microscope micrographs of eutectic regions in Al-3Ni-0.1Zr displaying Al₃Ni microfibers

的伸长率限制了该系合金的应用。

1.3.2 Al-Ce及Al-Ce-M系

Ce作为稀土生产过程中的副产品一直未得到充分的利用。Al-Ce二元系的共晶点成分在10wt.% (2.1at.%) Ce, 从高温凝固时, Ce与Al发生共晶反应形成亚微米 $Al_{11}Ce_3$ 相, 呈现汉字状分布在 α -Al基体上, 体积分数高达11%, 因而对 α -Al基体产生显著的沉淀强化, 阻碍位错运动, 从而无需经过任何热处理, 使合金在铸态便具有较高的力学性能。室温下Al-12wt.% Ce合金的抗拉强度可达161 MPa, 伸长率可达13.5%^[31]。近年来, 国内外对Al-Ce基及Al-Ce-TM合金进行了广泛的研究。Dunand等研究了Al-12.5wt.% Ce合金中亚微米共晶组织(α -Al+亚微米 $Al_{11}Ce_3$ 相)分别经过322 °C/56天和400 °C/84天时效热处理, 合金的显微硬度保持不变^[31], 表明 $Al_{11}Ce_3$ 相良好的抗粗化特性。因此开发Al-Ce基耐热合金具有独特的优势^[31-35]。

通过合金化对Al-Ce合金进行强化, 如加入Mg、Cu、Fe等元素, 合金的强度还可以进一步提高。Zeng等研究了高压压铸Al-8Ce-yMg ($y=0, 0.10, 0.25,$

0.50, 0.75wt%)合金的固溶强化机制及加工硬化机制^[35]。

2 展望及结束语

在传统耐热铸造铝合金的基础上, 通过复合微合金化添加结合热处理制度的创新, 对材料中耐热沉淀相构型实现热稳定性的有效调控, 实现了调控耐热沉淀相数密度与热稳定性的统一, 这一技术突破为传统的耐热铸造铝合金应用于350~400 °C以上的服役环境提供了多种可能。同时, 第一性原理计算、计算相图、材料基因工程技术, 以及机器学习等基于数据的研发技术的快速发展也极大地促进新的合金体系的发现并加速材料的开发进程。因此, 结合新型制备技术的发展, 综合性能更佳优异的铸造耐热铝合金将迎来快速发展。未来, 应利用大数据技术, 结合第一性原理计算、相图计算(Calphad)和材料集成计算技术, 开发满足应用场景的机器学习模型, 加速耐热铸造铝合金的开发。同时, 应重视耐热铸造铝合金在极端服役工况下的蠕变/疲劳/腐蚀等行为的研究, 助力耐热铸造铝合金更好更快满足国家重大需求。

参考文献:

- [1] 张华伟, 刘悦, 范同祥. 铸造耐热铝合金的研究进展及展望 [J]. 材料导报, 2022, 36 (2): 20120048-1-9.
- [2] 崔凯, 王江春, 付俊伟. Al-Cu系耐热铝合金的研究进展 [J]. 中国有色金属学报, 2021, 31 (7): 1827-1841.
- [3] 高一涵, 刘刚, 孙军. 耐热铝基合金研究进展: 微观组织设计与析出策略 [J]. 金属学报, 2021, 57 (2): 129-149.
- [4] 毕江, 刘雷, 张东生, 等. 铸造、快凝及增材耐热铝合金的研究进展 [J]. 中国有色金属学报, 2022, 33 (4): 969-996.
- [5] LI D, LIU K, CHEN X G. Influence of transition elements (V, Zr and Mo) and cooling rate on the precipitation of dispersoids in Al-7Si-0.6Cu-0.35Mg foundry alloy [C]//MATEC Web of Conferences. 2020, 326: 02003.
- [6] KNIPLING K E, DUNAND D C, SEIDMAN D N. Criteria for developing castable, creep-resistant aluminum-based alloys-A review [J]. Z. Metallkd, 2006, 97: 246-265.
- [7] BOOTH-MORRISON C, SEIDMAN D N, DUNAND D C. Coarsening resistance at 400 °C of precipitation-strengthened Al-Zr-Sc-Er alloys [J]. Acta Mater, 2011, 59: 7029-7042.
- [8] VO N Q, DUNAND D N, SEIDMAN D C. Improving aging and creep resistance in a dilute Al-Sc alloy by microalloying with Si, Zr and Er [J]. Acta Mater, 2014, 63: 73-85.
- [9] LUCA A D, DUNAND D N, SEIDMAN D C. Microstructure and mechanical properties of a precipitation-strengthened Al-Zr-Sc-Er-Si alloy with a very small Sc content [J]. Acta Mater, 2018, 144: 80-91.
- [10] 聂祚仁, 文胜平, 黄晖, 等. 铝微合金化铝合金的研究进展 [J]. 中国有色金属学报, 2011, 21 (10): 2361-2370.
- [11] 黄晖, 文胜平, 魏午, 等. 含铝铝合金研究进展 [J]. 中国材料进展, 2022, 41 (10): 778-785, 807.
- [12] GAO Y H, Cao L F, YANG C, et al. Co-stabilization of θ' - Al_2Cu and Al₃Sc precipitates in Sc-microalloyed Al-Cu alloy with enhanced creep resistance [J]. Materials Today Nano, 2019, 6: 100035.
- [13] 高一涵, 刘刚, 孙军. 铝合金析出强化颗粒的微合金化调控 [J]. 中国材料进展, 2019, 38 (3): 231-241.
- [14] YANG C, ZHANG P, SHAO D, et al. The influence of Sc solute partitioning on the microalloying effect and mechanical properties of Al-Cu alloys with minor Sc addition [J]. Acta Mater, 2016, 119: 68-79.
- [15] GAO Y H, YANG C, ZHANG J Y, et al. Stabilizing nanoprecipitates in Al-Cu alloys for creep resistance at 300 °C [J]. Materials Research Letters, 2019, 7: 18-25.
- [16] GRESHAM H E, EATON L, FARNSWORTH A G. Aluminum base alloy [P]. Rolls-Royce Limited, Great Britain, 1957. U.S.P. office.
- [17] MEETHAM G W. High-temperature materials-a general review [J]. Journal of Materials Science, 1991, 26: 853-860.
- [18] 黄天春, 孙士信. 两种国产化风冷缸盖用耐热铝合金材料的性能分析 [J]. 柴油机, 1994 (3): 15-18.
- [19] SHYAMA, ROY S, SHIN. Elevated temperature microstructural stability in cast AlCuMnZr alloys through solute segregation [J]. Materials Science & Engineering A, 2019, 765: 138279.
- [20] BAHL S, XIONG L H, ALLARD L F, et al. Aging behavior and strengthening mechanisms of coarsening resistant metastable θ'

- precipitates in an Al-Cu alloy [J]. *Materials and Design*, 2021, 198: 109378.
- [21] POPLAWSKY J D, MILLIGAN B K, ALLARD L F, et al. The synergistic role of Mn and Zr/Ti in producing θ' /L12 co-precipitates in Al-Cu alloys [J]. *Acta Mater*, 2020, 194: 577–586.
- [22] GUTIERREZ R F, STAUDER B, DIETZ S, et al. High performance alloy for cylinder heads [J]. *MTZ worldwide*, 2020: 28–34.
- [23] DIETZ S, DJURDJEVIC B, GUTIÉRREZ R F, et al. Solidification path of NemAlloy [M]. K. Jármai and B. Bolló (Eds.): VAE 2018, LNME, 2018: 209–219.
- [24] SHI Q, HUO Y, BERMAN T, et al. Distribution of transition metal elements in an Al-Si-Cu-based alloy [J]. *Scripta Materialia*, 2021, 190: 97–102.
- [25] KOUTSOUKIS T, MAKHLOUF M M. An alternative eutectic system for casting aluminum alloys I. casting ability and tensile properties [C]// *Light Metals 2015*, 2015: 277–281.
- [26] ROHATGI P, PRABHAKAR K V. Wrought aluminum-nickel alloys for high strength-high conductivity applications [J]. *Metallurgical Transactions A*, 1975, 7: 1003–1008.
- [27] PANDEY P, MAKINENI S K, GAULT B. On the origin of a remarkable increase in the strength and stability of an Al rich Al-Ni eutectic alloy by Zr addition [J]. *Acta Mater*, 2019, 170: 205–217.
- [28] MICHI R A, TOININ J P, SEIDMAN D N, et al. Ambient- and elevated-temperature strengthening by Al_3Zr -Nanoprecipitates and Al_3Ni -Microfibers in a cast Al-2.9Ni-0.11Zr-0.02Si-0.005Er (at.%) alloy [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2019, 759: 78–89.
- [29] PANDEY P, KASHYAP S, TIWARY C S, et al. Development of high-strength high-temperature cast Al-Ni-Cr alloys through evolution of a novel composite eutectic structure [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2017, 48: 5940–5950.
- [30] FAN Y, HUANG K, MAKHLOUF M. Precipitation strengthening in Al-Ni-Mn alloys [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2015, 46: 5830–5841.
- [31] LIU Y, MICHI R A, DUNAND D C. Cast near-eutectic Al-12.5wt.% Ce alloy with high coarsening and creep resistance [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2019, 767: 138440.
- [32] SIMS Z C, WEISS D, MCCALL S K, et al. Cerium-Based, Intermetallic-strengthened aluminum casting alloy: high-volume co-product development [J]. *JOM*, 2016, 68: 1940–1947.
- [33] SIMS Z C, RIOS O R, WEISS D, et al. High performance aluminum-cerium alloys for high-temperature applications [J]. *Mater Horiz*, 2017, 4: 1070–1078.
- [34] STROMME E T, HENDERSON H B, SIMS Z C, et al. Ageless aluminum-cerium-based alloys in high-volume die casting for improved energy efficiency [J]. *JOM*, 2018, 70: 866–871.
- [35] HU B, QUAN B, LI D, et al. Solid solution strengthening mechanism in high pressure die casting Al-Ce-Mg alloys [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2021, 812: 141109.

Current Status and Prospects of Research and Applications of Cast Heat-Resistant Aluminum Alloys

LI Hu-tian¹, SONG Wei¹, ZHONG Gu¹, JIANG Hui-xue¹, LU Tong¹, ZHENG Zhi-kai¹, ZHOU Hai-tao², WANG Gen-quan²

(1. Chinalco Materials Application Research Institute, Beijing 102209, China; 2. China North Engine Research Institute, Tianjin 300400, China)

Abstract:

Heat-resistant cast aluminum alloys have been widely applied in the field of high temperature and high stress such as the cylinder head of diesel engines. With an increase in the power of engines and fuel-economics, demand for high-temperature resistance and fatigue-resistance is more and more urgent. This contribution starts from the review of conventional strengthening phases utilized in the design for a heat-resistant cast aluminum alloy. Then the criteria for heat-resistant precipitates design and newly recognized heat-resistant phase structure are summarized, followed by a brief introduction of the newly developed aluminum based eutectic alloys for elevated temperature applications. In combination with some advanced heat-resistant aluminum cast alloys which have found applications, perspective of the future development of heat-resistant cast aluminum alloys is carried out.

Key words:

cast aluminum alloys; heat-resistant precipitates; interfacial segregation of elements; thermal stability