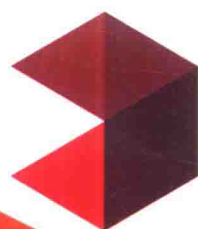


Al-Si-Cu-Ni-Mg 系 铸造耐热铝合金组织及其高温性能

隋育栋 著 ●



冶金工业出版社

www.cnmp.com.cn

Al-Si-Cu-Ni-Mg 系铸造耐热 铝合金组织及其高温性能

隋育栋 著



北京
冶金工业出版社
2017

内 容 简 介

本书全面系统地介绍了 Al-Si-Cu-Ni-Mg 合金铸态和热处理态组织结构、室温及高温拉伸性能、热暴露后室温拉伸性能、蠕变性能、干/油润滑条件下的摩擦磨损性能等。同时,书中简要介绍了组织表征及性能测试方法,并配有实验指导。书中主要侧重 Al-Si-Cu-Ni-Mg 铝合金组织和室、高温性能分析方面的新成果,每章均提供了进一步阅读需要的参考文献。

本书可作为材料科学与工程学科的教学参考书,也可供从事相关材料研究及工作的工程技术人员参考。

图书在版编目(CIP)数据

Al-Si-Cu-Ni-Mg 系铸造耐热铝合金组织及其高温性能/
隋育栋著. —北京:冶金工业出版社, 2017. 9
ISBN 978-7-5024-7593-2

I. ①Al… II. ①隋… III. ①耐热铝合金—性能分析
IV. ①TG146. 21

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2017)第 229053 号

出 版 人 谭学余

地 址 北京市东城区嵩祝院北巷 39 号 邮编 100009 电话 (010)64027926

网 址 www.cnmp.com.cn 电子信箱 yjcb@cnmp.com.cn

责任编辑 常国平 美术编辑 彭子赫 版式设计 孙跃红

责任校对 石 静 责任印制 牛晓波

ISBN 978-7-5024-7593-2

冶金工业出版社出版发行;各地新华书店经销;固安华明印业有限公司印刷

2017 年 9 月第 1 版, 2017 年 9 月第 1 次印刷

169mm×239mm; 12 印张; 232 千字; 181 页

36.00 元

冶金工业出版社 投稿电话 (010)64027932 投稿信箱 tougao@cnmp.com.cn

冶金工业出版社营销中心 电话 (010)64044283 传真 (010)64027893

冶金书店 地址 北京市东四西大街 46 号(100010) 电话 (010)65289081(兼传真)

冶金工业出版社天猫旗舰店 yjgycbs.tmall.com

(本书如有印装质量问题,本社营销中心负责退换)

前 言

铸造铝合金作为轻质金属结构材料，具有密度小，比强度、比刚度高，切削加工性好，铸造性能优良和易于回收等优点，符合当前社会对材料轻量化和绿色环保的要求。近年来，随着汽车工业对发动机功率密度的要求不断提高，现有铸造耐热铝合金的高温性能已不能满足工业发展的需要，因此，开发新型铸造耐热铝合金，使合金能够应用于工作温度在 250°C 以上的发动机缸体和活塞等汽车关键部件，已经成为亟待解决的重要课题。

本书以铸造 Al-Si-Cu-Ni-Mg 合金为对象，着重研究了合金元素和热处理工艺参数对显微组织和性能的影响规律，优化出了一种综合性能，尤其是高温性能优异的铸造耐热铝硅合金。采用微机数据采集系统、电感耦合等离子直读光谱仪 (ICP)、光学显微镜 (OM)、定量金相分析软件、X 射线衍射仪 (XRD)、差示扫描量热仪 (DSC)、动态热机械分析仪 (DMA)、热膨胀仪 (DIL)、带能谱分析 (EDX) 的扫描电子显微镜 (SEM) 和透射电子显微镜 (TEM) 等分析手段，通过硬度、室温和高温瞬时拉伸性能、热物理性能、压缩蠕变性能及干/油润滑条件下的摩擦磨损性能等试验，系统研究了合金的铸态显微组织及其室温和高温拉伸性能；研究了 T6 热处理（固溶+人工时效）工艺对合金组织和力学性能的影响规律，优化出 T6 热处理工艺参数；探讨了合金在热暴露后室温拉伸性能的时变降低机制、高温蠕变机制以及干/油润滑条件下的摩擦磨损机理，为高性能铸造耐热铝合金的进一步开发和应用提供理论和实践依据。

本书所涉及的所有相关实验和表征测试等均在上海交通大学材料科学与工程学院完成。在成稿和修改的全过程中，始终得到上海交通

大学轻合金精密成型国家工程中心王渠东教授的具体指导和帮助，在此表示衷心的感谢。此外，感谢昆明理工大学材料科学与工程学院蒋业华教授对本书提供的意见和帮助。

由于著者水平所限，加之时间仓促，书中难免存在不足和错误，敬请广大读者批评、指正。

作 者

2017年5月

目 录

1 绪论	1
1.1 概述	1
1.2 铸造耐热铝合金的研究现状	2
1.2.1 Al-Si 系铸造耐热合金	2
1.2.2 Al-Cu 系铸造耐热合金	6
1.2.3 其他体系铸造耐热铝合金	10
1.3 铸造铝硅系合金组织调控	11
1.3.1 Si 相变质	11
1.3.2 晶粒细化	11
1.3.3 微合金化	12
1.3.4 热处理	14
1.4 铸造铝硅系合金的性能研究	14
1.4.1 高温力学性能	14
1.4.2 高温蠕变行为	16
1.4.3 热稳定性	18
1.4.4 摩擦磨损性能	19
参考文献	20
2 材料制备与实验方法	30
2.1 合金制备	30
2.1.1 合金成分	30
2.1.2 原材料	31
2.1.3 熔炼工艺及凝固曲线	31
2.2 合金的热处理	32
2.3 合金的显微组织分析	33
2.3.1 金相观察 (OM)	33
2.3.2 X 射线衍射 (XRD)	33
2.3.3 定量金相	33
2.3.4 示差扫描量热法 (DSC)	33

2.3.5 扫描电镜 (SEM)	33
2.3.6 透射电镜 (TEM)	34
2.4 合金的性能测试	34
2.4.1 室温力学性能	34
2.4.2 高温瞬时拉伸性能	34
2.4.3 热物理性能	35
2.4.4 摩擦磨损性能	35
2.4.5 压缩蠕变性能	35
2.5 热暴露实验	36
参考文献	36
3 Al-Si-Cu-Ni-Mg 合金铸态组织及其性能	37
3.1 概述	37
3.2 M174 合金铸态显微组织	38
3.2.1 铸造合金凝固过程分析	38
3.2.2 合金的铸态显微组织	41
3.3 合金元素对 M174 合金铸态组织和性能的影响	44
3.3.1 Sr 对 M174 合金铸态组织和室温力学性能的影响	44
3.3.2 Sr、Ti 和 B 的协同作用对 M174 合金铸态组织和性能的影响	52
3.3.3 Gd 对 M174 合金铸态组织和性能的影响	57
3.3.4 Nd 对 M174 合金铸态组织和性能的影响	71
3.4 本章小结	76
参考文献	78
4 铸造 Al-Si-Cu-Ni-Mg(-Gd) 合金热处理	81
4.1 概述	81
4.2 铸造 M174 合金固溶工艺优化	82
4.2.1 铸造 M174 合金固溶过程中的组织演变	82
4.2.2 铸造 M174 合金固溶处理后的性能变化	88
4.3 铸造 M174-Gd 合金固溶工艺优化	90
4.3.1 铸造 M174-Gd 合金固溶过程中组织演变	90
4.3.2 Gd 对 T4 态 M174-xGd 合金相演变的影响	93
4.3.3 铸造 M174-xGd 合金固溶处理后的性能变化	98
4.3.4 铸造 M174-xGd 合金的固溶强化	100
4.4 T4 态 M174-xGd 合金的时效硬化曲线	102

4.4.1	T4 态 M174 合金的时效硬化曲线	102
4.4.2	T4 态 M174-0.1Gd 合金的时效硬化曲线	103
4.4.3	T4 态 M174-0.2Gd 合金的时效硬化曲线	104
4.5	T6 态 M174-xGd 合金的组织及力学性能	104
4.5.1	T6 态 M174-xGd 合金峰值时效析出相	104
4.5.2	T6 态 M174-xGd 合金室温及高温拉伸性能	106
4.6	本章小结	110
	参考文献	110
5	铸造 Al-Si-Cu-Ni-Mg(-Gd) 合金高温稳定性	112
5.1	概述	112
5.2	M174-0.2Gd 合金热暴露后的微观组织	113
5.2.1	热暴露不同时间后 M174-0.2Gd 合金的金相组织变化	113
5.2.2	热暴露不同时间后 M174-0.2Gd 合金时效析出相的变化	115
5.2.3	Gd 对 Al ₂ Cu 相析出的抑制作用	118
5.3	M174-xGd 合金热暴露后的室温拉伸性能	120
5.3.1	热暴露后合金的室温拉伸性能变化	120
5.3.2	热暴露后合金室温拉伸性能变化的经验公式	123
5.3.3	热暴露后合金的组织演化与屈服强度之间的关系	128
5.4	M174-xGd 合金高温尺寸稳定性	131
5.5	本章小结	133
	参考文献	134
6	T6 态 Al-Si-Cu-Ni-Mg(-Gd) 合金高温压缩蠕变	136
6.1	概述	136
6.2	T6 态 Al-Si-Cu-Ni-Mg(-Gd) 合金的压缩蠕变性能	136
6.2.1	温度对压缩蠕变行为的影响	138
6.2.2	应力对压缩蠕变行为的影响	139
6.3	T6 态 Al-Si-Cu-Ni-Mg(-Gd) 合金的蠕变组织	139
6.4	分析与讨论	144
6.4.1	蠕变激活能和应力指数	144
6.4.2	T6 态 Al-Si-Cu-Ni-Mg-Gd 合金时效析出相的蠕变强化机制	148
6.5	本章小结	151
	参考文献	152

7 铸造 Al-Si-Cu-Ni-Mg(-Gd) 合金摩擦磨损行为	154
7.1 概述	154
7.2 T6 态 M174(-Gd) 合金干摩擦磨损行为	155
7.2.1 T6 态 M174 合金热处理前后的磨损性能	155
7.2.2 载荷和温度对 T6 态 M174(-Gd) 合金磨损率的影响	156
7.2.3 载荷和温度对 T6 态 M174(-Gd) 合金摩擦系数的影响	158
7.2.4 载荷和温度对 T6 态 M174 合金磨损行为的影响	159
7.2.5 Gd 对 T6 态 M174 合金磨损行为的影响	164
7.3 油润滑条件下 T6 态 M174(-Gd) 合金的摩擦磨损行为	168
7.3.1 T6 态 M174(-Gd) 合金的磨损率变化	168
7.3.2 T6 态 M174(-Gd) 合金摩擦系数的变化	169
7.3.3 油润滑条件下合金的磨损机理	170
7.4 本章小结	172
参考文献	172
附 录	174
附 1 铸造 Al-12Si-4Cu-2Ni-0.8Mg 合金铸造性能	174
附 1.1 铸造 Al-12Si-4Cu-2Ni-0.8Mg 合金流动性	174
附 1.2 铸造 Al-12Si-4Cu-2Ni-0.8Mg 合金热裂性	175
附 2 冷却速度对 Al-12Si-4Cu-2Ni-0.8Mg 合金组织影响	177
附 3 铸造耐热铝合金室温及高温力学性能对比	180
参考文献	181

1 绪 论

1.1 概述

纯铝的密度约为钢铁的 35%，但机械加工性能比铁高 4.5 倍，有“会飞金属”之称^[1]。铝属于ⅢA 族金属元素，其晶体结构是面心立方结构（face centre cubic structure, FCC），纯铝的部分物理性质见表 1-1。电解铝技术出现以后，铝及铝合金的产量迅速提高，居于金属材料中的第二位。铝及铝合金具有熔点低、密度小、导电性和导热性高以及机械加工性能好等优点，因此在航空航天、汽车、船舶、电子元件和日用品中获得广泛应用。

表 1-1 纯铝的基本性质^[2,3]

性 质	温度/℃	数 值	性 质	温度/℃	数 值
原子序数		13	熔点/℃		660. 37
原子价		3	沸点/℃		2500
结构	25	面心立方	密度/g · cm ⁻³	20	2. 699
相对原子质量		26. 9815	多晶杨氏模量/GPa	25	69
原子半径/nm		0. 1428	多晶泊松比	25	0. 35
比热容/J · (kg · K) ⁻¹	20	929. 5	线膨胀系数/K ⁻¹	20×10 ⁻⁶	22. 41×10 ⁻⁶
熔解热/kJ · kg ⁻¹	20	396	热导率/W · (m · K) ⁻¹	20	217. 71
晶格常数/Å	20	4. 04	凝固体积收缩率/%		6. 6

随着工业的不断发展，资源和能源等问题逐渐凸显，各国政府尤其是发达国家均对汽车制造企业提出了降低产品能耗和减少污染等要求。自 1993 年起，三大汽车公司在美国政府的组织下先后实施了“新一代汽车合作伙伴计划”（PNGV）和“自由合作汽车研究计划”，明确提出选用新材料实现汽车减重和提高燃料效率，以达到减少二氧化碳排放的目的。据测算，汽车自重每减少 10%，油耗可减少 5.5%，燃料经济性可提高 3%~5%，同时污染排放降低约 10%^[4]。目前，汽车工业消费了全世界铝总量的 12%~15% 以上，有些发达国家甚至超过 25%，其中铸造铝合金占汽车总用铝量的 80%^[5]。

发动机是汽车的心脏部件，以铸造铝合金替代原来的铸铁材料可以显著提高燃料效率并减轻自身重量^[6-9]。在汽车发动机动力部件中，约 100% 的活塞、

85%的进气歧管以及 75%的气缸盖等都是铝合金铸造出来的^[10,11]。由于铸造铝合金在实现汽车轻量化、降低能源消耗以及减少环境污染等方面具有显著效果,因此,开展铸造铝合金的相关研究已成为世界性的热点课题。

铸造耐热铝合金是指具有足够的高温抗氧化性、抗塑性变形(蠕变)和破坏的能力以及良好导热能力的铝合金。铸造耐热铝合金在兵器、船舶、航空、航天、汽车等行业,尤其是汽车发动机的生产中得到了广泛应用^[12]。但是,传统铸造铝合金的高温性能目前已经临近极限状态,不能满足汽车发动机日益提高的发展需求。例如,活塞作为发动机燃烧室中关键的零部件之一,需要承受 25~300℃的热机械疲劳作用并在 350~400℃的高温环境中长时间使用^[13],活塞铝合金的强度和性能会随着服役时间的延长而大幅度下降,从而限制了其应用范围。在保证铝合金室温强度的基础上提高其高温性能是铸造铝合金研究中要解决的重要问题。

1.2 铸造耐热铝合金的研究现状

1.2.1 Al-Si 系铸造耐热合金

Al-Si 二元合金属于简单共晶型合金,共晶点为 12.6%Si,其二元相图如图 1-1 所示。合金的铸造性能(如流动性和热裂倾向等)会随着合金中 Si 含量的增加而提高,并且在共晶成分附近达到最优。铸造 Al-Si 合金中 Si 含量一般在 4%~20%之间^[14]。低 Si 合金(亚共晶 Al-Si 合金)的强度较高且塑性也相对较

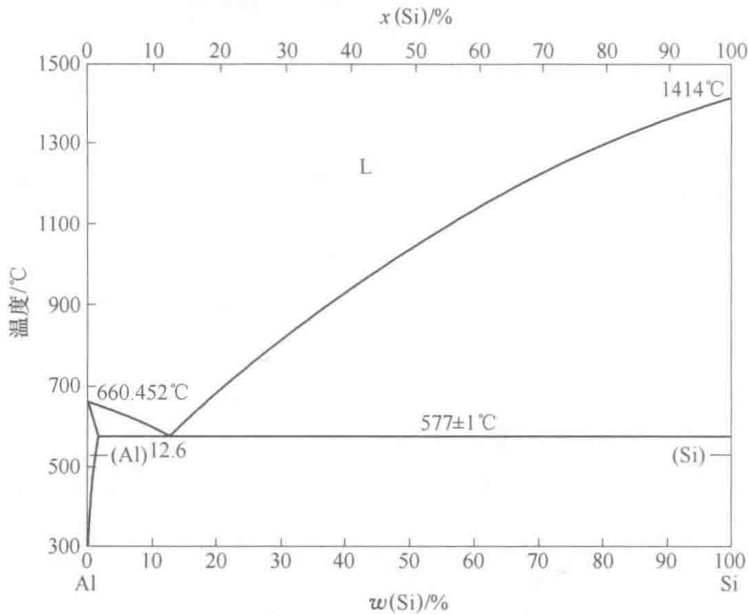


图 1-1 Al-Si 二元相图^[15]

好, 而高 Si 合金 ($w(\text{Si}) \geq 14\%$) 的线膨胀系数较低且耐磨性较高。

铸造 Al-Si 系合金是铸造铝合金中品种最多、用途最广的合金系, Al-Si 系合金铸件占铝合金铸件总量的 90% 以上^[16], 相关室温和高温性能的研究也相对较多。为了满足工业生产的实际需要, 通常会在 Al-Si 合金中添加 Mg、Cu、Ni、Ti、Mn 等合金元素来提高其综合性能。

1.2.1.1 Al-Si-Mg 系铸造耐热铝合金

Mg 在铝合金中的室温固溶度约为 0.34%、极限固溶度约为 14.9%, 因此可以通过固溶强化和时效强化提高合金的强度。在铸造 Al-Si-Mg 系合金中, Mg 与 Si 反应形成 Mg_2Si 和 Mg_5Si_6 等二元相, 这些相可以在固溶过程中溶入基体中。时效处理后, Mg-Si 二元相会在基体中形成大量弥散分布的过渡相 β' 和 β'' , 使合金获得时效强化效果^[17]。铸造 Al-Si-Mg 系合金的主要强化相 Mg_2Si 在温度超过 180℃ 时会迅速粗化, 因此该体系合金的耐热性较差^[18]。Haghdadi 等^[19] 研究了铸造 Al-Si-Mg (A356) 合金的高温流变行为, 发现合金在 400℃ 和 450℃ 时会出现软化行为, 共晶 Si 相的破碎和 Mg-Si 二元相的粗化是导致这一行为的主要原因。Esgandari 等^[20] 的研究结果 (图 1-2) 表明, 在 A356 合金中增加 Mg 元素的含量可以在枝晶间形成大量汉字状的 Mg_2Si 相, 同时半固态加工方式提高了 Mg 在 α -Al 基体中的溶解度, 降低了体系的堆垛层错能, 使合金的蠕变性能显著提高。

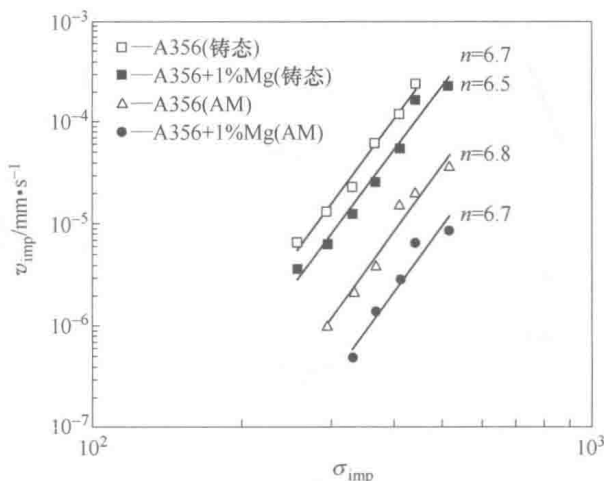


图 1-2 传统铸造和半固态加工的 A356 和 A356+1%Mg 合金
应力与压入蠕变速率之间的关系^[20]

1.2.1.2 Al-Si-Cu 系铸造耐热铝合金

Cu 在铝合金中的室温固溶度约为 0.2%、极限固溶度约为 5.65%, 同样可以通过固溶强化和时效强化提高合金的强度。由于 Cu 原子和 Al 原子的原子半

径差异较大,因此 Cu 原子在基体中的固溶会产生较大的晶格畸变,阻碍位错运动,从而提高合金的强度。此外,Al 与 Cu 发生反应形成 θ -Al₂Cu 相,经后续热处理析出的 θ' 和 θ'' 相,均可以提高合金的力学性能^[21-23]。Al₂Cu 相在 200℃ 以下保持稳定,使合金的高温性能提高。Wang 等^[24]研究了共晶 Al-Si-Cu-Fe-Mn 合金的组织 and 室温及高温拉伸性能,发现显微组织中出现的汉字状 α -Fe(Al₁₅(Fe, Mn)₃Si₂) 相和块状 Al₂Cu 相是合金室温和高温拉伸性能提高的主要原因,经过 T6 (510℃×6h+160℃×5h) 热处理后,合金在室温时的抗拉强度为 336MPa,在 300℃ 时的抗拉强度为 144.3MPa。该结论与 Hiroyuki 等^[25]的研究结果相似,表明组织中出现的 Al₂Cu 相可以提高铸造 Al-Si-Cu 系合金在 200℃ 左右时的高温力学性能。

1.2.1.3 Al-Si-Cu-Ni-Mg 系铸造耐热铝合金

如前所述,使用 Al-Si-Mg 系和 Al-Si-Cu 系铸造铝合金制备的铸件,其服役温度一般低于 200℃。而如果铸件的服役温度超过 225℃,则一般使用 Al-Si-Cu-Ni-Mg 系铸造铝合金,这类合金主要应用在发动机活塞上,因此也被称为活塞铝合金。刘相法等^[26-28]系统研究了 Al-Si-Cu-Ni-Mg 活塞铝合金的组织及其性能,发现 Ni 在合金中主要形成 Al₃Ni、Al₃CuNi、Al₇Cu₄Ni 等含 Ni 的金属间化合物,其中 Al₃CuNi 相对合金的高温强度贡献显著。随着 Al-Si-Cu-Ni-Mg 合金中 Cu 含量的增加 (2.63%~5.45%),网状和半网状结构的 Al₃CuNi 相体积分数逐渐增加,合金在 350℃ 时的抗拉强度由 78.1MPa 增加到了 93.5MPa。C. Y. Jeong^[29,30]研究了铸造 Al-Si-Cu-Mg 和 Al-Si-Cu-Ni-Mg 合金的疲劳和蠕变性能,发现随着合金中 Ni 和 Cu 含量的增加,组织中逐渐析出了高温稳定的 Al₃(Ni, Cu)₂ 和 FeNiAl 金属间化合物,这些金属间化合物可以促进形成位错墙并提高蠕变激活能,进而提高合金的抗蠕变性能。在 Al-Si-Cu-Ni-Mg 合金中,随着 Cu 和 Ni 含量的增加,100~300℃ 的线膨胀系数从 $23.6 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 降低到了 $21.6 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$,25~400℃ 的弹性模量增加了 5GPa,蠕变断裂时间从 2.8h 延长到 23.8h (蠕变温度 250~400℃,蠕变应力 20~130MPa),应力指数 n 从 5.3 增加到 6.6,变形激活能从 269kJ/mol 增加到 311kJ/mol。德国马勒公司研制的 Al-Si-Cu-Ni-Mg (M142) 合金具有良好的铸造性能和力学性能,重力铸造的 M142 合金在 350℃ 时的抗拉强度可达 100MPa^[31],使其在汽车发动机活塞上得到了广泛的应用。

1.2.1.4 Al-Si 系铸造耐热铝合金的牌号及其性能

Al-Si 系铸造耐热铝合金主要包括以下两类:(1) 牌号为 319、A380 和 A356 (美国) 等 Al-Si-Mg 系和 Al-Si-Cu 系铸造铝合金,主要应用于发动机缸体和缸盖等;(2) 牌号为 M124、M142、M174 (德国),ZL117、YL117 (中国),A390、A393 (美国) 等共晶和过共晶 Al-Si-Cu-Mg 系铸造铝合金,主要应用于发动机

活塞中。具有代表性的 Al-Si 系铸造耐热铝合金牌号及化学成分见表 1-2, 其室温和高温力学性能见表 1-3。

表 1-2 Al-Si 系铸造耐热铝合金牌号及化学成分^[1,32-39]

续表 1-2

类别	合金 牌号	国名	化学成分 (质量分数,%), 余量为 Al						
			Si	Cu	Mg	Ni	Fe	Mn	其 他
过共 晶铝 硅系	M138	德国	17.0~19.0	0.8~1.5	0.8~1.3	0.8~1.3	0.7	0.2	0.3Zn, 0.2Ti, 0.05Cr
	M145		14.0~16.0	2.5~4.0	0.5~1.2	1.75~3.0	0.7	0.3	0.3Zn, 0.2Ti, 0.2Zr
	M244		23.0~26.0	0.8~1.5	0.8~1.3	0.8~1.3	0.7	0.2	0.2Zn, 0.2Ti, 0.2Zr, 0.6Cr

表 1-3 Al-Si 系铸造耐热铝合金室温和高温力学性能^[1,32~39]

合金牌号	铸造 方法	热处理 状态	室 温			高 温		
			抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率/%	温度/℃	抗拉强度/MPa	伸长率/%
AC8B	J	T6	290~370	210~370	0.7~1.0	200	95	14
ZL702A	S	T6	290~320	—	4.0~6.0	250	160~168	6.0~8.0
328.0	J	T6	214	160	1.5	250	75	—
AC4B	J	T6	245	170	3.0	250	80	—
A319	S	T4	260	—	1.5	300	70	7.0
AC8A	J	T6	280~360	200~240	0.5~1.0	350	73	12.0
ZL108	J	T7	250	—	—	300	94.1	—
ZL109	J	T6	≥248	—	—	300	≥109	—
M124	J	T6	200~250	190~230	<1.0	350	35~70	10.0
M142	J	T6	200~280	190~260	<1.0	350	80~100	7.0~9.0
M145	J	T6	200~280	190~260	<1.0	350	80~100	7.0~9.0
M174	J	T6	200~280	190~260	<1.0	350	80~100	7.0~9.0
M126	J	T6	180~220	170~200	1.0	350	35~75	5.0
M138	J	T6	180~220	170~200	1.0	350	35~75	5.0
M244	J	T6	170~210	170~200	<1.0	350	35~55	2.0
A390	J	T6	310	310	≤1.0	300	88	—

注: S 为砂型铸造; J 为金属型铸造。

1.2.2 Al-Cu 系铸造耐热合金

Al-Cu 二元合金的相图如图 1-3 所示。Al-Cu 系铸造合金中 Cu 含量为 3%~11%, 有较高的热处理强化效果和较好的热稳定性, 适合铸造高温下使用的零件, 但缺点是铸造性能较差、易产生裂纹、耐蚀性也不好、线膨胀系数也相对较

大^[40]。Al-Cu 系铸造铝合金可用于制造服役温度在 300~350℃ 之间形状简单的铸件^[41]。

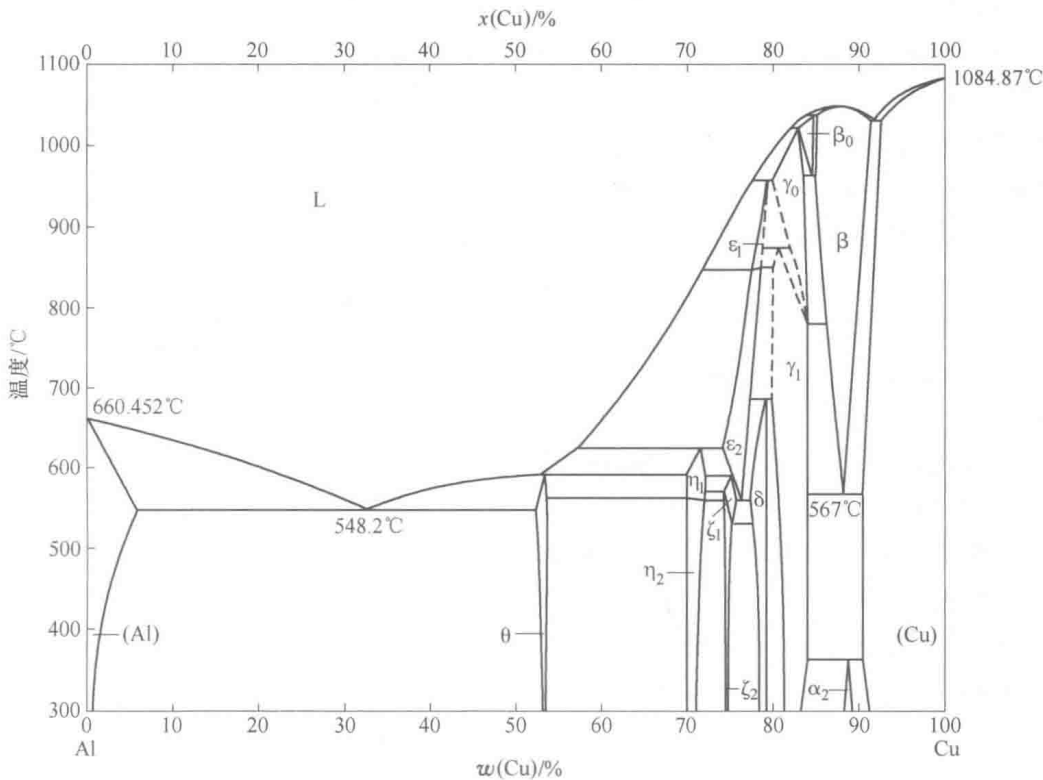


图 1-3 Al-Cu 二元相图^[15]

Al-Cu 二元合金的强化相是 θ (Al_2Cu) 相，二元合金的组织较简单，铸态组织由 α -Al+ Al_2Cu 相组成。当 Cu 含量在 4.0%~5.0% 时 (ZL203)，共晶组织基本呈连续的网状，当 Cu 含量提高到 10% 时 (ZL202)，共晶组织已经变成厚的封闭网状。ZL203 合金的共晶组织可以在固溶处理后完全溶解在基体中，组织变成单相 α -Al，而 ZL202 合金仍有大量共晶 Al_2Cu 相残留在晶界处，提高合金的高温强度但降低其塑性。Cu 含量不同的 Al-Cu 系铸造合金的室温和高温力学性能见表 1-4。

表 1-4 Cu 含量不同的 Al-Cu 系铸造合金的室温和高温力学性能^[1]

$w(\text{Cu})$ /%	20℃		150℃		200℃		250℃		300℃		350℃	
	σ_b/MPa	$\delta/\%$	σ_b/MPa	$\delta/\%$	σ_b/MPa	$\delta/\%$	σ_b/MPa	$\delta/\%$	σ_b/MPa	$\delta/\%$	σ_b/MPa	$\delta/\%$
6	142	4.0	115	3.5	108	4.0	110	5.0	85	6.0	55	10.0
8	152	2.0	115	2.5	108	2.0	112	3.0	86.5	4.5	57	5.0
12	153	1.5	115	1.5	107	1.5	108	2.0	102	3.5	71	4.5
14	154	1.5	116	1.5	105	1.0	104	1.5	102	1.5	74	4.5

1.2.2.1 合金元素在 Al-Cu 合金中的作用

由于 Al-Cu 合金在高温下纳米共格/半共格亚稳相 θ' 在高温下会快速向非共格稳定相 θ 转变并长大, 很难再对晶界起到有效的钉扎作用, 从而降低合金的高温拉伸性能和蠕变性能^[42], 因此一般在 Al-Cu 合金中加入 Mn、Cr、Zr、Sc 和 RE (如 Er、La 等) 等元素引入新的共格析出相, 同时增加原有 θ' 相的数目且降低其尺寸以提高合金的耐热性。在 ZL205A 基础上开发的新型耐热高强 Al-Cu-Mn 铸造合金 (牌号 211Z.1)^[43], 合金中除以 θ' 相为主的强化相外, 晶粒内部还存在细小的弥散强化相 T-Al₁₂Mn₂Cu 相, 合金中尺寸约 2nm 的球状富 Cd 相促进了强化相的形核和生长。211Z.X 耐热高强韧铝合金^[44,45]是在 Al-Cu 系合金中加入 Ti、Zr、RE 等元素, Ti 与 B 同时加入形成的 TiB₂ 可以细化铝合金晶粒, Zr 可与 Al 形成细小弥散的金属间化合物质点 Al₃Zr, Al₃Zr 可以有效阻碍再结晶和晶粒长大。适量的 RE 加入到铝合金中可起到变质、精炼、净化以及微合金化作用。加入这些元素以后, 该合金的室温抗拉强度约为 500MPa、伸长率可达 10%、350℃ 时的强度不低于 130MPa。

Sc 作为微量添加元素, 在 Al 基合金中可以析出共格的 Al₃Sc 相, 该相能强烈地钉扎位错和晶界, 稳定合金的亚结构, 显著细化晶粒并提高合金强度^[46,47]。但由于 Sc 的价格过高, 因此限制了 Sc 在 Al-Cu 合金中的应用。近年来, 研究人员发现在 Al-Cu 合金中添加微量的 Er, 可形成与基体共格/半共格的 Al₃Er 相, 该相与热稳定的 L1₂ 型 Al₃Sc 相类似, 可以细化合金的铸态组织, 提高合金的热稳定性及其硬度和强度^[48~50]。Yao 等^[51,52]研究了 La 对铸造 Al-Cu 合金组织和蠕变性能的影响规律。结果表明, La 可明显增加 θ' 相的数目并降低其尺寸, 提高时效强化效果, 在 Al-6%Cu 合金中添加 1%La 后, 析出的 Al₁₁La₃ 相有效地抑制了晶界滑动并限制了位错运动, 使蠕变性能比 Al-6%Cu 合金提高 3~5 倍。在铸造 Al-Cu 合金中添加稀土元素 Pr 及其氧化物 Pr_xO_y 可以获得和 La 相似的效果^[53,54]。Pr 及其纳米氧化物颗粒能减低 θ' 相的尺寸, 提高 θ' 相的数量, 并且在晶界和枝晶边缘处析出具有优异高温稳定性的 Al₁₁Pr₃ 相, 抑制蠕变过程中晶界的迁移和位错的运动, 在同样的蠕变条件下, 不添加 Pr 元素的合金稳态蠕变速率是添加 Pr 合金的 4 倍, 其时间-应变蠕变曲线如图 1-4 所示。

在 Al-Cu 系合金中添加微量 Ag, 会在 Al 合金的主要滑移面 $\{111\}_\alpha$ 上共格析出新的 Ω -Al₂Cu 相, 能有效阻止位错滑动, 大幅度提高材料的力学性能, 同时该相也具有较好的高温稳定性^[55]。但随着汽车工业的不断发展, Al-Cu-Mg-Ag 合金已经越来越满足不了发动机的性能要求, 因此在 Al-Cu-Mg-Ag 系合金的基础上添加稀土元素, 成为该系合金发展的一个趋势。Song Min 等^[56,57]研究了稀土 Ce 对 Al-Cu-Mg-Ag 合金组织和性能的影响, 结果表明, 与不含 Ce 的合金相比, 含 Ce 的 Al-Cu-Mg-Ag 合金中 Ω 相的尺寸较小、密度和体积分数较大, 表