

快速凝固/粉末冶金技术制备高性能高温铝合金及其复合材料的进展

李沛勇^{1,2,3}

- (1. 中国航发北京航空材料研究院, 北京 100095;
2. 北京市先进铝合金材料及应用工程技术研究中心, 北京 100095;
3. 先进复合材料重点实验室, 北京 100095)

[摘要] 快速凝固技术为高温铝合金的制备提供了可能的途径。近 30 年来, 运用快速凝固/粉末冶金工艺, 已研制成功了 Al-Fe-V-Si、Al-Fe-Mo-Si、Al-Fe-Cr-Ti 等系列的耐热温度达到 300~400°C 的高性能高温铝合金及其复合材料。总结了这些高温铝合金及其复合材料在工艺、成分、组织、性能和应用方面的研究进展, 讨论了存在的问题并阐述了未来的发展方向。

关键词: 快速凝固; 粉末冶金; 高性能高温铝合金; 铝基复合材料; 组织性能; 工艺

Developments in High-Performance Elevated-Temperature Aluminum Alloys and Their Composites Produced via Rapid Solidification and Powder Metallurgy

LI Peiyong^{1,2,3}

- (1. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China;
2. Beijing Engineering Research Center of Advanced Aluminum Alloys and Applications, Beijing 100095, China;
3. Key Laboratory of Advanced Composites, Beijing 100095, China)

[ABSTRACT] Rapid solidification technology provides a possible route to prepare elevated-temperature aluminum alloys. Al-Fe-V-Si, Al-Fe-Mo-Si, Al-Fe-Cr-Ti, etc., series high-performance elevated-temperature aluminum alloys and their composites with heat resistance at temperatures of 300–400°C have been successfully developed by rapid solidification/powder metallurgy process in nearly thirty years. In this paper, the developments in process, composition, microstructure, properties and applications for these elevated-temperature aluminum alloys and their composites are summarized, the existing problems and future directions are discussed.

Keywords: Rapid solidification; Powder metallurgy; High-performance elevated-temperature aluminum alloys; Aluminum matrix composites; Microstructure properties; Processing

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2020.07.064

快速凝固(Rapid solidification, RS)是指冷却速率达 10^4 °C/s 以上的凝固过程^[1], 其冷却速率是传统的铸锭冶金(Ingot metallurgy, IM)工艺的 1000 倍以上。快速凝固的优点包括^[1-3]: (1) 增大溶质元素的固溶度; (2) 细化晶粒和强化相; (3) 减小或消除成分偏析; (4) 形成过渡相; (5) 形成非晶和纳米晶; (6) 形成准晶。

自 20 世纪 50 年代以来已出现了许多快速凝固工艺, 其中雾化和熔体快淬工艺已进入实际应用。近 30 多年来, 快速凝固(RS)与粉末冶金(Powder metallurgy, PM)结合的工艺(RS/PM)已成功用于制备高温合金、

钛合金和铝合金等金属结构材料。铝合金作为一种轻质金属材料, 具有比强度高、成本低等特点, 广泛应用于航空航天和交通领域。但用作结构材料的传统铝合金(主要包括 2XXX、6XXX 系和 7XXX 系)耐热温度(长期工作温度)不超过 120~150°C^[4]。因为超过该温度, 会导致过时效, 出现合金中的过渡强化相粗化或向其平衡相 [θ (Al₂Cu)、S (Al₂CuMg)、 β (Mg₂Si)、 η (MgZn₂)] 转变, 最终导致合金的强度明显下降。钛合金的耐热温度可达到 400~550°C^[4], 但钛合金的密度比铝合金大 30%~35%。目前在 200~400°C 长时间应用领域, 因传统

铝合金耐热性能不能满足要求而仍然选用钛合金。

为满足航空航天和汽车领域对耐热温度为200~400℃的轻质金属材料的需求,自20世纪80年代开始,借助快速凝固技术,国内外开发了一系列的高性能高温铝合金,这些高温铝合金的耐热温度达到350℃左右^[4],通常包含了过渡族(TM)或/和稀土(RE)元素,且合金元素含量高。不同于传统铝合金,高温铝合金不能采用IM工艺制备,而只适合采用快速凝固或机械合金化工艺制备。为进一步改善高温铝合金高温下的持久性能、抗蠕变性能和模量,满足应用需求,国内外也通过加入增强颗粒或晶须制备以高温铝合金为基体的耐热铝基复合材料。

本文主要总结了快速凝固/粉末冶金制备的高性能高温铝合金及铝基复合材料的研究进展。先介绍典型的快速凝固和粉末冶金工艺,接着总结已出现的主要高性能高温铝合金及其复合材料的成分、组织和性能,然后归纳潜在应用,最后讨论存在的问题和未来研究方向。

1 工艺

迄今,研究和应用最广泛的用于铝合金的快速凝固工艺主要包括雾化和熔体快淬,如图1所示^[2,5-11]。雾化工艺采用气体或水作冷却介质,而熔体快淬工艺则采用铜辊冷却。图1中的超音速气体雾化、高压气体

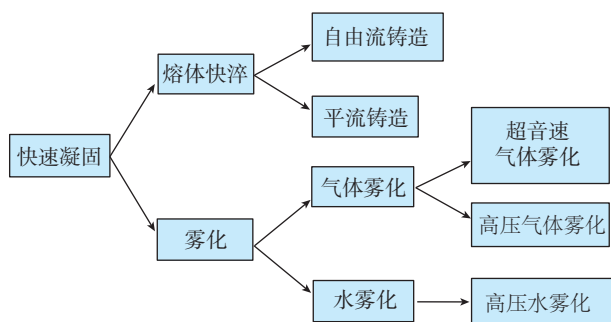


图1 典型快速凝固工艺的分类

Fig.1 Types of typical rapid solidification processes

雾化、高压水雾化、平流铸造、自由流铸造等方法均已获得应用,用于制备块体材料所需的粉末或薄带。表1对比了这几种快速凝固工艺^[8,9,11-15]。其中,目前已实现工业化生产的快速凝固工艺包括超音速气体雾化(Ultrasonic gas atomization, USGA)和平流铸造(Planar flow casting, PFC)。

USGA工艺如图2所示^[14],是指采用惰性气体(如氮气N₂、氩气Ar或氦气He)作为雾化介质,通过雾化器以超音速喷出雾化气体,将通过导液管流出铝合金熔体冲击破碎成液滴,液滴在雾化介质中冷却成粉末的过程。超音速气体雾化的冷却速率为10⁴~10⁵°C/s,获得的粉末较细,其平均粒径为30~40μm左右^[9,14]。

PFC工艺如图3所示^[5],是指铝合金熔体出口缝隙水冷却的铜辊之间的距离保持恒定,熔体在氩气压力下通过出口缝隙喷出,在高速旋转的水冷铜辊冷却下迅速凝固,形成薄带。平流铸造冷却速率为~10⁶°C/s^[5]。获得的薄带的典型厚度为20μm,宽度为25mm^[15]。接触铜辊的表面比其自由表面(与空气接触的表面)的组织更为细小。

除了上述两种快速凝固工艺外,还出现了机械合金化(Mechanical alloying, MA)和增材制造(Additive manufacturing, AM)工艺。MA工艺采用气体雾化纯元素粉末或气体雾化预合金粉末,通过冷压、焊合、破

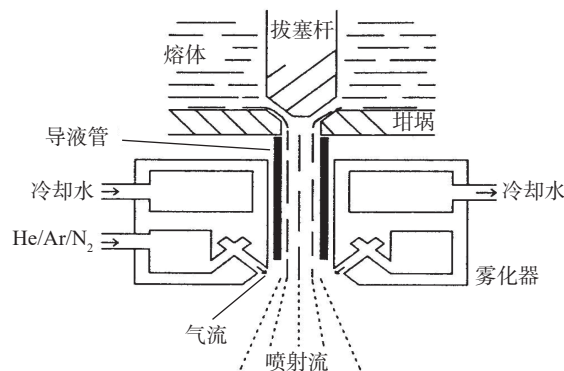


图2 超音速气体雾化示意图

Fig.2 Schematic of ultrasonic gas atomization

表1 典型快速凝固工艺的比较

Table 1 Comparison of typical rapid solidification processes

快速凝固工艺	雾化压力 /MPa	冷却速率 / (°C · s ⁻¹)	典型规格 /μm	形状	成本
平流铸造(PFC)	—	~10 ⁶	20	宽薄带	较高
自由流铸造(Free jet casting, FJC)	—	~10 ⁶	25	窄薄带	高
超音速气体雾化(USGA)	1.4~5	10 ⁴ ~10 ⁵	30~40	球形	较高
高压气体雾化(HPGA)	5~10	~10 ⁵	≤ 25	球形	较高
高压水雾化(HPWA)	≥ 150	10 ⁴ ~10 ⁶	—	非球形	较低

碎等机制,使溶质元素溶于铝基体中并细化晶粒,获得与上述快速凝固相似的效果,实现对合金的进一步改性等^[16]。AM工艺包括激光选区熔化成形(Selective laser melting, SLM)和电子束熔化成形(Electron beam melting, EBM),也都属于快速凝固。其中,对SLM制备单层厚度为50 μm 的铝合金,其冷却速率为 $9\times 10^5\sim 2\times 10^6\text{C/s}$ ^[17-18],该冷却速率比USGA工艺快,与PFC工艺的冷却速率相近。

除AM外,采用其他快速凝固方法制备的铝合金粉末或薄带,通常需要采用PM工艺才能制备成块体材料或制件。图4为铝合金及其复合材料的典型粉末冶金工艺流程图^[15,19-22]。制备高温铝合金及其复合材料时,采用雾化工艺制备的高温铝合金粉末或采用熔体快淬薄带经过粉碎制备的高温铝合金粉末,经机械筛分或气流分级处理后,选择合适粒径的合金粉末,用于制备粉末铝合金制件,或者与SiC等颗粒或晶须混合后制备制件。单一的高温铝合金粉末,或者与SiC等颗粒或晶须混合的复合粉末,可采用装包套-真空除气-热压/热等静压的路线,也可采用冷等静压-热压/热等静压的路线,还可采用冷等静压-真空除气-热压/热等静压的路线。其中,装包套-真空除气-热压的路线具有较低的成本。制备的坯锭采用挤压、轧制和锻造等变形铝合金热加工设备成形,可以制成所需要的棒材、型材、板材和锻件。由于粉末高温铝合金及铝基复合材料往往属于难变形材料,其变形工艺参数窗口窄,对变形温度和变形速率很敏感,因此,通常需要采用等温、慢速的变形工艺。

为降低铝合金粉末的氧含量,日本Tohoku大学建立了封闭系统的HPGA PM工艺^[22]。该封闭系统中,合金雾化、粉末处理和坯料制备全过程均处于真空或氩气保护中,其中真空或氩气中的氧和水气的含量低于 1×10^{-6} ^[23]。这种封闭系统可降低雾化过程高温铝合金粉末的氧含量,也可防止其在粉末处理过程中的进一步氧化。这种封闭系统除有利于提高高温铝合金的塑性外^[24],也有利于保证产品的质量稳定性,同时满足生产的安全

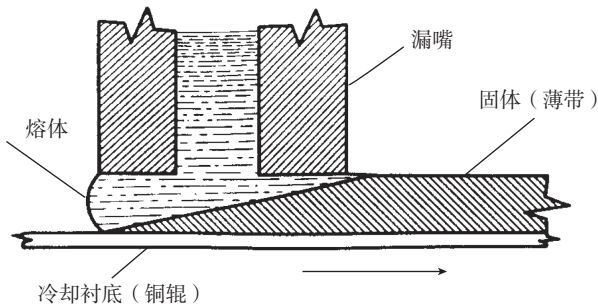


图3 平流铸造示意图

Fig.3 Schematic of planar flow casting

性和环保要求。

2 成分

高性能高温铝合金按组成元素可分为两类,即Al-TM(过渡族元素)-TM(过渡族元素)和Al-TM(过渡族元素)-RE(稀土元素)。其中选择的TM和RE元素在铝中的固溶度和扩散系数均很低(表2^[2,3,5-7,25])。强化相组成的元素在铝中低的固溶度和扩散系数有利于降低强化相的粗化长大速率,从而提升合金的高温性能及其热稳定性。

表3汇总了典型的高性能高温铝合金及其复合材料的成分^[19,22-23,26-36]。这些高温铝合金均包括含量较高,但在铝中固溶度很低的TM或/和RE合金元素,因此只能采用快速凝固或机械合金化工艺制备。按主要合金元素的不同,这些高温铝合金可分为Al-Cr系、Al-Fe系、Al-Ni系、Al-Ti系。以这些高温铝合金为基体的铝基复合材料的外加增强相通常为SiC、Al₂O₃、TiB₂、Si₃N₄等的颗粒或晶须,其体积分数为5%~15%。

3 组织

快速凝固/粉末冶金高性能高温铝合金的组织主要由 α -Al晶粒和分布于晶粒内部或/和晶界的弥散强

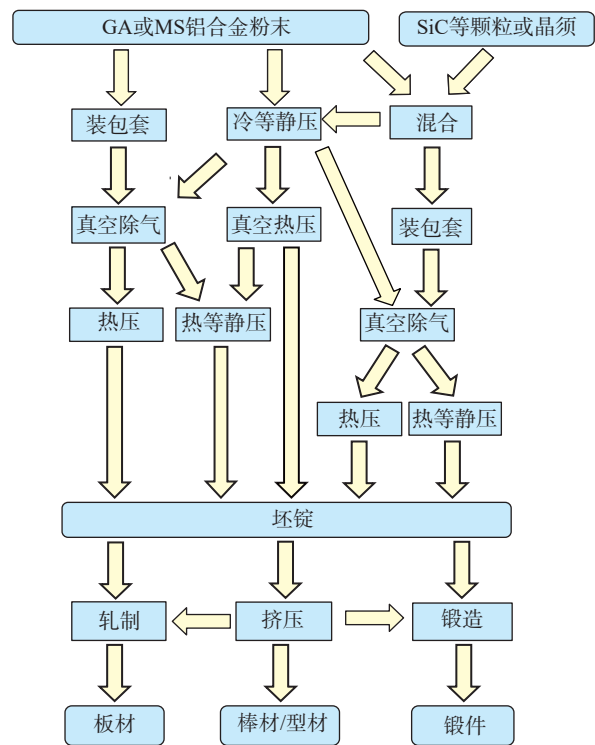


图4 铝合金及其复合材料典型的粉末冶金工艺流程图

Fig.4 Flow chart of typical powder metallurgy processes for elevated-temperature aluminum alloys and their composites

化相组成; 其中的弥散强化相可分为 L_{12} 相、准晶相、 $Al_{12}(Fe, X)_3Si$ ($X=V, Mo$) 相等亚稳相及金属间化合物平衡相。

3.1 L_{12} 相

L_{12} 相主要出现在包含 Zr、Ti 等的高温铝合金中, 如 Al-Ti-Fe、Al-Zr-V 等。典型的 L_{12} 相为 $L_{12}-Al_3M$ (M 为 Ti、V、Cr、Zr、Nb 等元素中的一种或几种) 相, 呈球形, 与基体基本共格(错配度很小, 仅 $\sim 0.3\%$)。与镍基合金类似, 包含 L_{12} 相的高温铝合金的耐热温度也可达到的 $0.75T_m$ (T_m 为合金的熔点对应的绝对温度), 即 $425^\circ C$ ^[36-39]。 L_{12} 相的尺寸很小 ($< 10nm$), 其体积分数通常也很小。例如, 美国西北大学研制的 Al-1.16Zr-1.76V (质量分数) 合金中的 $L_{12}-Al_3(Zr_{0.25}V_{0.75})$ 相的体积分数均仅 $\sim 5\%$ ^[36-39]。小体积分数的强化相导致高温铝合金强度不高, 难以达到应用要求。为提高 L_{12} 相的体积分数, 出现了先采用 MA 先制备包含 L_{12} 相的 $Al_{97}Zr_3$ (原子分数) 合金, 然后再用 20%~40% (质量分数) 包含 L_{12} 相的粉末与纯铝粉末混合的方法制备包含高体积分数的 L_{12} 相的高温铝合金^[40]。这为制备包含高体积分数 L_{12} 相的高温铝合金提供了一种新途径。

3.2 准晶相

准晶相主要出现在包含 Fe、Cr、V 等元素的高温铝

合金中。这些合金在快速凝固和机械合金化过程中会形成二十面体准晶相(I相)。I相呈球形(或O形), 尺寸通常为 100~300nm。例如, 对 Al-Fe-V 合金, 其 PFC 组织由 α -Al 和 I 相组成。I 相为伪二元相, 由铝及 (Fe, V) 固溶体组成。在该合金中加入 Si, 会降低 I 相的热稳定性, 其相变温度以 $25^\circ C/\%Si$ (原子分数) 的比例下降^[41]。对 Al-6Cr-2Fe-1Si (质量分数, 下同) 合金, 准晶相包括 $Al_{84.6}Cr_{15.4}$ 、 $Al_{95}Fe_4Cr$ 和 $Al_{74}Cr_{20}Si_6$ 。对 Al-6Cr-2Fe-1.5Ti-1Si 合金, 准晶相包括 $Al_{84.6}Cr_{15.4}$ 、 $Al_{82}Fe_{18}$ 、 $Al_{95}Fe_4Cr$ 和 $Al_{74}Cr_{20}Si_6$ ^[42]。对 Al-5.5Cr-3Fe-1Ti-1Ce 合金, 准晶相包括 $Al_{80}(Cr, Fe)_{20}$ 、 $Al_{13}Cr_2$ 和 $Al_{74}Cr_{20}Ce$ ^[43]。这些准晶相在 $\sim 350^\circ C$ 是稳定的, 但在 $450\sim 500^\circ C$ 这些准晶相转变为金属间化合物平衡相^[42-43]。美国 Pratt & Whitney 公司和 Connecticut 大学^[35] 采用 HPGA PM 工艺研制的 $Al_{93.8}Cr_{2.6}Co_{1.6}Mn_{1.5}Zr_{0.5}$ (原子分数) 合金也主要由 α -Al 和 I 相组成, 其中 I 相的尺寸为 50~100nm。该合金采用热压和锻造温度分别为 $300^\circ C$ 和 $260\sim 315^\circ C$ 。这表明, 在该热加工温度下, 合金中的准晶相是稳定的。

迄今研究较多的包含准晶的高温铝合金是 $Al_93Fe_3Cr_2Z_2$ ($Z=Ti, V, Nb, Ta$) 系合金^[44]。其中, 日本 Tohoku 大学研制的 $Al_{93}Fe_3Cr_2Ti_2$ 合金 MS 薄带组织主要由尺寸为 $\sim 100nm$ 的 I 相准晶颗粒和 α -Al 组成, 另外

表2 一些TM和RE元素在铝中的固溶度和扩散系数

Table 2 Solid solubility and diffusivity of some TM and RE elements

元素	平衡凝固条件下在铝中的最大固溶度		快速凝固条件下在铝中的固溶度		427°C 在铝中的扩散系数 / ($cm^2 \cdot s^{-1}$)
	质量分数 / %	原子分数 / %	质量分数 / %	原子分数 / %	
Co	0.02	0.01	1.09~10.32	0.5~5	2.15×10^{-11}
Cr	0.77	0.40	9.21~12.68	5~7	2.3×10^{-14}
Ce	0.05	0.01	9.14	1.9	—
Fe	0.052	0.025	7.94~11.67	4~6	1.12×10^{-15}
Gd	0.1	0.01	—	—	—
Mn	1.82	0.90	11.50~18.45	6~10	2.12×10^{-10}
Mo	0.25	0.056	3.45~5.14	1.0~1.5	6.03×10^{-15}
Nb	0.22	0.064	—	—	1.9×10^{-14}
Ni	0.05	0.023	2.58~15.36	1.2~7.7	8.4×10^{-15}
Sc	0.38	0.23	1.66	1.0	—
Si	1.65	1.59	17.57~18.59	17~18	2×10^{-12}
Ti	1.00	0.57	0.35~3.50	0.2~2	3.86×10^{-15}
V	0.6	0.32	2.61~3.71	1.4~2	3.94×10^{-15}
W	0.14	0.02	5.83~11.67	0.9~1.9	—
Y	0.1	0.03	—	—	—
Zr	0.28	0.085	3.95~4.90	1.2~1.5	6.6×10^{-17}

还包含少量的 $L1_2-Al_3Ti$ 和 $D0_{22}-Al_3Ti$ ^[45]。该合金通过在 $Al_{93}Fe_{4.2}Cr_{2.8}$ 三元合金基础上加入 Ti 元素,使其中的准晶明显细化,且 I 相分解温度由三元合金的 463°C 提高至 500~550°C,从而提高了合金的热稳定性^[45-46]。

3.3 $Al_{12}(Fe,X)_3Si$ ($X=V, Mo$) 相

$Al_{12}(Fe,X)_3Si$ 主要出现在 Al-Fe-X-Si ($X=V, Mo$) 系合金中。 $Al_{12}(Fe,X)_3Si$ 为纳米尺寸的亚稳相,呈球形,属于 bcc 结构的 α 相,其晶格常数为 1.259~1.264nm^[47]。冷却速度影响到该相的形成。以美国 Allied-Signal 公司研制的 Al-Fe-V-Si 系合金为例,采用 PFC 工艺制成厚度为 20 μ m 薄带,铜辊表面侧组

织为 $\alpha-Al_{12}(Fe,V)_3Si+\alpha-Al$; 自由表面(空气)侧为 $\alpha-Al_{12}(Fe,V)_3Si+\alpha-Al$ 球状颗粒(O 形相)。O 形相属于准晶(I 相),其晶面指数与 $\alpha-(Fe,V)_3Si$ 的相近。O 形相可转化为 $\alpha-Al_{12}(Fe,V)_3Si$ 颗粒^[47-48]。冷速快时,形成 $\alpha-Al_{12}(Fe,V)_3Si$; 冷速慢时,形成准晶^[49-50]。在 273°C 发生转变: $\alpha-Al+I+\alpha-Al_{12}(Fe,V)_3Si \rightarrow \alpha-Al+a-Al_{12}(Fe,V)_3Si$ 。另外,加入稀土元素会抑制 $Al_{12}(Fe, X)_3Si$ 的形成,降低合金的热稳定性。例如,在 $Al_{93.3}Fe_{4.3}V_{0.7}Si_{1.7}$ 合金中加入稀土 1% Nd (原子分数),会优先形成 Al_8Fe_4Nd ,而导致熔体中 Fe 的浓度下降,从而减少 $Al_{12}(Fe, V)_3Si$ 相^[51]。对于添加混合稀土(Mm)元素的 Al-Fe-V-Si-Mm 合

表3 典型的高性能高温铝合金及其复合材料的成分

Table 3 Compositions of typical high-performance elevated-temperature aluminum alloys and their composites

合金系	合金代号 / 牌号	生产商	名义成分
Al-Cr-Zr(-Mn)	—	Alcan (加拿大)	Al-5Cr-2Zr [*]
	—		Al-5Cr-2Zr-1Mn [*]
Al-Fe-Ce	X8019	Alcoa (美国)	Al-8.3Fe-4.0Ce [*]
	CZ42		Al-7.0Fe-6.0Ce [*]
	X8019/SiC/12.5p		87.5X8019+12.5SiC _p [#]
Al-Fe-V-Si	8022	Allied-Signal (美国)	Al-6.0Fe-1.3V-1.1Si [*]
	8009		Al-8.5Fe-1.3V-1.7Si [*]
	FVS 1212		Al-11.7Fe-1.2V-2.4Si [*]
	8009/SiC/11p		89%8009+11SiC _p [#]
Al-Fe-Mo	—	Pratt & Whitney (美国)	Al-8.0Fe-2Mo [*]
Al-Fe-Mo-Si	FMS 0612	北京航空材料研究院	Al-6.0Fe-1.3Mo-1.1Si [*]
	FMS 0918		Al-9.0Fe-2.0Mo-1.6Si [*]
	FMS 1224		Al-12Fe-2.6Mo-2.2Si [*]
	FMS 0714		Al-7.0Fe-1.4Mo-1.4Si-0.5Ti-1.3Zr [*]
	FMS 0917		Al-9.0Fe-1.7Mo-1.7Si-0.5Ti-1.3Zr [*]
	FMS 1224/SiC/5p		95FMS1224+5SiC _p [#]
Al-Ti-Fe	$Al_{93}Ti_{13.5}Fe_{3.5}$	Tohoku University (日本)	Al-3.5Ti-3.5Fe ^{&}
Al-Fe-Cr-Ti	$Al_{93}Fe_3Cr_2Ti_2$	Tohoku University (日本)	Al-3Fe-2Cr-2Ti ^{&}
Al-Fe-Cr-Zr	01489	VILS (俄罗斯)	Al-8.5Fe-1.1Cr-1.1Zr-1.1Mo [*]
Al-Cr-Co-Mn-Zr	$Al_{93.8}Cr_{2.6}Co_{1.6}Mn_{1.5}Zr_{0.5}$	Pratt & Whitney / University of Connecticut (美国)	Al-2.6Cr-1.6Co-1.5Mn-0.5Zr ^{&}
Al-Ni-Y-Co	$Al_{85}Ni_{15}Y_8Co_2$	Tohoku University (日本)	Al-5Ni-8Y-2Co ^{&}
Al-Ni-Ce	$Al_{93}Ni_{10}Ce_6$		Al-10Ni-6Ce ^{&}
Al-Ni-Mm	—		Al-14Ni-14Mm [*]
Al-Ni-Mm-Zr	—		Al-14Ni-7Mm-1Zr [*]
Al-Nd-Ti	—	北京航空材料研究院	Al-6Nd-2.5Ti [*]
Al-Zr-V	—	Northwestern University (美国)	Al-1.16Zr-1.76V [*]

注:“*”表示质量分数,“#”表示体积分数,“&”表示原子分数。

金也存在类似的现象^[52]。Al_{87.3}Fe_{4.3}V_{0.7}Si_{1.7}Mm_{6.0}合金薄带的组织转变过程为^[53]: Am(非晶)→ α -Al→(α -Al)+Al₁₁(La,Ce)+I→(α -Al)+Al₁₁(La,Ce)+I+I'。对应这3个过程的转变温度分别为~240°C、~330°C和~430°C。这一结果表明,加入Mm也抑制了Al₁₂(Fe,V)₃Si相的形成。对Al-Fe-V-Si系合金,采用PFC/RC PM工艺,在~400°C进行热加工变形后,其强化相主要为Al₁₂(Fe,X)₃Si。例如,对Al-Fe-V-Si系合金挤压棒材后,其组织由~50nm的 α -Al相和0.5~2 μ m的Al₁₂(Fe,V)₃Si相组成^[15,54]。8009合金轧制板材中,Al₁₂(Fe,V)₃Si的尺寸为80nm, α -Al晶粒的尺寸为0.5 μ m,存在 α 纤维结构;在560°C下热暴露至1000h时,该合金的组织无明显变化,未出现再结晶组织^[55]。这表明,Al-Fe-V-Si系合金组织具有很好的热稳定性。

北京航空材料研究院采用USGA PM工艺制备的Al-Fe-Mo-Si合金系的组织与PFC/RC PM Al-Fe-V-Si系合金的组织类似。Al-Fe-Mo-Si系合金挤压棒材组织由Al₁₂(Fe,Mo)₃Si弥散强化相和 α -Al相组成。其细粉中($\leq 10\mu$ m)的强化相约为6~80nm,粗粉中的强化相约为300nm。对FMS 0918和FMS 1224合金,粗粉中出现了大量细小Al₁₂(Fe,Mo)₃Si与铝组成的团聚体。团聚体的尺寸为630 μ m,其中包含的Al₁₂(Fe,Mo)₃Si颗粒尺寸为30~50nm^[28]。

3.4 金属间化合物平衡相

金属间化合物主要出现在包含过渡族元素或/和稀土元素的铝合金。这些合金的DSC曲线上往往出现2或3个典型的放热峰,分别对应非晶转化为纳米晶和金属间化合物平衡相的析出。例如,Al₉₀Fe₇Nb、Al₈₇Fe₁₀Nb₃、Al₈₇Fe₉Nb合金的组织在287~367°C由非晶转变为纳米晶,在427~487°C析出金属间化合物平衡相^[56]。Al₉₃Ni₁₀Ce₆合金采用MS制备的薄带最初为非晶态,在297°C出现纳米铝晶粒,在330°C和370°C

析出Al₃Ni、Al₄Ce和Al₁₁Ce金属间化合物^[31]。X8019(Al-Fe-Ce系)合金的雾化粉末中形成过渡相颗粒,当温度达到315°C以上时,这些过渡相转变为Al₆Fe、Al₈Fe₄Ce、Al₁₀Fe₂Ce等金属间化合物的平衡相^[17]。这些高温铝合金的熔体快淬或气体雾化制备的粉末后续均需采用热压或挤压等热加工成形;而热加工成形温度通常达到300~400°C以上。因此,经过热加工后的合金组织都转变为 α -Al晶粒和金属间化合物平衡相。例如,Al-5Cr-2Zr和Al-5Cr-2Zr-1Mn经过挤压或锻造后,其组织由 α -Al和细小的Al₃Zr、Al₁₃Cr₂金属间化合物颗粒组成^[57]。Al_{89.7}Ni₈Mm_{1.5}Zr_{0.8}(原子分数)挤压态组织由 α -Al、Al₃Ni、Al₁₁Mm和Al₃Zr组成,尺寸分别为80nm、50nm、50nm和10nm^[58]。Al₈₉Ni₃Gd₇Fe,挤压态组织由 α -Al晶粒和纳米尺寸的金属间化合物颗粒组成。 α -Al晶粒尺寸为~200nm,金属间化合物呈棒状(长~160nm,宽~30nm)和等轴状(~80nm),大部分位于晶界^[59]。01489合金(Al-Fe-Cr-Zr-Mo)的组织也由 α -Al和金属间化合物组成。这些金属间化合物可以阻止晶粒长大^[34]。

上述高温铝合金中的弥散强化相的粗化速率按L₁₂相>Al₁₂(Fe,X)₃Si相>准晶相>金属间化合物平衡相的顺序递增。表4汇总了一些高温铝合金中强化相在高温下的粗化速率^[30,37,60-62]。可以看出,425°C左右,L₁₂相的粗化速率最小,为10⁻²⁹~10⁻²⁸m³/h,其次为Al₁₂(Fe,V)₃Si相,其粗化速率为10⁻²⁷~10⁻²⁶m³/h。而金属间化合物平衡相的粗化速率最大,约为10⁻²³m³/h,分别是L₁₂相和Al₁₂(Fe,V)₃Si相的10⁵和10³倍。

高温铝合金的理想弥散强化特征包括^[36]:(1)合金元素在铝中低的扩散系数;(2)合金元素在铝中低的固溶度;(3)低的弥散相/铝的界面能;(4)在使用温度下粗化速率小,且不发生相变。为获得更好的高温性能,也出现了在高温铝合金中加入SiC、Al₂O₃、Si₃N₄等增强

表4 一些高温铝合金中弥散强化相的粗化速率

Table 4 Coarsening rates of dispersoids in some elevated aluminum alloys

合金牌号/代号	主要弥散相	直径/nm	体积分数/%	粗化速率/(m ³ ·h ⁻¹)
X8019	Al ₃ Fe, Al ₁₀ Fe ₂ Ce	150	15	~10 ⁻²³ (427°C)
Al-6Nd-2.5Ti	Al ₂₀ Ti ₂ Nd	50	27	2.56×10 ⁻²³ (427°C)
8009	Al ₁₂ (Fe,V) ₃ Si	25~120	24	3×10 ⁻²⁶ (425°C)
FVS1212	Al ₁₂ (Fe,V) ₃ Si	30~80	36	8×10 ⁻²⁷ (425°C)
Al-3.14Cr-4.03Zr-1.95Nb	L ₁₂ -Al ₃ (Zr _{0.67} Nb _{0.33})	~1	8	5.73×10 ⁻³⁰ (375°C)
				2.51×10 ⁻²⁹ (400°C)
				5.86×10 ⁻²⁸ (450°C)
Al-1.16Zr-1.76V	L ₁₂ -Al ₃ (Zr _{0.25} V _{0.75})	~5	5	1.0×10 ⁻²⁸ (425°C)

颗粒或晶须制成复合材料；这些增强相的加入可进一步细化晶粒和阻碍晶粒长大。高性能高温铝合金及其复合材料理想的组织为：由细小的晶粒和在晶粒内部及晶界存在较高体积分数、细小的、界面能小、粗化速率小且热稳定性好的球状弥散相或 / 和外加的增强相组成。上述包含 $L1_2$ 相、 $Al_{12}(Fe,X)_3Si(X=V、Mo)$ 相和准晶相的高温铝合金及其复合材料具备这样的组织特征。

4 性能

采用 RS PM 制备的高温铝合金及其复合材料因其独特的组织特征,显示比传统 I/M 铝合金更好的高温拉伸、疲劳、持久、阻尼等性能。

4.1 拉伸性能

在拉伸性能方面,迄今有关 RS PM 高温铝合金的研究较多,而有关其复合材料的研究较少。表 5 归纳了一些典型的高性能高温合金及其复合材料(包含准晶、 $Al_{12}(Fe,X)_3Si(X=V、Mo)$ 相和金属间化合物及其复合材料的性能)的拉伸性能和拉伸弹性模量^[19-20,22-23,27-29,34-35,58,63-64]。包含 $L1_2$ 相的高温铝合金因其体积分数小,其强度偏低且尚未达到应用水平,相关的性能数据也尚未见报道。而包含金属间化合物平衡相的 Al-Ni-RE 系合金的室温强度是最高的,这与其组织中存在纳米晶有关。但高温下,该系列合金的强度下降明显,这与高温下纳米晶长大、而其中的金属间化合物平衡相粗化速率大有关。包含准晶颗粒的 Al-Fe-

表5 典型高性能高温铝合金及其复合材料的拉伸性能(纵向)

Table 5 Tensile properties of typical high-performance elevated-temperature aluminum alloys and their composites (longitudinal direction)

金代号 / 牌号	工艺	测试温度 / °C	弹性模量 E/GPa	抗拉强度 σ_b /MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$ /MPa	延伸率 δ /%
CZ42	GA PM, Extrusion	室温	78.6	448	379	5.0
		166	68.9	365	345	—
		232	64.1	310	296	—
		316	56.5	221	200	—
X8019/SiC/12.5p	GA PM, Extrusion	室温	101	490	414	2.8
		149	—	420	372	3.0
		232	—	360	317	3.6
		316	—	241	214	7.5
8009	PFC/RC PM, Extrusion	室温	88.4	437	390	10
		150	83.2	372	340	7
		204	—	341	312	8
		260	—	308	280	9
	PFC/RC PM, Forging	315	73.1	261	244	9
		室温	—	462	434	12
		150	—	372	345	6
		204	—	338	303	6
8009/SiC/11p	PFC/RC PM, Extrusion	260	—	290	276	8
		315	—	248	241	9
		室温	—	503	434	4.1
		149	—	393	358	2.5
		232	—	338	262	3
		371	—	179	123	6

续表

金代号 / 牌号	工艺	测试温度 / °C	弹性模量 E /GPa	抗拉强度 σ_b /MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$ /MPa	延伸率 δ /%
FVS 1212	PFC/RC PM, Extrusion	室温	95.5	559	531	7.2
		150	—	469	455	4.2
		230	—	407	393	6.0
		315	—	303	297	6.8
FMS 0918	USGA PM, Extrusion	室温	—	458	414	15.7
		300	—	245	232	10.6
		425	—	122	107	10.8
FMS 1224	USGA P/M, Extrusion	室温	—	588	508	3.6
		300	—	291	268	4.2
		425	—	137	118	8.0
FMS 1224/SiC/5p	USGA PM, Forging	室温	84.6	580	455	1.6
		260	76	365	290	2.5
FMS 0917	USGA PM, Extrusion	室温	—	643	595	3.0
		300	—	292	256	4.7
		425	—	117	97	12.6
Al ₉₃ Fe ₃ Cr ₂ Ti ₂	USGA PM, Extrusion	室温	80	596	519	5.9
		200	—	370	—	—
		250	60	360	—	—
		300	—	270	—	—
		400	—	190	—	—
Al _{93.8} Cr _{2.6} Co _{1.6} Mn _{1.5} Zr _{0.5}	GA PM	室温	90.5	—	690	6
		315	73	—	480	10
Al ₈₅ Ni ₅ Y ₈ Co ₂	HPGA PM	室温	—	900	—	—
		300	—	480	—	—
Al _{88.5} Ni ₈ Mm _{1.5} Zr _{0.8}	HPGA PM	室温	96	892	823	4.6
		150	—	600	—	8.0
		200	—	450	—	12
		300	—	220	—	28
Al-14Ni-14Mm	HPGA PM	室温	76.2	644	635	3.3
		150	—	250	236	3.4
		297	—	192	182	4.7
		350	—	105	99	9.3
		400	—	69	64	9.9
Al-14Ni-14Mm-Zr	HPGA PM	室温	76.8	662	631	1.1
		150	—	318	318	4.5
		297	—	221	221	5.1
		350	—	137	137	5.8
		400	—	88	82	9.2
01498	RS PM, Extrusion	室温	—	570	550	7.0
		250	—	380	—	—
		300	—	280	—	—
		350	—	210	—	—
	RS PM, Forging	室温	—	548	512	8.1
		250	—	371	—	—
		300	—	270	—	—
		350	—	200	—	—

Cr-Ti 系和 Al-Cr-Co-Mn-Zr 系合金,包含 $Al_{12}(Fe, X)_3Si$ ($X=V, Mo$) 相的 FVS 和 FMS 系合金的高温性能均优于 Al-Ni-RE 系和 Al-Fe-Ce 系合金。相比较, Al-Fe-Cr-Ti 系合金和 Al-Cr-Co-Mn-Zr 系合金的延伸率比 FVS 和 FMS 系合金的略高,且 Al-Cr-Co-Mn-Zr 系合金的室温和 315°C 高温拉伸综合性能较好。在 Al-Fe-X-Si 合金中加入稀土元素可进一步改善合金的性能。例如,加 Mm 可形成纳米晶合金,显示出比 Al-Fe-V-Si 合金更高的室温强度^[65];加 Er 可改变 FVS0812 合金的韧性^[66]。为改善塑性,也出现了加入纯铝复合的方法^[67]。例如, $Al_{93.1}Ti_{2.3}Fe_{2.3}Cr_{2.3}$ (原子分数)合金加入 10% Al (体积分数),其室温抗拉强度由 650MPa 下降至 600MPa,而延伸率由 6.5% 增大至 7.5%^[67]。另外,通过采用封闭系统 HPGA PM 制备,降低氢含量和氧含量, $Al_{93.1}Ti_{2.3}Fe_{2.3}Cr_{2.3}$ 的抗拉强度和延伸率均得到改善^[24]。对以高温铝合金为基体的 SiC 颗粒增强的铝基复合材料,如 8009/SiC/11p,与对应的基体合金相比,其室温强度有一定改善,但延伸率下降明显;但其高温强度改善不明显。

图 5 对比了快速凝固/粉末冶金制备的 FVS 和 FMS 系高温铝合金和传统铝合金的抗拉强度随温度的变化^[28]。可以看出,采用 USGA PM 工艺制备的 Al-Fe-Mo-Si (FMS) 系与采用 PFC/RC PM 工艺制备的 Al-Fe-V-Si (FVS) 系的性能相近,这两种系列的高温铝合金的 200~400°C 抗拉强度均明显优于 2024、2219、2618 等传统铝合金。

4.2 中温脆性

对 Al-Fe 系高温铝合金,会出现随温度升高,在

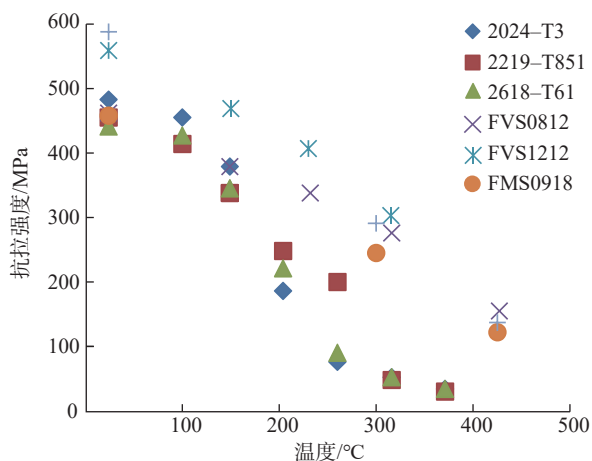


图5 快速凝固/粉末冶金FVS/FMS系列高温铝合金和一些传统铝合金抗拉强度随温度的变化

Fig.5 Temperature dependence of ultimate tensile strength of RS/PM FVS/FMS series elevated temperature alloys and some conventional aluminum alloys

~150°C 左右出现延伸率下降至最低值的中温脆性 (Intermediate temperature embrittlement, ITE) 现象。图 6 展示了 PM 纯铝和 FVS 系高温铝合金的延伸率随温度的变化^[10,20]。可以看出, Al-Fe-V-Si 系的 8009 和 FVS1212 合金的中温脆性明显, PM 纯铝的延伸率随温度升高持续下降,而 Al-12Ti 的延伸率随温度升高而逐渐增大。这预示着 Al-Fe 系高温铝合金的延伸率随温度的变化与原始粉末颗粒边界 (Prior powder boundaries, PPBs) 状态和高 Fe 合金化元素有关。

Al-Fe-V-Si 系高温铝合金的中温脆性 (ITE) 现象还存在以下特点^[56,68-70]:

- (1) 在应变敏感系数-温度关系图上约 100°C 出现下降;
- (2) ~175°C 蠕变裂纹生长速率增加;
- (3) ~175°C 断裂韧性下降;
- (4) 疲劳裂纹扩展速率的时间相关增强;
- (5) 应变速率降低,中温脆性现象更为明显。

上述中温脆性现象可能的产生机制包括^[56,71-72]:

- (1) Fe 等溶质元素的析出导致了动态应变时效 (Dynamic strain aging, DSA), 即溶质元素和位错交互作用;
- (2) 粉末颗粒边界 (PPBs) 结合强度变化;
- (3) 细小的晶粒。

对 Al-Fe-V-Si 系中的 8009 合金,其断口的 PPBs 分层现象在 175°C 最明显^[71],这表明,中温脆性与 PPBs 的结合有关。因除气温度低 (通常为 ~400°C), 表面氧化膜中氧、水分解不完全^[72],可能会导致 PPBs 结合不佳。随温度升至 100~200°C 时,氢和氧的析出,导致

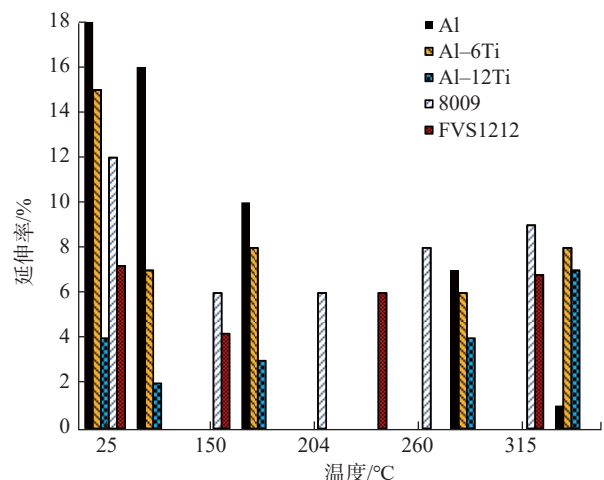


图6 PM纯铝和一些高温铝合金延伸率随温度的变化

Fig.6 Temperature dependence of elongation of PM pure aluminum and some elevated-temperature aluminum alloys

PPBs 结合减弱,引起延伸率下降;后续升温导致氢和氧溶解于基体,PPBs 结合增强,则延伸率增大。对含混合稀土的 Al-Ni-Mm(-Zr) 系合金(属非晶/纳米晶合金),其延伸率随温度升高而增大,而不出现中温脆性(表5)。这表明中温脆性与晶粒尺寸无关^[59]。这可能与稀土元素改变了粉末表面氧化膜的状态有关。要减小 Al-Fe 系高温铝合金的中温脆性,可以通过改进挤压、增加轧制等变形,改善 PPBs 的结合,从而改善材料的延伸率;也可以通过加入稀土元素微合金化或 SiC 颗粒,改善 PPBs 的结合状态,从而减小中温脆性。

4.3 疲劳性能

有关 RS/PM 高温铝合金及其复合材料的疲劳性能报道较少。表 6 列出了一些高性能高温铝合金及其复合材料的光滑试样的疲劳极限^[19,22,27,35,65,73-74]。当 $R=-1$, 2XXX 系和 7XXX 系等传统铝合金光滑试样的室温疲劳极限为 150~170MPa, 200°C 下,因过时效其疲劳极限明显下降^[2]。对包含 X8019、8009 高温铝合金及其复合材料,其室温疲劳极限与传统铝合金的相当;而在 200°C 左右,这些合金和复合材料的高周疲劳极限(对应 $R=0.1$)和旋转弯曲疲劳极限(对应 $R=-1$)均下降不大,明显优于传统变形铝合金。对包含准晶的 $Al_3Fe_3Cr_2Ti$ 和 $Al_{93.8}Cr_{2.6}Co_{1.6}Mn_{1.5}Zr_{0.5}$ 、包含纳米晶和金属间化合物的 $Al_{88.5}Ni_8Mm_{3.5}$,其室温和 200°C 左右的疲劳极限比 X8019、8009 及其复合材料的分别高 50~80MPa。

4.4 断裂韧度

高温铝合金及其复合材料的断裂韧度随合金元素含量增大、弥散强化相或/外加增强物的体积分数增大

而减小。Fe 含量为 ~8% (质量分数)、弥散相体积分数为 27% 的 8009 合金的室温断裂韧度达到 $31MPa \cdot m^{1/2}$, 与传统铝合金相当。而 Fe 含量为 ~12% (质量分数)、弥散相体积分数为 36% 的 FVS1212 的断裂韧度仅为 $11MPa \cdot m^{1/2}$ ^[75]; X8019/SiC/12.5p 的断裂韧度为 $10MPa \cdot m^{1/2}$ ^[63]。另一方面,高温合金的断裂韧度随试样开口半径的增大和试验温度的升高而增大。表 7 给出了 $Al_{89}Ni_3Gd_7Fe_1$ 的不同开口半径和不同温度下的断裂韧度^[76]。当开口半径大于 100 μm , 室温和 225°C 的断裂韧度均大于 $25MPa \cdot m^{1/2}$ 。这对其在高温下使用是有利的。

4.5 持久性能

因具有更好的高温强度和组织热稳定性,高温铝合金及其复合材料显示出比传统铝合金更好的持久性能。表 8 对比了一些高温铝合金及铝基复合材料与传统铝合金的高温持久性能^[2,28,77]。可以看出,8009、FMS0918 合金的高温持久性能相当,二者均明显优于传统变形铝合金。而加入 SiC 颗粒的复合材料具有更好的高温持

表7 $Al_{89}Ni_3Gd_7Fe_1$ 合金的断裂韧度
Table 7 Fracture toughness of $Al_{89}Ni_3Gd_7Fe_1$

开口半径 $r/\mu m$	断裂韧度 $K_{IC}/(MPa \cdot m^{1/2})$	
	25°C	225°C
0	5.6~9	12.5~23.3
100	26.8~30	29.7~33
450	40~49	34~39.5

表6 一些高性能高温铝合金及其复合材料的疲劳性能(纵向)

Fig.6 Fatigue properties of some high-performance elevated-temperature aluminum alloys and their composites (longitudinal direction)

合金代号/牌号	工艺	测试温度/°C	循环特征 R	光滑试样疲劳极限 σ_f/MPa
X8019	GA P/M, Extrusion	室温	0.1	216
		232	0.1	175
X8019/SiC/12.5p	GA P/M, Extrusion	室温	-1	175
8009	PFC/RC P/M, Extrusion	室温	0.5	300
		室温	-1	186
		175	-1	172
		232	-1	150
8009/SiC/11p	PFC/RC P/M, Extrusion	室温	0.1	233
$Al_3Fe_3Cr_2Ti_2$	USGA P/M, Extrusion	室温	0.1	325
$Al_{93.8}Cr_{2.6}Co_{1.6}Mn_{1.5}Zr_{0.5}$	GA P/M, Forging	室温	-1	255
$Al_{88.5}Ni_8Mm_{3.5}$	HPGA P/M, Extrusion	室温	-1	330
		200	-1	220

表8 一些高温铝合金及铝基复合材料的持久性能与传统铝合金的对比
Table 8 Comparison of stress-rupture properties of some elevated-temperature aluminum alloys, their composites and conventional aluminum alloys

温度 /°C	(持久应力 /MPa) / (断裂时间 /h)							
	2124-T851	2218-T61	2219-T851	2618-T61	FMS0918	FMS1224	8009	8009/SiC/11p
300	—	—	—	—	100/>400	—	—	—
300	—	—	—	—	150/149.6	—	—	—
300	—	—	—	—	175/17.5	175/34.3	—	—
315	34/100	27/100	69/100	32/100	—	—	—	—
316	—	—	—	—	—	—	150/400	150/5000
316	—	—	—	—	—	—	170/10	170/200

久性能。例如,对 8009/SiC/11p,其 316°C 的在 150MPa 和 170MPa 下持久寿命分别是 8009 合金的 12.5 倍和 20 倍^[77]。

4.6 蠕变性能

高温铝合金及其复合材料表现出较大的高温蠕变应力指数(n)和高的蠕变激活能(Q)。例如,8009 合金的 n 和 Q 分别为 14~18、296kJ/mol^[78]。FVS1212/SiC/5p 的 n 和 Q 分别为 13.4~20.8、768kJ/mol^[79]。对 8009/Si₃N₄/15w, n 为 12 (500°C)、11 (550°C), Q 为 321kJ/mol (500°C)^[80]。纯铝的 n 和 Q 分别为 3~5、142kJ/mol,其蠕变与铝中晶格自扩散有关;对弥散强化的高温铝合金及其复合材料 ($n \geq 7$),其蠕变与基体与高刚度弥散相之间的相互作用和位错脱离弥散颗粒有关^[78,80-82]。通过外加陶瓷晶须可更明显地改善高温铝合金的抗蠕变性能。例如,对 8009/SiC/15p 复合材料,其蠕变抗力与基体合金的相近^[83];而对 8009/SiC/14.5w 和 8009/Al₁₈B₄O₃₃/15w 复合材料(晶须直径 0.5~1 μ m,长度 10~30 μ m)的蠕变速率比基体合金(8009)小 2 个数量级^[84-85]。这与加入陶瓷晶须,可明显减小铝晶粒尺寸,从而增加蠕变抗力有关。

4.7 阻尼性能

高温铝合金具有另外一个独特的性能,即良好的阻尼性能。这与其细小的晶粒和弥散强化相有关,主要来自于其中的晶界、弥散强化相/ α -Al、PPBs 等界面阻尼的贡献。例如,以 FMS 系列高温铝合金为例,当频率为 1Hz 时,室温和 250°C 阻尼性能分别为 (6~10) $\times 10^{-3}$ 和 (17.5~40) $\times 10^{-3}$,是传统的 2618-T61 铝合金(其室温阻尼性能小于 3 $\times 10^{-3}$,250°C 阻尼性能小于 8 $\times 10^{-3}$)的 2 倍以上。其中, FMS0612、FMS0918、FMS1224 合金经过 425°C/100h 热暴露后的阻尼性能与热暴露前的相比无明显变化,这也表明这些合金在 425°C 下具有良好的组织稳定性^[28]。另外,高温铝合金也可用作基体来研制高阻尼的铝基复合材料^[86]。良好的阻尼性能赋予高

温铝合金及其复合材料较好的减振性能,可满足高温和振动环境下的应用需求。

4.8 密度

因包含中等或高合金含量的 TM、RE 等密度较大的元素,高温铝合金的密度比传统铝合金的略大。FVS、FMS 系列高温铝合金密度为 2.83~3.02g/cm³^[19,27,63]。高温铝合金的密度随合金元素含量和外加的 SiC 等增强相的加入量的增大而增大(为兼顾材料的塑性和韧性,对中等合金含量,外加增强相的体积分数通常不超过 15%;对高合金含量,外加增强相的体积分数通常不超过 5%),但其最大密度通常不超过 3.1g/cm³。同钛合金(密度 ~4.5g/cm³)相比,采用高性能高温铝合金及铝基复合材料可获得 30%~35% 的减重效果。

5 应用

RS/PM 高性能高温铝合金及铝基复合材料因其合金中的弥散相的不同显示出不同的耐热性。包含金属间化合物平衡相的 Al-TM-RE 型高温铝合金及其铝基复合材料的耐热温度为 250~300°C。例如, X8019 合金在不超 260°C 热暴露 1000h,屈服强度无明显变化;但超过 260°C 热暴露后,屈服强度开始出现明显下降^[1]。而包含准晶相和 Al₁₂(Fe,X)₃Si 相为强化相的高温铝合金的 Al-TM-TM 型高温铝合金及其复合材料比传统铝合金具有更好的高温性能(包括高温拉伸强度、疲劳极限、持久和蠕变性能等)和热稳定性。迄今已经达到工程化阶段的包含球状 Al₁₂(Fe,V)₃Si 或 Al₁₂(Fe,Mo)₃Si 等纳米相的 Al-Fe-V-Si 系、Al-Fe-Mo-Si 系高温铝合金及其复合材料,以及研究较多的包含准晶相的 Al-Fe-Cr-Ti 系等高温铝合金及其复合材料和铝基复合材料,其耐热温度均可达到 300~400°C。例如, FVS0812、FVS1212 合金在 425°C/1000h 退火,拉伸性能保持稳定^[25,61,70];在 482°C/100h 热暴露后,才会析出针状 Al₁₃Fe₄ 或 Al₃Fe,

导致断裂韧度和延伸率下降^[87]。采用 HPGA PM 制备的包含准晶的 Al-Ti-Fe-X (X=V, Zr, Cr, Mo) 合金,其室温抗拉强度与 Al-Ti-Fe 的相当,而高温性能优于 Al-Ti-Fe,且在 350°C/1000h 和 400°C/100h 热暴露后显示出良好的热稳定性,抗拉强度无明显下降^[88]。这种良好的耐热性能与这些高温铝合金中的 Al₁₂(Fe, X)₃Si (X=V, Mo) 相或准晶相,呈球形、尺寸小、与铝基体之间的界面能小、粗化速率小,且向平衡相转变的温度高有关。

传统铝合金的耐热温度不超过 200°C,钛合金的耐热温度在 400°C 以上,而高性能高温铝合金及铝基复合材料的耐热温度范围可达 300~400°C,正好填补了传统铝合金与钛合金的耐热温度范围,可应用于超音速飞机及航天飞行器、航空发动机、汽车发动机等需求耐热轻质金属结构材料领域。表 9 汇总了高温铝合金及铝基复合材料的潜在应用^[4,27,32,69,89]。对航空或航天飞行器,当速度达到 Ma=0.8 时,表面温度达到 100°C;当速度达到 Ma=3.0 时,表面温度达到 288°C^[32]。对航空发动机、风扇叶片和低压压气机叶片等工作温度可达 150~350°C。对汽车和地面交通工具,发动机叶轮、刹车轮等工作温度可达 120~400°C,这些领域均可应用到高性能高温铝合金及铝基复合材料。温度超过 200°C 时,高性能高温铝合金及铝基复合材料强度优于传统变形铝合金;在 352°C 以内,其比强度、比刚度可以与钛合金相比拟^[69]。采用高性能高温铝合金及铝基复合材料替代钛合金,可实现减重 30% 左右,从而满足未来航空航天和汽车领域发展对结构减重的需求。

6 存在问题

目前已出现了多种系列的高性能高温铝合金及其复合材料,但针对应用需求,还存在一些亟待解决的问题。

(1) 塑性、韧性偏低。

高温铝合金均包含了高含量的 TM 和 RE 元素。这些元素可与铝形成亚稳相弥散颗粒、准晶相颗粒或金属间化合物平衡相颗粒。合金中这些颗粒的体积分数达到 27%~36%,另外,这些合金也通常加入 5%~15% (体积分数的) SiC 颗粒或晶须等增强相,进一步改善合金的高温强度。这些导致高温铝合金及其复合材料的延伸率和断裂韧度均偏低。例如,对高合金化的高温铝合金及其铝基复合材料,其室温的延伸率仅为 1%~3%,断裂韧度为 ~10MPa·m^{1/2}^[63,75]。而作为结构材料,通常要求其延伸率大于 3%,断裂韧度大于 15MPa·m^{1/2}。

(2) 中温脆性。

对于高 Fe 含量的高温铝合金,如 Al-Fe-Ce 系、Al-Fe-V-Si 系等及其复合材料,均出现当温度升温至 150°C 左右时延伸率降低的中温脆性现象。这一现象与粉末结合表面状态及动态应变时效有关。由于除气温度和热挤压温度大多数为 400°C 左右,粉末除气并达到理想状态、后续热加工时粉末表面氧化膜的破碎和结合不理想会影响粉末之间的结合。

(3) 热加工成形困难。

不同于传统的 2XXX 系、7XXX 系等热处理强化的铝合金,随温度的升高,高温铝合金中的弥散强化相的组成元素在铝中的固溶度很小,热加工过程中强化相只会粗化,不能回溶于基体中,因此,高温铝合金及其复合材料的变形抗力很大,同时高温下的延伸率较低。因此高温铝合金热加工需求的设备吨位比传统铝合金的大,同时热加工成形容易出现开裂问题。

(4) 性能数据积累不足、应用偏少。

目前高温铝合金及其复合材料的性能数据主要为拉伸性能,有关其疲劳、疲劳裂纹扩展、断裂韧度、高温持久和蠕变等性能数据少。同时,目前的性能数据主要来源于小规格的挤压棒材或轧制板材,而有关工程

表9 高温铝合金及基复合材料的潜在应用

Table 9 Potential applications for elevated-temperature aluminum alloys and their composites

应用领域	类别	使用范围、零部件	优势	备注
飞机	板材	机翼上下蒙皮、前缘	耐热温度比传统铝合金提高约 130°C	替代传统铝合金
	锻件	机轮	耐蚀、提高寿命	替代 2014-T6
		辅助动力叶轮	减重	替代钛合金
	线材	铆钉	减重	替代 A286 钢
汽车	锻件	压气机叶轮、刹车轮	减重	替代钛合金、钢
发动机	锻件、轧环、挤压件	170~350°C 工作环境下的静子结构件	减重	替代钛合金
导弹	锻件、板材、挤压件	弹翼、壳体	减重、提高使用温度	替代钛合金和铝合金
超音速飞行器	板材	蒙皮	减重	替代钛合金

化的大规格制件及其性能数据少,相关应用的报道也很少。

(5) 成本高。

若采用气体雾化制粉,高温铝合金的雾化温度高,雾化难度更大,制粉和粉末处理成本高;若采用平流铸造/薄带制粉,因增加了薄带粉碎工序,成本也很高;若要制备成铝基复合材料,则成本更高。这在一定程度上阻碍了高温铝合金及其复合材料的应用。

7 结论

经过 30 多年的研究,有关高温铝合金及其复合材料的快速凝固技术和粉末冶金工艺已建立起来,迄今已成功研制出了 Al-Fe-V-Si、Al-Fe-Mo-Si、Al-Fe-Cr-Ti 等系列的高性能高温铝合金及其复合材料。这些材料以球形的纳米 $L1_2$ 、Al(Fe,X)Si (X=V, Si) 或准晶颗粒,或 / 和 SiC、 Al_2O_3 、 Si_3N_4 等的颗粒或晶须作为强化相,可用于部分替代传统铝合金和钛合金,应用于航空航天和汽车领域等需要减重和耐热(300~400°C)的场合。但这些高温铝合金及其复合材料还存在塑性和韧性低、热加工难度大、性能数据不足、应用偏少、成本偏高等问题。为促进高温铝合金及其复合材料的应用,未来还需开展以下研究:

(1) 进一步优化性能,尤其是高温强度和韧性。现有中等合金含量的高温铝合金的塑性、韧性较好,但高温强度偏低;高合金含量的高温铝合金及铝基复合材料的高温强度和蠕变性能较好,但塑性、韧性偏低。未来的方向是通过微合金化、成分优化、采用封闭系统降低粉末氧含量、机械合金化和热加工工艺优化合金中的弥散强化相的颗粒尺寸和形状、改善粉末之间结合,进一步提升合金的高温性能,改善塑性和韧性。其中,引入机械合金化制备包含高体积分数的球形 $L1_2$ 相或准晶颗粒的高温铝合金、外加纳米颗粒或晶须的以高温铝合金为基体的复合材料是未来开发更高强度和更高耐温度的高温铝合金及铝基复合材料的一个重要方向。

(2) 加强热加工成形工艺研究。由于高温铝合金及其复合材料属于弥散强化材料,高温塑性和韧性偏低,变形抗力大且容易开裂,热加工成形难度大。未来需要开发高温铝合金及铝基复合材料等温(挤压、锻造和轧制)和包套成形专用成形工艺。在提高热加工成形工艺成熟度的基础上,进行制件工程化试制,推动比较成熟的高温铝合金及铝基复合材料实现应用。解决高温铝合金及铝基复合材料成形困难的另外一个新的途径是借助微合金化改善其打印工艺性能,探索适合增材制造以及增材制造加原位热加工成形的工艺。这些工艺可以充分利用增材制造快速凝固工艺特点和适应高温

铝合金及铝基复合材料的不可热处理强化的特点,同时也可节省粉末用量和减少成形工序。

(3) 加强性能数据积累和应用研究。迄今,有关高温铝合金及其复合材料的品种主要为小规格的挤压棒材、少量的板材和锻件,相关的性能数据偏少且很分散。同时,高温铝合金及其复合材料的性能数据主要集中在室温和高温拉伸,而高温疲劳、高温持久和蠕变及断裂韧度等性能数据还很少。未来应根据应用需求,建立起工程化制件的全套性能数据,以满足设计需求;同时开展一些典型件的应用验证,以加快实际应用。

(4) 降低材料和工艺成本。因原材料和制粉成本高,工序复杂,目前高温铝合金及其复合材料的成本仍然较高,与钛合金相比,无明显的成本优势。未来需要从原材料至最终制件进行全流程的精益设计和管理,实现精益制造,同时引入粗粉循环利用、粉末直接(挤压、锻造、轧制)成形和增材制造等措施降低成本。通过在保持性能不下降的前提下降低成本,将有助于推动高温铝合金及其复合材料的工程化研制,加快实现其在航空、航天和汽车领域的应用。

参考文献

- [1] SURYANARAYANA C, FROES F H, KRISHNAMURTHY S, et al. Development of light alloys through rapid solidification processing[J]. Key Engineering Materials, 1991, 38/39: 343-366.
- [2] HATCH J E. Aluminum: properties and physical metallurgy[M]. Ohio: ASM International, 1984: 25-57, 351-395.
- [3] HUNT W H. New directions in aluminum-based P/M materials for automotive applications[J]. Transactions Journal of Materials & Manufacturing, 2000, 109(5): 2000-01-0333.
- [4] MILLAN P P. Applications of high-temperature powder metal aluminum alloys to small gas turbines[J]. JOM, 1983, 35(3): 76-81.
- [5] LAVERNIA E J, AYERS J D, SRIVATSAN T S. Rapid solidification processing with specific application to aluminium alloys[J]. International Materials Reviews, 1992, 37(1): 1-44.
- [6] FINE M E. Stability and coarsening of dispersoids in aluminum alloys[C]//Proceedings of Dispersion Strengthened Aluminum Alloys. Warrendale, 1988.
- [7] FROES F H, KIM Y W, HEHMANN F. Rapid solidification of Al, Mg and Ti[J]. JOM, 1987, 39(8): 14-21.
- [8] GRANT N. Powder and particulate production of metallic alloys[C]//Proceedings of Advances in Powder Technology, American Society for Metals. Ohio, 1981.
- [9] LI P Y, DAI S L, LI C Y, et al. Some developments in rapidly solidified aluminum alloys for elevated temperature applications[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 1999, 12(4): 452-461.
- [10] SCHELLENG R D. High performance Al alloys made by mechanical alloying[C]//Proceedings of P/M in Aerospace and Defense

Technologies. Princeton, 1990: 67–72.

[11] LAWLEY A. Atomization[C]//Proceedings of 1993 Powder Metallurgy World Congress, Part 1. Kyoto, 1993: 1–6.

[12] KRAINIKOV A V, NEIKOV O D. Rapidly solidified high-temperature aluminum alloys. II. mechanical properties[J]. Powder Metallurgy and Metal Ceramics, 2013, 51(9/10): 554–565.

[13] NEIKOV O D, MILMAN Y V, SIRKO A I, et al. Elevated temperature aluminum alloys produced by water atomization[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 477(1/2): 80–85.

[14] CLYNE T W, RICKS R A, GOODHEW P J. The production of rapidly-solidified aluminum powder by ultrasonic gas atomization[J]. International Journal of Rapid Solidification, 1985, 1: 59–101.

[15] BYE R L, KIM N J, SKINNER D J, et al. Rapidly solidified powder metallurgy aluminum alloys prepared from melt spun ribbons[C]//Processing of Structural Metals by Rapid Solidification. Ohio, 1987: 283–289.

[16] 张维玉, 邹利华, 肖伯律, 等. 高能球磨对 Al-Fe-V-Si 耐热铝合金微观组织及压缩性能的影响 [J]. 稀有金属, 2008, 32(5): 558–562.

ZHANG Weiyu, ZOU Lihua, XIAO Bolü, et al. Effect of high energy ball milling on microstructure and compressive performance of Al-Fe-V-Si alloy[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2008, 32(5): 558–562.

[17] TANG M, PISTORIUS P C, NARRA S, et al. Rapid solidification: selective laser melting of AlSi10Mg[J]. JOM, 2016, 68(3): 960–966.

[18] HOLESINGER T G, CARPENTER J S, LIENERT T J, et al. Characterization of an aluminum alloy hemispherical shell fabricated via direct metal laser melting[J]. JOM, 2016, 68(3): 1000–1011.

[19] JATKAR A D, SAWTELL R R. Aluminum P/M alloys for aerospace applications[C]//Proceedings of International Conference on P/M Aerospace Materials 1991 (PM AERO 91). Shrewsbury, 1991.

[20] DAS K. Rapid solidification and powder metallurgy at Allied-Signal Inc.[J]. The International Journal of Powder Metallurgy, 1988, 24(2): 175–183.

[21] HASHIGUCHI D, TRICKER D, TARRANT A. Mechanically alloyed aluminum metal matrix composites [C]//The Latest in the World of PM Technology, Manuscript Preprints and Final Proceedings from the POWDERMET 2017 Conference. Las Vegas, 2017.

[22] INOUE A. Amorphous, nanoquasicrystalline and nanocrystalline alloys in Al-based systems[J]. Progress in Materials Science, 1998, 43(5): 365–520.

[23] KAWAMURA Y, SASAMORI K, INOUE A, et al. High-strength aluminum alloys produced by extrusion of amorphous phase powders in a closed processing system[C]//Proceedings of 1993 Powder Metallurgy World Congress, Part 1. Kyoto, 1993.

[24] NAGAISHI Y, YAMASAKI M, KAWAMURA Y. Effect of process atmosphere on the mechanical properties of rapidly solidified powder metallurgy Al-Ti-Fe-Cr alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2007, 449–451: 794–798.

[25] MYSHLYAEV M M, FEDOROV V M, FEDOROVA L V, et al. Development of rapidly-solidified aluminum-transition metal alloys for long-term work at elevated temperatures[C]//Proceedings of Hot Workability of Steels and Light Alloys-Composites. Montreal, 1996.

[26] TODD I, CHLUP Z, O' DWYER J G, et al. The influence of processing variables on the structure and mechanical properties of nano-quasicrystalline reinforced aluminium alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 375–377: 1235–1238.

[27] GILMAN P S. Light high temperature aluminum alloys for aerospace applications[C]//Proceedings of International Conference on P/M Aerospace Materials 1991 (PM AERO 91). Shrewsbury, 1991.

[28] LI P Y, YU H J, CHAI S C, et al. Microstructure and properties of rapidly solidified powder metallurgy Al-Fe-Mo-Si alloys[J]. Scripta Materialia, 2003, 49(9): 819–824.

[29] PICKENS J R. High-strength aluminum powder metallurgy alloys[M]//Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. Ohio: ASM International, 1990: 200–215.

[30] LI P Y, DAI S L, LI C Y. Thermal stability of Al₂₀Ti₂Nd in rapidly solidified Al-6Nd-2.5Ti alloy by planar flow casting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2000, 280(1): 128–133.

[31] NOH S J, JUNG T K, KIM M S. Fabrication and property of amorphous/nano crystalline Al₈₄Ni₁₀Ce₆ bulk alloy by a powder forging[J]. Materials Science Forum, 2005, 475–479: 3493–3496.

[32] DAS S K, GILMAN P S, LASALLE J C, et al. Aerospace applications of rapidly solidified aluminum alloys[C]//P/M in Aerospace and Defense Technologies. Princeton, 1990: 77–82.

[33] BELOV N A, AKSENOV A A, ESKIN D G. Iron in aluminum alloys[M]. London: Taylor & Francis, 2002: 261–275.

[34] HIGASHI K. Superplastic behavior at high strain rates in advanced P/M aluminum based alloys[C]//Proceedings of 1993 Powder Metallurgy World Congress, Part 1. Kyoto, 1993: 587–590.

[35] WATSON T J, GORDILLO M A, CERNATESCU I, et al. Structure and mechanical properties in a powder-processed icosahedral-phase-strengthened aluminum alloy[J]. Scripta Materialia, 2016, 123: 51–54.

[36] CHEN Y C, FINE M E, WEERTMAN J R, et al. Coarsening behavior of L₂ structured Al₃(Zr_xV_{1-x}) precipitates in rapidly solidified Al-Zr-V alloy[J]. Scripta Metallurgica, 1987, 21(7): 1003–1008.

[37] CHUANG M S, TU G C. The effect of Nb-addition on the L₁₂ precipitates of rapidly-solidified Al-Cr-Zr alloy[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1995, 33(12): 1999–2005.

[38] PARAMESWARAN V R, WEERTMAN J R, FINE M E. Coarsening behavior of L₁₂ phase in an Al-Zr-Ti alloy[J]. Scripta Metallurgica, 1989, 23(1): 147–150.

[39] PARK S I, HAN S Z, LEE Z H, et al. A correction to optimum alloy composition for design of high-temperature high-strength Al-Ti-V-Zr alloys through thermodynamic calculations[J]. Scripta Materialia, 1997, 37(1): 93–97.

[40] SRINIVASARAO B, SURYANARAYANA C, OH-ISHI K, et al. Microstructure and mechanical properties of Al-Zr nanocomposite

materials[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2009, 518(1/2): 100–107.

[41] RAMANAN V, SKINNER D, ZEDALIS M. On the nature of icosahedral phases in Al-(Fe, V, Si) alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1991, 134: 912–916.

[42] BÁRTOVÁ B, VOJTĚCH D, VERNER J, et al. Structure and properties of rapidly solidified Al-Cr-Fe-Ti-Si powder alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2005, 387(1/2): 193–200.

[43] MICHALCOVÁ A, VOJTĚCH D, NOVÁK P. Selective aluminum dissolution as a means to observe the microstructure of nanocrystalline intermetallic phases from Al-Fe-Cr-Ti-Ce rapidly solidified alloy[J]. *Micron*, 2013, 45: 55–58.

[44] GALANO M, AUDEBERT F, CANTOR B, et al. Structural characterisation and stability of new nanoquasicrystalline Al-based alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2004, 375–377: 1206–1211.

[45] YAMASAKI M, NAGAISHI Y, KAWAMURA Y. Inhibition of Al grain coarsening by quasicrystalline icosahedral phase in the rapidly solidified powder metallurgy Al-Fe-Ti-Cr alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2007, 56(9): 785–788.

[46] GALANO M, MARSH A, AUDEBERT F, et al. Nanoquasicrystalline Al-based matrix/ γ -Al₂O₃ nanocomposites[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 643: 99–106.

[47] SKINNER D J, BYE R L, RAYBOULD D, et al. Dispersion strengthened Al-Fe-Si alloys containing V, Mn, Cr or Mo [C]//*Processing of Structural Metals by Rapid Solidification*. Ohio, 1987: 291–295.

[48] PARK W J, AHN S, KIM N J. Evolution of microstructure in a rapidly solidified Al-Fe-V-Si alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1994, 189(1/2): 291–299.

[49] SAHOO K L, DAS S, MURTY B S. Formation of quasicrystalline related intermetallic compounds in conventionally cast Al-Fe-V-Si alloy[J]. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 2004, 334/335: 29–32.

[50] SAHOO K L, DAS S K, MURTY B S. Formation of novel microstructures in conventionally cast Al-Fe-V-Si alloys[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2003, 355(1/2): 193–200.

[51] 庞华, 邓江宁, 张宝金, 等. 快凝 Al-Fe-V-Si-Nd 合金中第二相选择 [J]. *中国有色金属学报*, 2000, 10(3): 370–373.

PANG Hua, DENG Jiangning, ZHANG Baojin, et al. Phase selection between dispersed phases during rapid solidification of Al-Fe-V-Si-Nd alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2000, 10(3): 370–373.

[52] WANG J Q, ZENG M G, CHEN X F. Glass formation and thermal stability in rapidly solidified Al-Fe-V-Si alloy with misch metal additions [J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 1996, 12(1): 11–14.

[53] WANG J Q, QIAN C F, TSENG M G, et al. Crystallization behavior of new amorphous Al-Fe-V-Si-Mm alloy[J]. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1995, 32(5): 663–668.

[54] PORR W C Jr, REYNOLDS A, LENG Y, et al. Elevated

temperature cracking of RSP aluminum alloy 8009: characterization of the environmental influence[J]. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1991, 25(12): 2627–2632.

[55] CARREÑO F, PÉREZ-PRADO M T, GONZÁLEZ-DONCEL G, et al. Texture stability of a rapidly solidified dispersion strengthened Al-Fe-V-Si material[J]. *Scripta Materialia*, 1998, 38(9): 1427–1433.

[56] AUDEBERT F, SIRKIN H, ESCORIAL A. Aluminum-base Al-Fe-Nb amorphous and nanostructured alloys[J]. *Scripta Materialia*, 1997, 36(4): 405–410.

[57] PALMER I G, THOMAS M P, MARSHALL G J. Development of thermally stable Al-Cr-Zr alloys using rapid solidification technology[C]//*Proceedings of Dispersion Strengthened Aluminum Alloys*. Warrendale, 1988.

[58] KITA K, NAGAHAMA H, TERABAYASHI T et al. Mechanical properties of Al-Ni-TM-Mm (TM: transition metal, Mm-misch metal) alloys[C]//*Proceedings of 1993 Powder Metallurgy World Congress, Part 1*. Kyoto, 1993.

[59] SHI X, MISHRA R, WATSON T. Elevated temperature deformation behavior of nanostructured Al-Ni-Gd-Fe alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2005, 52(9): 887–891.

[60] ANGERS L, FINE M E, WEERTMAN J R. Effect of plastic deformation on the coarsening of dispersoids in a rapidly solidified Al-Fe-Ce alloy[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1987, 18(4): 555–562.

[61] ZEDALIS M, RAYBOULD D, SKINNER D J, et al. Microstructure/tensile property relationships in elevated temperature RS Al-Fe-V-Si rolled sheet[C]//*Processing of Structural Metals by Rapid Solidification*. Ohio, 1987: 347–354.

[62] KRAINIKOV A V, NEIKOV O D. Rapidly solidified high-temperature aluminum alloys. I. structure[J]. *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*, 2012, 51(7/8): 399–411.

[63] HUNT W H. Cost-effective high performance P/M aluminum matrix composites for aerospace[C]//*Proceedings of International Conference on P/M Aerospace Materials 1991 (PM AERO 91)*. Shrewsbury, 1992.

[64] SKINNER D J, BYE R L, RAYBOULD D, et al. Dispersion strengthened Al-Fe-V-Si alloys[J]. *Scripta Metallurgica*, 1986, 20(6): 867–872.

[65] WANG J, TSENG M, HAO Y, et al. An investigation of the microstructure and mechanical behavior of novel nanocrystalline Al-Fe-V-Si-Mm alloy ribbons[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1998, 247(1/2): 51–57.

[66] KHATRI S C, LAWLEY A, KOCZAK M J, et al. Creep and microstructural stability of dispersion strengthened Al-Fe-V-Si-Er alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1993, 167(1/2): 11–21.

[67] PEDRAZZINI S, GALANO M, AUDEBERT F, et al. Strengthening mechanisms in an Al-Fe-Cr-Ti nano-quasicrystalline alloy and composites[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 672: 175–183.

(下转第85页)

技术研究[J]. 成组技术与生产现代化, 2017, 34(4): 19–25.

WAN Haifeng, PENG Laihu SHI Weimin, et al. Research on single power equipment energy consumption of “connect the cloud” [J]. Group Technology & Production Modernization, 2017, 34(4): 19–25.

[6] 陈国金, 王召鹏. 数控设备数据采集方法研究[J]. 机电工程, 2005, 22(9): 29–32.

CHEN Guojin, WANG Zhaopeng. Research on data acquisition method to numerical control equipment[J]. Mechanical & Electrical Engineering Magazine, 2005, 22(9): 29–32.

[7] LEE S, NAM S J, LEE J K. Real-time data acquisition system and HMI for MES[J]. Journal of Mechanical Science and Technology, 2012, 26(8): 2381–2388.

[8] LOJKA T, ZOLOTOVÁ I. Improvement of human-plant interactivity via industrial cloud-based supervisory control and data acquisition system[M]//Progress in pattern recognition, image analysis, computer vision, and applications. Cham: Springer International Publishing, 2014: 83–90. DOI:10.1007/978-3-662-44733-8_11.

[9] LI X J, WANG P, HUANG X. Design of data acquisition system in MES based on RFID[J]. Advanced Materials Research, 2011, 201/202/203: 852–856.

[10] ROY T F. Architectural styles and the design of network-based software architectures architectures[D]. Irvine: University of California, 2000.

[11] BARRETT D J, SILVERMAN R E, BYRNES R G. SSH, The Secure Shell: The Definitive Guide[M]. New York: O'reilly, 2005.

通讯作者: 谢鹏志, 硕士, 工程师, 研究方向为软件工程、软件架构设计、MES、数字孪生, E-mail: xpzsoft@126.com。

(责编 阳光)

(上接第78页)

[68] MITRA S. Elevated temperature mechanical properties of a rapidly solidified Al-Fe-V-Si alloy[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1992, 27(5): 521–526.

[69] REYNOLDS A P. Elevated temperature fatigue of P/M aluminum alloy 8009[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1993, 28(2): 201–206.

[70] REYNOLDS A, BAXTER S. Kinematic hardening in a dispersion strengthened aluminum alloy: experiment and modeling[J]. Materials Science and Engineering: A, 2000, 285(1/2): 265–279.

[71] LENG Y, PORR W C J, GANGLOFF R P. Time dependent crack growth in P/M Al-Fe-V-Si at elevated temperatures[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1991, 25(4): 895–900.

[72] KIM Y W. Processing microstructure properties of Al-Fe-Ce powder alloys[C]//Proceedings of Dispersion Strengthened Aluminum Alloys. Warrendale, 1988.

[73] RAYBOULD D. Forming of rapidly solidified elevated temperature aluminum alloys produced by planar flow casting[C]//Proceedings of Dispersion Strengthened Aluminum Alloys. Warrendale, 1988.

[74] CHLUPOVA A, CHLUP Z, KRUML T. Fatigue properties and microstructure of quasicrystalline AlFeCrTi alloy[J]. International

Journal of Fatigue, 2016, 91: 251–256.

[75] GILMAN P S, DAS S K. Rapidly solidified aluminum alloys for high temperature/high stiffness applications[C]//Proceedings of International Conference on P/M Aerospace Materials (PM AEROSPACE MATERIALS 87). Shrewsbury, 1987.

[76] HASSAN H A, LEWANDOWSKI J J. Effects of changes in notch radius and test temperature on the toughness of a nano-crystalline aluminum alloy composite produced via extrusion of amorphous aluminum alloy powders[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 497(1/2): 212–215.

[77] ZEDALIS M S, BRYANT J D, GILMAN P S, et al. High-temperature discontinuously reinforced aluminum[J]. JOM, 1991, 43(8): 29–31.

[78] PENG L M, ZHU S J, MA Z Y, et al. High temperature creep deformation of an Al-Fe-V-Si alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 1999, 259(1): 25–33.

[79] KIM I S, KIM N J, NAM S W. Temperature dependence of the optimum particle size for the dislocation detachment controlled creep of Al-Fe-V-Si/SiC_p composite[J]. Scripta Metallurgica et Materialia, 1995, 32(11): 1813–1819.

[80] PENG L M, ZHU S J, MA Z Y, et al. The effect of Si₃N₄ whiskers on the high-temperature creep behavior of an Al-Fe-V-Si alloy matrix composite[J]. Composites Science and Technology, 1999, 59(5): 769–773.

[81] CARREÑO F, GONZÁLEZ-DONCEL G, RUANO O A. High temperature deformation behavior of an Al-Fe-V-Si alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 1993, 164(1/2): 216–219.

[82] SPIGARELLI S. Interpretation of creep behaviour of dispersion-strengthened Al-Fe-V-Si alloys in terms of detachment mechanisms: an overview[J]. Materials Science and Engineering: A, 2002, 337(1/2): 306–314.

[83] MA Z, TJONG S. High-temperature creep behavior of SiC particulate reinforced Al-Fe-V-Si alloy composite[J]. Materials Science and Engineering: A, 2000, 278(1/2): 5–15.

[84] ZHU S J, PENG L M, MA Z Y, et al. High temperature creep behavior of SiC whisker-reinforced AlFeVSi composite[J]. Materials Science and Engineering: A, 1996, 215(1/2): 120–124.

[85] PENG L, ZHU S, MA Z, et al. High temperature creep deformation of Al₁₈B₄O₃₃ whisker-reinforced 8009 Al composite[J]. Materials Science and Engineering: A, 1999, 265(1/2): 63–70.

[86] LI P Y, DAI S L, CHAI S C, et al. High damping Al-Fe-Mo-Si/Zn-Al composites produced by rapidly solidified powder metallurgy process[J]. Scripta Materialia, 2000, 42(10): 955–960.

[87] LEE J C, LEE S, LEE D Y, et al. On the embrittlement of a rapidly solidified Al-Fe-V-Si alloy after high-temperature exposure[J]. Metallurgical Transactions A, 1991, 22(4): 853–858.

[88] KAWAMURA Y, INOUE A, TAKAGI M, et al. Rapidly solidified powder metallurgy of Al-Ti-Fe-X alloys[J]. Scripta Materialia, 1999, 40(10): 1131–1137.

[89] GILMAN P S, ZEDALIS M S, PELTIER J M, et al. New rapidly solidified Al-Fe-V-Si alloys for aerospace applications (450–700°F) [J]. Industrial Heating, 1989, 2: 30–34.

通讯作者: 李沛勇, 研究员, 研究方向为气体雾化/粉末冶金技术、粉末铝合金及铝基复合材料、镁合金等, E-mail: pyl@vip.163.com。

(责编 李丹)