

燃气轮机叶片用定向凝固高温合金研究进展

范云鹏¹, 赵新宝^{1,2}, 周 昱¹, 夏万顺¹, 岳全召¹, 谷月峰^{1,2}

(1. 浙江大学 材料科学与工程学院, 浙江 杭州 310027)

(2. 浙江大学 硅及先进半导体材料全国重点实验室, 浙江 杭州 310027)

摘 要: 定向凝固高温合金因具有较高的高温强度和抗蠕变性能、耐腐蚀和抗氧化性能, 以及良好的组织稳定性和铸造性能, 广泛应用于工业燃气轮机等先进动力推进系统的涡轮叶片等部件。燃气轮机用定向凝固高温合金通过调整不同固溶强化、沉淀强化和晶界强化元素的比例, 由第1代发展到第4代定向凝固合金。其晶内主要由 γ 相、 γ' 相组成, 在晶界处存在碳化物、硼化物等能够钉扎晶界的析出相。在这些强化相的共同影响下, 镍基定向凝固高温合金具有较好的随温度而改变的拉伸性能和抗蠕变性能。本文结合定向凝固高温合金在燃气轮机的应用现状, 从成分特征、组织结构特征入手, 进一步分析了其性能特征, 并对未来定向凝固高温合金的研究进行了展望。

关键词: 定向凝固高温合金; 化学成分; 微观组织; 拉伸机制; 蠕变机制

中图法分类号: TG132.3³

文献标识码:

文章编号: 1002-185X(2025)04-1053-19

1 引 言

燃气轮机被广泛应用在分布式能源、水面舰艇、地面长距离管线增压和工业发电等领域。随着天然气资源进一步开发, 低碳排放、动力系统和输送技术的发展以及应用领域的不断扩大, 日益需要更高容量和效率的燃气轮机^[1], 同时对高性能的热端部件提出了更高的要求。燃气轮机中高压涡轮叶片是重要的热端部件, 与航空发动机涡轮叶片相比, 燃气轮机叶片须在高温、腐蚀和复杂应力下服役数万小时, 对合金的组织稳定性和长时性能、抗腐蚀性要求苛刻, 特别是采用的叶片尺寸远大于航发叶片的尺寸, 对合金的铸造性能提出了更高的要求。因此, 为了满足燃气轮机涡轮叶片的特殊需求, 需要针对性地发展高性能的高温合金以满足性能、制备等需求^[2]。

定向凝固高温合金正是为满足上述要求而研发的新型高温合金之一^[3]。定向凝固高温合金是在定向凝固技术基础上发展出来的, 高温合金熔体在铸型中凝固时通过定向生长形成几乎相互平行的柱状晶。相比于未采用定向凝固技术的等轴晶合金, 定向凝固合金中合金定向生长, 保留了平行于应力方向的晶界, 但不存在垂直于应力方向的晶界, 定向叶片的结晶方向与叶片所受应力平行, 叶片受力或耐温的能力就大大提高。因此其性能优于同成分的等轴晶合金, 成本又低于多用于航空发动机的单晶高温合金^[4]。

本文梳理了燃气轮机用定向凝固高温合金的发展过

程, 总结了合金设计思路和强化机制, 介绍了合金铸态、热处理态和服役过程中的典型结构特征, 并对未来合金研究方向提出了展望。

2 定向凝固柱晶高温合金的发展

目前铸造高温合金的发展经历了普通铸造等轴晶高温合金、定向凝固高温合金和单晶高温合金多个阶段^[5]。在定向凝固高温合金发展初期, 一般沿用普通铸造合金成分, 如在铸造合金 Mar-M200 中加入 Hf 元素, 并使用定向凝固工艺, 制备出第1代定向凝固合金 PWA 1422。从20世纪80年代初开始, 第2代定向凝固高温合金相继被研发出来, 如 PWA 1426、CM 186LC、René 142^[6-8]等, 其主要特征为在合金中加入了3wt%的Re元素。在本世纪初, 日本根据 TMS 系列合金研发了第3代定向凝固高温合金 TMD-103 和第4代定向凝固高温合金 TMD-107、TMD-111^[9-10]。第3代合金的主要特征为添加了5wt%的Re元素, 第4代合金的主要特征为继续添加了2wt%甚至6wt%的Ru元素。TMD系列合金元素成分和单晶合金 TMS-75、TMS-138、TMS-162 几乎完全相同^[11-12], 区别在于 TMS 系列合金未加入晶界强化元素。TMD 系列合金中高 Ru、Re 等贵金属含量造成其成本较高, 不适用于燃气轮机, 是为航空发动机所设计的。国内外典型定向凝固高温合金化学成分如表1所示^[6-10, 13-35]。

国内外典型定向凝固高温合金的发展, 以及其在

收稿日期: 2024-04-04

基金项目: 中央高校基本科研业务费专项资金(226-2022-00050); 浙江省重点研发计划(2023C01137)

作者简介: 范云鹏, 男, 1999年生, 博士生, 浙江大学材料科学与工程学院, 浙江 杭州 310027, E-mail: fanyunpeng@zju.edu.cn

表1 国内外典型定向凝固高温合金化学成分
Table 1 Chemical composition of typical directionally solidified superalloys (wt%)^[6-10,13-35]

Generation	Alloy	Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	Ta	Hf	Re	C	B	Zr	Other
1st	GTD111	9.5	14	1.5	3.8	3.0	5.0	3.0	0.15	-	0.1	0.01	-	-
	DZ411	9.14	13.6	1.6	3.44	2.97	4.9	2.87	-	-	0.09	0.01	-	-
	René 125	10.0	9.0	2.0	7.0	5.0	2.5	4.0	1.5	-	0.1	0.02	-	-
	DZ4125	10.0	9.0	2.0	7.0	5.0	1.0	3.8	1.5	-	0.1	0.015	-	-
	MGA1400	10.0	14.0	1.5	4.0	4.0	2.7	4.7	-	-	0.08	0.05	0.03	-
	CM247LC	9.0	8.0	0.5	10.0	5.6	0.7	3.2	1.4	-	0.07	0.015	0.01	-
	PWA 1422	10.0	9.0	-	12.0	5.0	2.0	1.0	1.5	-	0.14	0.015	0.1	-
	TMD-5	9.29	5.76	1.88	13.6	4.36	0.87	3.23	1.29	-	0.08	0.021	0.04	-
	DZ403	5.0	8.0	0.6	8.0	5.6	1.0	6.0	-	-	<0.006	-	-	-
2nd	PWA 1426	12.0	6.5	1.7	6.5	6.0	-	4.0	1.5	3.0	0.1	0.015	0.03	-
	CM 186LC	9.0	6.0	0.5	8.4	5.7	0.7	3.4	1.4	3.0	0.07	0.015	0.005	-
	DZ409	9.0	6.0	0.5	8.0	5.7	0.7	3.0	1.5	3.0	0.1	0.015	-	-
	René 150	12.0	5.0	1.0	5.0	5.5	-	6.0	1.5	3.0	0.05	0.015	0.02	2.2V
	René 142	12.0	6.8	1.5	4.9	6.2	-	6.4	1.5	2.8	0.12	0.015	0.02	-
	DZ406	11.8	6.7	1.5	5	6.5	0	6.5	1.5	2.9	0.1	0.015	-	-
3rd	TMD-103	12.0	3.0	2.0	6.0	6.0	-	6.0	0.1	5.0	0.07	0.015	-	-
4th	TMD-107	6.0	3.0	3.0	6.0	6.0	-	6.0	0.1	5.0	0.07	0.015	-	2Ru
	TMD-111	6.0	3.0	4.0	6.0	6.0	-	5.6	0.1	5.0	0.07	0.015	-	6Ru

137 MPa 条件下 1000 h 持久寿命的承温能力如图 1 所示^[6-10,13-35]。国外定向凝固合金发展趋势如图中红线所示,美国通用公司在 20 世纪 80 年代研制出第 2 代定向凝固合金 René 150^[36],随后合金的耐温能力得到快速发展,耐温能力最高的 TMD-111 已达到了 1060 ℃。图中 DZ422、DZ4125、DZ406 和 DZ409 等合金为国内设计研发的定向凝固高温合金,其发展速度相对较慢,在 2007 年左右研制出第 2 代合金 DZ406^[37]。由于定向凝固高温合金中只消除了垂直于应力轴的晶界,保留了平行于应力轴的晶界,因此相比于消除了全部晶界的单晶合金,性能相差一代,即第 2 代定向凝固高温合金的抗蠕变性能相当于第 1 代单晶高温合金。

2.1 国外主流定向凝固合金设计体系

国外第 1 代定向凝固高温合金主要应用于燃气轮机叶片,而早期开发的定向凝固合金如 René 80 以及 René 125 等一代合金以及第 2 代合金等主要用于航空发动机、叶片尺寸较小的航改型燃气轮机以及低压涡轮叶片^[6,8,38-39]。这是由于定向凝固合金在第 2 代之后就加入贵重金属 Re 元素,使合金的成本直线上升,对合金的应

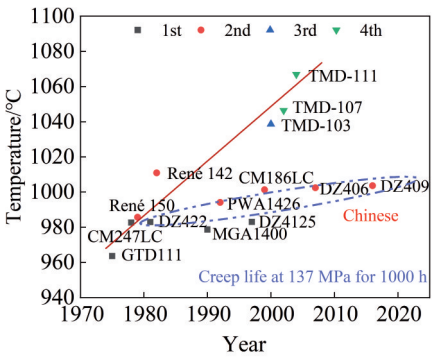


图1 国内外主要定向凝固高温合金发展趋势图
Fig.1 Development trend chart of main directionally solidified superalloys at home and abroad^[6-10,13-35]

用造成很大的挑战。当前,燃气轮机行业形成了以美国通用公司(GE)、日本三菱重工、德国西门子等少数几家公司垄断的局面^[2]。其中德国西门子不设计合金,其燃气轮机叶片材料主要使用 Pratt & Whitney 公司(以下简称 P & W 公司)与 Cannon-Muskegon 公司(以下简称 CM

公司)的合金。下面将介绍国外不同公司的定向凝固高温合金设计思路。

表2所示为美国通用公司开发的定向凝固合金^[13-17,40],其中René 108、GTD111、GTD222、GTD444主要用于地面燃气轮机^[38],René 125、René 142、René 150等主要用于航空发动机或航改型燃气轮机^[8,19,38-39]。第1代定向凝固合金中,GTD111为René 80改进热腐蚀性能之后的产品,减少了René 80中的Mo元素,增加了Ta、Hf元素的含量^[13],其使用温度与被广泛使用的IN738LC合金相比,承温能力提高约20℃。GTD222合金中Co、Cr含量较高,是由于其作为导向叶片不需要承受较大应力,因此在设计时主要考虑其抗腐蚀能力^[16]。GTD444是在René N4合金基础上开发的定向合金,在合金中加入了C、Hf以及重要的B元素^[17]。第2代定向凝固合金起初主要用于航空发动机涡轮叶片,René 150合金的特征除加入了Re元素外,还有较高的Ta元素含量,以提高合金抗蠕变性能,同时参考单晶高温合金,去除了合金中的Ti元素,但由于加入少量V元素,降低了合金抗氧化性能。René 142中提高了Cr、Al等元素含量以替代V元素,同时提高合金抗氧化性。

总之,通用公司定向凝固高温合金设计中,用于燃气轮机的合金加入了较多Cr元素以提高合金抗氧化性,用于航空发动机以及航改型燃气轮机的合金则侧重抗蠕变性能。随着合金的代次提高,加入了更多Ta、Re、Al、Co等元素,W元素含量逐步减少。

IN738LC、PWA 1483、CM247LC分别为德国西门子公司SGT-2000E、SGT-4000F、SGT-8000H等重型燃气轮机的一级动叶材料^[41]。IN738LC为应用广泛的等轴/定向高温合金,PWA 1483为P & W公司所开发的单晶合

金,CM247LC为CM公司所开发的合金,其合金成分与René 108相似。西门子公司本身并不开发高性能定向高温合金,其F级一级动叶使用的是第1代单晶高温合金PWA 1483,其H级燃气轮机使用的反而是第1代定向凝固合金,因此其涡轮叶片的选材具有一定的独特性。下面将分别介绍P & W公司以及CM公司的合金设计思路。

表3所示为P & W公司所开发的定向凝固高温合金^[6,22,42],其中PWA 664为采用定向凝固技术制备的Mar-M 200合金^[42],为了改进其铸造性能,在PWA 664中后期加入了Hf元素,优化得到了PWA 1422合金^[43];PWA 1426则由单晶PWA 1484合金改进而来^[6]。其中,一代定向合金PWA 1422主要用于燃气轮机^[44],而二代定向合金PWA 1426主要用于低压涡轮叶片^[45]。P & W公司的合金设计思路为,用于燃气轮机涡轮叶片的一代定向合金加入较多Cr元素提高合金抗氧化性,同时W元素提供固溶强化效果,保证合金在高温下的长期蠕变寿命。由于低压涡轮叶片的尺寸较大,更高W元素含量容易造成严重的偏析,因此采用沉淀强化元素Ta来强化合金。

表4所示为CM公司所开发的定向凝固高温合金^[7,46],其中CM247LC合金由Mar M 247发展而来^[46],主要应用于工业燃气轮机。CM186LC合金主要应用于工业燃气轮机与航空发动机^[45],该合金是在CM247LC的基础上加入Re元素,同时减少Cr、W等元素含量优化得到的,提高了合金在高温服役过程中的组织稳定性。

表5所示为日本三菱重工开发的定向凝固合金,主要应用于工业重型燃气轮机中^[35,47]。与其他公司燃气轮机不同,三菱重工得益于所掌握的先进冷却技术和热障涂层技术,即使在其最先进的J级燃气轮机上,也没有采

表2 通用公司开发的定向凝固合金的化学成分
Table 2 Chemical composition of directionally solidified superalloys developed by GE Gas Power (wt%)^[13-17,40]

Alloy	Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	Ta	Hf	Re	C	B	Zr	Other
GTD111	9.5	14.0	1.5	3.8	3.0	4.9	2.8	0.15	-	0.1	0.01	-	-
GTD222	19	22.5	-	2.0	1.2	2.3	3.9	-	-	0.1	0.01	0.02	0.08Nb
GTD444	7.5	9.8	1.5	6.0	4.2	2.3	4.8	0.15	-	0.08	0.01	-	0.5Nb
René 80	9.5	14.0	4.0	3.7	3.0	5.0	-	-	-	0.17	0.015	0.02	-
René 108	9.5	8.35	0.5	9.5	5.5	0.75	3.0	1.4	-	0.07	-	-	-
René 125	10.0	9.0	2.0	7.0	5.0	2.5	4.0	1.5	-	0.1	0.02	-	-
René 150	12.0	5.0	1.0	5.0	5.5	-	6.0	1.5	3.0	0.05	0.015	0.02	2.2V
René 142	12.0	6.8	1.5	4.9	6.2	-	6.4	1.5	2.8	0.12	0.015	0.02	-

表3 P & W公司开发的定向凝固合金的化学成分
Table 3 Chemical composition of directionally solidified superalloys developed by Pratt & Whitney (wt%)^[6,22,42]

Alloy	Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	Ta	Hf	Re	C	B	Zr	Other
PWA 664	10.0	9.0	-	12.0	5.0	2.0	-	-	-	0.14	0.02	0.08	1Nb
PWA 1422	10.0	9.0	-	12.0	5.0	2.0	1.0	1.5	-	0.14	0.015	0.1	-
PWA 1426	12.0	6.5	1.7	6.5	6.0	-	4.0	1.5	3.0	0.1	0.015	0.03	-

用单晶叶片,而仅仅采用定向凝固叶片^[2,48]。开发的燃气轮机叶片材料基本只采用了 MGA1400、MGA2400 这 2 种合金,其 F、G、J 级燃气轮机静叶材料均为等轴或定向 MGA2400,不同文献中动叶材料报道并不相同,但基本上以定向 MGA1400 作为 1 级动叶,以定向 MGA1400 或等轴 MGA1400 作为次级动叶。三菱重工的合金设计特点主要考虑合金的抗热腐蚀以及抗氧化性能,Cr 元素含量较高。在应用于涡轮动叶的 MGA1400 合金中,较高的 Ta、Mo 元素含量保证合金的高温力学性能;在应用于涡轮静叶的 MGA2400 合金中,与通用公司的 GTD222 合金相似,提高合金的 Cr、Co 含量以确保合金的抗腐蚀性能。

表 6 所示为日本国家材料研究所(National Institute for Materials Science, NIMS)开发的定向凝固合金成分^[9-10],其中 TMD-5 主要应用于工业燃气轮机,合金成分与 Mar-M247DS 相近。在 Mar-M247DS 的基础上用 W 元素代替 Cr 元素,以提高合金的高温力学性能^[23]。TMD-103、TMD-107 以及 TMD-111 分别由 TMS-75、TMS-138、TMS-162 合金发展而来。TMD-103 主要应用于工业燃气轮机、舰载燃气轮机以及航空发动机,其力学性能与二代单晶 CMSX-4 相近,较 CM186LC 合金承温能力提高了约 36 °C^[49]。与单晶合金发展思路相近,第 3 代定向凝固合金 TMD-103 中提高 Co 含量的同时加入了 5wt%的 Re,第 4 代定向凝固合金 TMD-107、TMD-111 中分别加入了 2wt%和 6wt%的 Ru。TMD 系列合金的铸造性能优于 TMS 系列单晶合金,能提高叶片的成品率,但同时 TMD 系列合金性能与 TMS 系列合金性能相差一代。

以上分析表明,国外合金设计思路基本为应用于地面工业燃气轮机的合金中 Cr 含量较高,以增强合金抗腐蚀性能。合金中 W 元素含量存在分歧, GTD111、MGA1400 等合金中 W 元素含量较少, PWA 1422、CM247LC、TMD-5 等合金中 W 元素较多。相比燃机用定向合金,用于航空发动机的定向合金中 Cr、W 等元素含量较低,同时加入较多的 Ta、Co 等元素,高代次合金中还会加入 Re、Ru 等高成本元素。各元素作用以及添加特征将在后面章节详细讨论。

2.2 国内定向凝固合金设计体系

我国定向凝固高温合金始于 20 世纪 60 年代末,先后自制和仿制近 10 个牌号性能较高的定向凝固高温合金。我国第 1 代定向凝固高温合金已经发展成熟,多种牌号合金已经成功用于航空发动机和燃气轮机,而且已开发出第 2 代定向凝固高温合金^[4]。其中 DZ411、DZ422、DZ438G 等 1 代合金主要用于燃气轮机, DZ4125、DZ417G、DZ408 等 1 代合金以及 DZ406、DZ409 等二代合金主要用于航空发动机^[27,29,50-52]。

国内研制成功的定向合金可分为 3 类:第 1 类是按原有普通铸造合金的成分,与定向凝固技术相结合而发展的合金,例如 DZ403、DZ405、DZ417G 等,该类合金的中温塑性和热疲劳性能比原合金有较大提高,更适用于作长寿命涡轮叶片。如 DZ417G 合金是中科院金属研究所在 K417G 合金的基础上,通过调整合金元素和微量元素含量,并采用定向凝固工艺设计的合金,该合金具有密度小、成本低等优点^[30]。DZ3 合金与同成分的普通铸造合金 K403 相比,750~850 °C 的拉伸

表 4 CM 公司开发的定向凝固合金的化学成分

Table 4 Chemical composition of directionally solidified superalloys developed by Cannon-Muskegon (wt%)^[17,46]

Alloy	Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	Ta	Hf	Re	C	B	Zr	Other
CM247LC	9.0	8.0	0.5	10	5.6	0.7	3.2	1.4	-	0.07	0.015	0.01	-
CM186LC	9.0	6.0	0.5	8.4	5.7	0.7	3.4	1.4	3.0	0.07	0.015	0.005	-

表 5 三菱重工开发的定向凝固合金的化学成分

Table 5 Chemical composition of directionally solidified superalloys developed by Mitsubishi Power (wt%)^[35,47]

Alloy	Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	Ta	Hf	Re	C	B	Zr	Other
MGA1400CC	10.0	14.0	1.5	4.0	4.0	2.7	4.7	-	-	0.08	0.05	0.03	-
MGA1400DS	10.0	13.3	1.7	4.6	4.0	2.4	4.8	-	-	0.07	0.017	-	-
MGA2400	19.0	19.0	-	6.0	1.9	3.7	1.4	-	-	0.17	0.005	0.02	1Nb

表 6 日本国家材料研究所开发的定向凝固合金的化学成分

Table 6 Chemical composition of directionally solidified superalloys developed by NIMS (wt%)^[9-10]

Alloy	Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	Ta	Hf	Re	C	B	Zr	Other
TMD-5	9.29	5.76	1.88	13.6	4.36	0.87	3.23	1.29	-	0.08	0.021	0.04	-
TMD-103	12.0	3.0	2.0	6.0	6.0	-	6.0	0.1	5.0	0.07	0.015	-	-
TMD-107	6.0	3.0	3.0	6.0	6.0	-	6.0	0.1	5.0	0.07	0.015	-	2Ru
TMD-111	6.0	3.0	4.0	6.0	6.0	-	5.6	0.1	5.0	0.07	0.015	-	6Ru

塑性提高 2~3 倍,持久强度提高 60~130 MPa,热疲劳寿命提高近 100 倍^[24]。

第2类是根据合金使用过程中发现问题后调整成分研制而成的合金,例如DZ404合金是在DZ403用于薄壁叶片在铸造过程中暴露出较严重的热裂倾向后,根据合金化原理和凝固理论,综合考虑合金强度、可铸性、组织稳定性、抗腐蚀性等因素重新研制的合金,该合金具有强度较高、密度较低、价格便宜,又有良好可铸性等特点,持久比强度高于DZ405、DZ422和DZ4002等定向凝固柱晶合金^[24]。

第3类是仿制的定向凝固合金,如北京航空材料研究所仿制René 142得到的DZ406^[37],仿制René 125得到的DZ4125^[29],仿制PWA 1422得到的DZ422^[24],中科院金属所仿制GTD111得到的DZ411^[28],仿制IN738后作出部分调整得到的DZ438G合金^[31],其中很多合金已经投入批量生产。

2.3 定向凝固合金应用现状

由于高代次定向凝固合金主要应用于航空发动机,因此不在本文讨论范围内。第1代定向凝固合金主要用于重型燃气轮机涡轮动叶,目前国外主要的燃气轮机公司已经生产出的G级、H级和J级等燃气轮机,涡轮进气口温度能够达到1600℃甚至1700℃。其中,定向凝固合金GTD111主要用于美国通用公司9H级重型燃气轮机的2级动叶,定向凝固合金MGA1400主要用于日本三菱公司M701J重型燃气轮机的1~3级动叶。国内目前通过和国外厂家合作,开始生产成熟的E级、F级重型燃气轮机,G级、H级燃气轮机目前尚处于攻关阶段。

3 定向凝固柱晶高温合金的设计与强化机理

定向凝固合金的组织稳定性和长时性能、抗腐蚀性是合金设计时的重点。组织稳定性即为有效调控合金在长期服役过程中有害相的析出,长时性能即为合金的蠕变性能,抗腐蚀性即为合金抗氧化、抗热腐蚀性能,一般通过加入不同含量的元素来达到强化合金的目的。定向凝固高温合金强化主要通过晶内强化与晶界强化两方面,保障合金具有良好的性能。晶内强化元素包括Cr、W、Co、Mo、Re、Al、Ti、Ta等,晶界强化元素包括C、B、Zr、Hf以及少量Cr等;其中Cr、Re、Co主要分布于基体 γ 相中,为固溶强化元素,Al、Ta等元素主要分布于 γ' 沉淀相中,为沉淀强化元素^[53],此外,Cr、Al、Ta还有助于提高合金的抗腐蚀性。C元素与B元素主要以碳化物、硼化物的形式存在于晶界。以一种第1代定向凝固合金为例, γ 相、 γ' 相以及晶界碳化物元素分布如图2所示^[54],其中,晶界的碳化物为MC型碳化物,富含C、Ta、Ti等元素。下面将分别阐述合金中不同强化元素的作用。

3.1 晶内强化元素作用

3.1.1 γ 相强化元素

W是定向凝固合金中重要的固溶强化元素,其具有较大的原子半径,并在镍基定向凝固合金中有较大的溶解度,因而有较强的固溶强化作用^[55]。W是镍基高温合金中有害相拓扑密排(topologically close-packed, TCP)相的主要形成元素,W和Mo在合金中对于 σ 相的析出具有促进作用^[56-57]。

Co元素的主要作用为固溶强化,尤其能够降低合金基体的层错能,一定程度提高合金的持久强度和抗蠕变

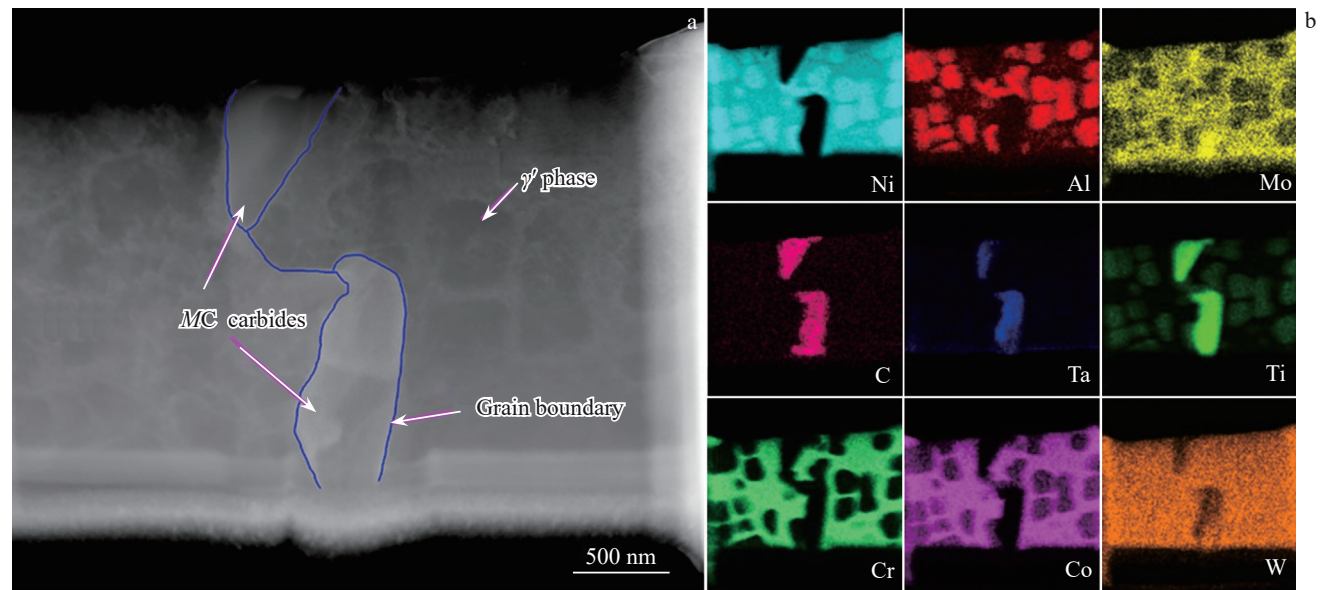


图2 定向凝固合金晶界附近TEM照片及元素分布
Fig.2 TEM image (a) and element distribution (b) near grain boundaries of directionally solidified superalloy^[54]

性能。同时 Co 元素能够降低 W 元素的偏析程度,降低 Cr、Mo、W 等元素的分配比,抑制 TCP 相的形成^[58]。此外,Co 还能够改善合金的塑性以及热加工性能。

Mo 元素主要偏聚于 γ 相中,会加重 Cr 元素的偏析^[59],同时也是 TCP 相的重要形成元素之一,通常认为 Mo 元素的添加会降低合金的组织稳定性^[60]。但也有研究表明,少量添加 Mo 元素能够改善合金错配度以界面位错网络^[61-62];同时 Mo 元素也会对定向凝固高温合金中的碳化物演化产生影响^[63]。

含有高 Re 元素是高代次定向凝固高温合金的重要成分特征。Re 原子较 Ni 原子直径大 20% 左右,因此会增加 γ/γ' 两相错配度。研究表明,Re 在 Ni 中具有较高的扩散激活能,形成尺寸约 1 mm 的短程有序原子团,阻碍位错运动,降低其他合金元素的扩散速率,减缓 γ' 相粗化速率,提高合金的高温性能^[64-67]。但是 Re 是 TCP 相的形成元素,合金中 Re 的含量过高会导致在高温长期使用过程中析出大量的 TCP 相^[68],降低合金的组织稳定性^[69]。

日本国立材料研究所在第 4 代定向凝固高温合金中加入了 2wt% 甚至 6wt% 的 Ru 元素,但研究人员对 Ru 元素在合金中的作用仍存在争议。Kearsey 等^[70]认为 Ru 具有降低 Re 元素偏析的作用,但 Hobbs 等^[71]通过实验发现 Ru 对 Re 偏析的影响不大,但是能显著降低合金中共晶组织的含量。此外一些研究还发现 Ru 元素的添加能够降低有害相的析出^[72-73]。研究人员对 Ru 元素在合金组织稳定性方面的作用同样存在争议,一些研究人员认为 Ru 元素具有逆分配效应,能够显著降低 Re 在 γ' 和 γ 相中的分配比^[74],同时提高 γ' 相的体积分数,形成细长的筏化结构^[75],但是另一些研究人员则认为 Ru 元素对其他元素分配的影响并不明显,抑制有害 TCP 相析出的作用不显著^[76-77]。

3.1.2 γ' 相强化元素

γ' 相形成元素主要包括 Al、Ti、Ta 等元素,这些元素的加入会促进 Ni-X 键的形成 ($X=Al, Ti, Ta$),而不是 Ni-Ni 键或者是 X-X 键,从而形成高度有序的 γ' 相。Al 元素是 γ' 相形成的主要元素,因此 Al 元素含量直接影响了合金中 γ' 相的体积分数。Al 含量的增加能够促进 γ' 相中固溶的 Al、Ni 元素含量增加,使得 γ' 的反相畴界能增加,阻碍基体位错切入 γ' 相^[78]。Ti 元素能够起到沉淀强化的效果,同时 Ti 元素能明显提高 γ' 相的反相畴界能,对切割机制引起的强化效应有明显作用。此外,Ti 元素还能够增加两相错配度,提高合金持久性能^[79]。但是合金中共晶含量会随着 Ti 含量的增多而增多,增加了合金固溶处理的难度^[80]。

Ta 元素作为 γ' 相形成元素是重要的沉淀强化元素,其原子半径较 Ni 原子大 15%~18%,能够提高合金错配度,同时形成较大的弹性应力场,对位错运动起到很好的

阻碍作用^[81]。其含量的提高会增加合金中 γ' 相的体积分数,降低合金有效系数的同时提高扩散激活能,能够有效抑制 γ' 相的聚集、长大和溶解,促进 γ' 相稳定性的提高^[82]。Ta 元素也能够推迟或阻止合金在服役过程中碳化物的退化分解^[83]。研究发现,定向凝固合金中 Ta 元素的提高会同时提高固相线以及液相线温度,减小合金的凝固温度区间,同时提高共晶尺寸和体积分数,对提高 Ta 元素含量的合金应通过合适的热处理手段消除共晶组织^[84]。Ta 含量的提高也会促进 Ta 取代 γ' 相晶格中的 W、Al 原子,较高的 Ta/W 比例有助于合金 γ' 相有序度的提高^[85]。

3.1.3 抗蚀抗氧化元素

镍基定向凝固高温合金中抗蚀抗氧化的元素主要有 Al、Cr、Ta 等元素。服役过程中,Al 元素可促使材料表面形成 Al_2O_3 氧化层,提升材料抗氧化性能。同时,Ta 元素也能够有效地改善合金的抗氧化性和抗腐蚀性^[86]。Cr 除了有固溶强化的作用外还能够提高合金抗腐蚀能力^[87],加入 Cr 元素可在材料表面形成 Cr_2O_3 保护层,因该保护层具有低的阳离子空位,可延缓材料的氧化和热腐蚀速度^[88],但 Cr 含量过高会促进 W、Re 等元素的偏析,进而促进 TCP 相的析出^[89]。

3.2 晶界强化元素作用

定向凝固合金虽然消除了与应力轴垂直的横向晶界,但是仍存在与应力轴平行的竖直晶界。晶界滑动是晶界直接参与形变的机制。晶界在高温条件下是薄弱的环节,晶界组织在合金变形过程中发生的退化如析出物区的形成会加速合金的变形^[90]。由于晶界强度对合金的蠕变性能有重要影响,目前定向凝固合金晶界强化的方法主要为采用合适的热处理工艺或加入晶界强化元素,使第二相在晶界处析出,阻碍位错运动并产生背应力,进而钉扎晶界^[91-92]。晶界强化元素在晶界处聚集,分为有益元素 B、C、Mg、Zr 等和有害元素 Si、S 等。图 3 所示为晶界处的相形貌,碳化物、硼化物等相以链状或块状分布于晶界^[93-95]。

C 元素由于能够与 Cr 等元素结合,形成碳化物 $M_{23}C_6$ ^[96]、 M_6C ^[97]、 MC ^[98] 等,减缓晶界滑动,阻碍位错运动,并将蠕变孔洞限制在碳化物之间,使之难以在晶界聚集长大,但大块 MC 对合金的性能不利,一些合金中 MC 相先于共晶组织凝固,可能会导致共晶组织在其上形核生长,进而形成与基体间的非共格界面^[99]。一些研究表明,冷却速率^[100]、生长环境^[101]、合金成分^[97,102] 等因素都会对碳化物的形成产生影响。

B 是高温合金中应用最广泛的微合金化元素。绝大多数变形高温合金和铸造高温合金中都加入微量 B。B 对高温合金的持久性能和抗蠕变性能影响最明显,通常都有一最佳含量范围^[103]。此外,B 元素的添加会降低合金的固/液相线,加宽合金凝固范围,并显著增加 γ/γ' 共晶

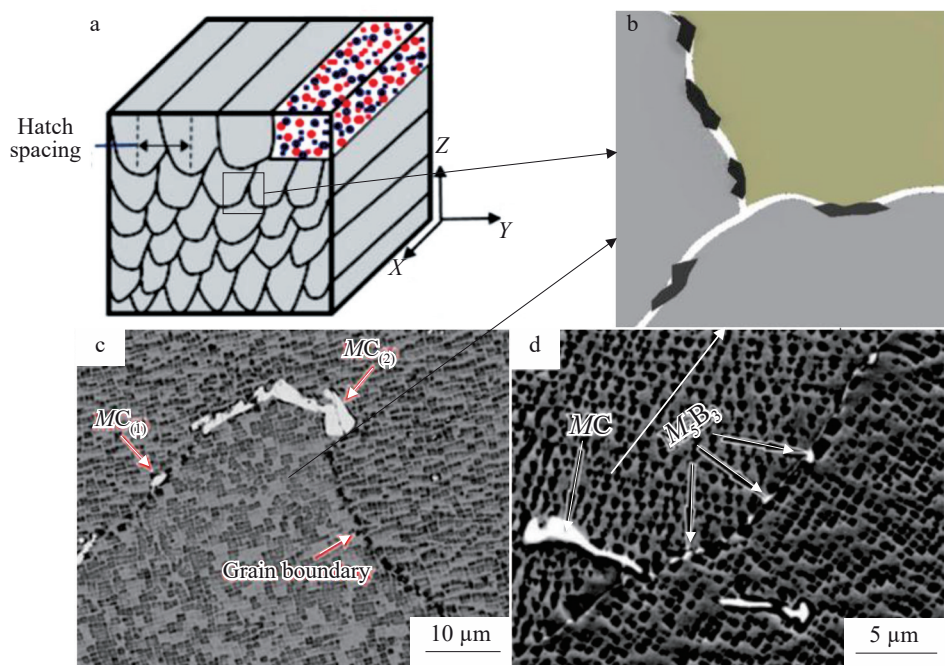


图3 柱状晶与晶界示意图及碳化物、硼化物形貌

Fig.3 Schematic diagrams of columnar crystal (a) and grain boundaries (b); morphologies of carbides in grain boundary (c) and borides in grain boundary (d) [93-95]

组织含量^[104],降低合金的凝固速率,改变合金的凝固路径,并加剧凝固末期残留液相中Co、Cr和Mo元素的偏聚,增加TCP相的析出倾向^[105]。

Hf元素作为晶界强化元素能够进入碳化物^[106],改变晶界中碳化物的形貌,如从条状改为块状,Hf还可以改变晶界碳化物的分布,促进合金抗蠕变性能的提高^[107-109]。此外,Hf元素还能够促进Cr、Mo、Re等原子向 γ 相汇集^[110],并减少氧化物空隙,提高氧化皮的附着性^[111-112]。

Zr原子偏聚于晶界能够提高晶界强度,改善碳化物的形貌和分布,因此在合金中加入微量的Zr元素对合金的室温和900℃拉伸性能的影响不明显,但能明显提高持久寿命和持久伸长率。但是微量的Zr元素也能够明显增加定向凝固合金凝固结晶时的热裂倾向^[103]。

定向凝固高温合金中,除抗蚀抗氧化元素Al、Cr、Ta等外,固溶强化元素、沉淀强化元素以及晶界强化元素的分布以及作用示意图总结如图4所示。其中左下部分的 γ/γ' 相与右上部分的 γ/γ' 相分别属于不同的晶粒,碳化物以及硼化物等分布于晶粒间的晶界处。

4 定向凝固柱状高温合金结构特征

4.1 铸态合金结构特征

定向凝固合金的铸态结构与单晶合金^[113]相似,主要差异为在横截面上有晶界,相同柱状晶内枝晶十字花样

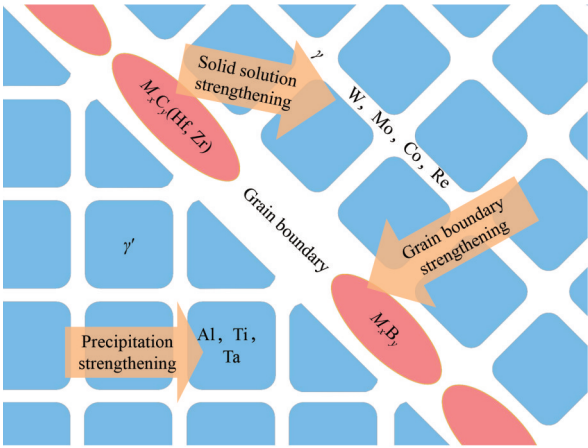


图4 定向凝固合金中元素分布及作用示意图

Fig.4 Schematic diagram of element distribution and effects in directionally solidified superalloys

方向相同,不同柱状晶内枝晶十字花样方向不同。定向柱晶合金在定向生长过程中,高熔点成分先凝固成为枝晶干,低熔点成分后凝固成为枝晶间,枝晶生长方向即为定向凝固方向。图5a所示为合金横截面形貌,存在多个定向晶粒,晶粒内部呈现整齐的十字花,十字状的枝晶中心附近为枝晶干,在枝晶干与枝晶干之间为枝晶间,十字状枝晶干之间的距离为一次枝晶间距。相同晶粒内枝晶排列方向一致,其取向相同,如图5b。由于定向凝固合金在凝固过程中不同晶粒间枝晶生长方面及取向不同,2

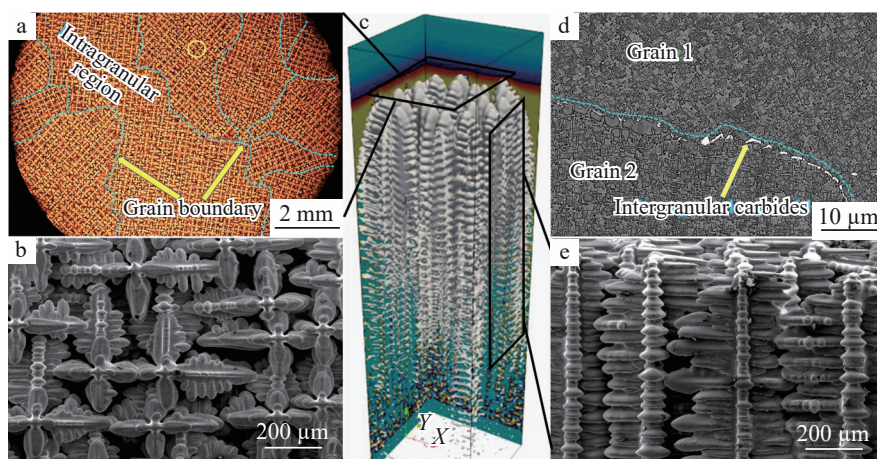


图5 定向凝固合金枝晶示意图及横截面与纵截面枝晶形貌与晶界形貌

Fig.5 Dendrite and grain boundary morphologies (a–b, d–e) and schematic diagram of dendrites (c) of directionally solidified superalloy^[70,115–116]. (a, b, d) cross section and (e) longitudinal section

种不同晶粒相交处形成晶界,晶界位于枝晶间区域,一般晶界处利用碳化物等析出相进行晶界强化,如图5d所示,碳化物在强化晶界的同时也会影响晶界的形貌^[114]。图5e所示为合金纵截面形貌,其枝晶形态与横截面差异较大,纵向生长的为一次枝晶,横向生长的为二次枝晶,合金在凝固过程中一次和二次枝晶的生长方向,两者相互垂直^[70,115–116]。

由图6可知,铸态合金中的 γ' 相可分为立方状和不规则状2种,呈不规则分布。枝晶干和枝晶间的 γ' 相存在较大的差异,其中枝晶干的 γ' 相尺寸介于80~130 nm,枝晶间的 γ' 相尺寸介于200~450 nm^[117]。这是由于Al、Ti、Ta等 γ' 相形成元素在凝固过程中均具有偏析于枝晶间的性质^[118],因此枝晶间的 γ' 相形成元素过饱和度较枝晶干高,优先于枝晶干的 γ' 相形核长大。同时,枝晶间的 γ' 相形成元素过饱和度较高,会使得 γ' 相尺寸大于枝晶干,还会导致其他杂相的析出,如 γ/γ' 共晶组织、碳化物相等。共晶组织形成是由于合金凝固过程中枝晶间的液相中有较多的 γ' 相形成元素,在凝固的最后阶段在枝晶间形成共晶组织($L \rightarrow \gamma + \gamma'$)^[119–120],其存在不利于合金性能的提高,后续需通过热处理予以消除。

4.2 热处理态合金结构特征

固溶处理是高温合金铸件最重要的处理环节之一,通过固溶处理消除共晶组织,促进溶质元素扩散、均匀成分^[121–123],提升铸件的高温性能,特定的固溶处理也能够改变晶界形态,形成弯曲晶界^[124]。由于定向高温合金中加入了Re、W、Ta等高熔点元素,扩散速率低,需要提高固溶温度以促进扩散。同时由于合金凝固时各区域凝固顺序不同,导致铸态组织中各区域 γ' 相形状不规则,大小不一,因此固溶温度应高于 γ' 相回溶温度。但固溶温度

过高易导致铸件发生局部熔化,降低其高温性能甚至报废,同时有可能会造成碳化物、硼化物退化,降低其对晶界的强化作用。一般固溶温度的选择,应该是高于 γ' 相回溶温度,低于初熔温度^[125]。此外,固溶时间过长也会导致合金中空洞体积分数大幅度增加^[126]。一般在固溶处理之后须进行两步时效处理,以调整 γ' 相尺寸和立方度,以得到最优的蠕变性能。

经过热处理后的定向凝固合金,基本上消除了共晶组织,并且能够较大改善合金成分偏析,对比图6b与图7a可知,热处理后 γ' 相的尺寸差异明显减小。对比图7a~7c可知,一步时效可明显改善 γ' 相尺寸,二步时效可明显改善 γ' 相立方度^[117]。在系统弹性应变能和界面能的作用下,经过两步时效之后 γ' 相尺寸、立方度均得到改善,形成立方状 γ' 相镶嵌分布于 γ 基体相的结构,有利于合金性能的提高。此外如图7d所示,一些合金如GTD111和MGA1400在经过热处理后会形成粗大立方状 γ' 相与细小球状 γ' 相相间分布于基体相的组织^[48,63]。

5 定向凝固柱晶高温合金的拉伸性能及微观组织结构特征

5.1 合金的拉伸性能特征

拉伸性能是定向凝固高温合金的关键性能之一,图8给出了第1代定向凝固高温合金DZ408和DZ4125、第2代定向凝固合金DZ406在不同温度下的屈服强度以及延伸率^[37,51]。其中定向凝固合金的屈服强度峰值出现在800℃附近,延伸率在760℃附近存在最小值,此类现象称为“中温脆性”。而温度超过800℃后屈服强度快速下降,延伸率快速上升,DZ408合金在1000℃下的延伸率达到了32%。不同代次合金屈服强度相差不大,而延伸

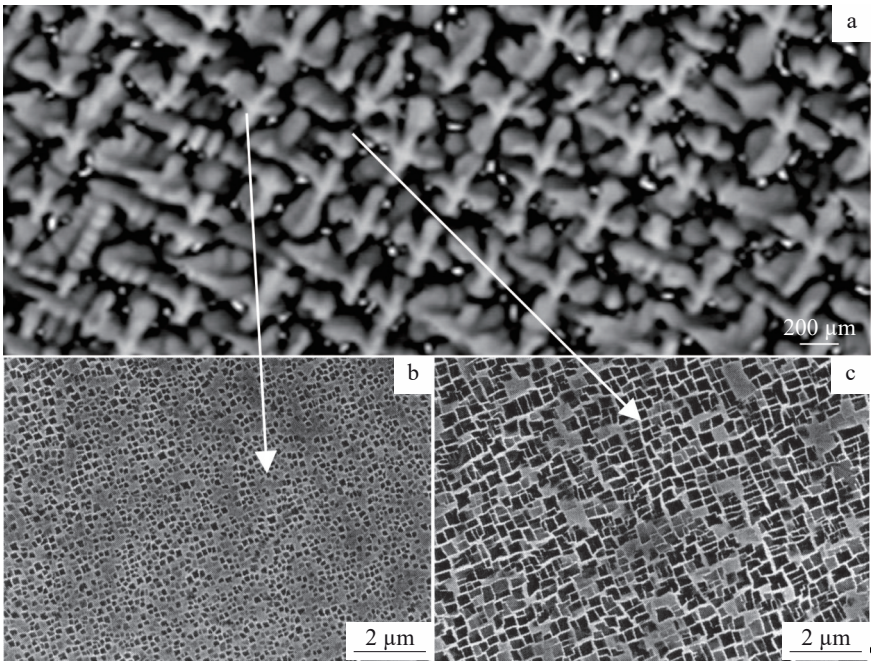


图6 铸态定向凝固合金的十字状枝晶形貌及枝晶干与枝晶间 γ' 相形貌

Fig.6 Morphologies of as-cast directionally solidified superalloy: (a) cross-shaped dendrite; γ' phase in dendrite (b) and interdendrite (c)^[117]

率差别较大,例如DZ406合金最低延伸率为7%,而DZ4125、DZ408合金最低延伸率超过了10%。

5.2 拉伸过程中的微观组织特征

定向凝固高温合金拉伸变形过程中的微观机制随温度而改变,低温($<700\text{ }^{\circ}\text{C}$)下是以反相畴界(anti phase boundary, APB)或堆垛层错(stacking fault, SF)剪切 γ' 相为主导的变形机制,位错首先在 γ 相基体通道中启动,随之滑移到 γ/γ' 相界面,随着拉伸的进行,位错成对切入 γ' 相,形成APB,如图9a所示^[127],或堆垛层错,如图9b所示^[128],堆垛层错以及反相畴界的具体形成方式前人已经进行了大量的研究^[129]。此外, γ' 相的形貌也会随位错等缺陷的运动而发生改变,在SEM下能够观察到被滑移带剪切后的 γ' 相,如图9c、9d所示。

中温($700\sim 900\text{ }^{\circ}\text{C}$)下拉伸变形机制为APB切过、堆垛层错切过以及位错绕过的混合机制^[128],如图10a、10b所示,堆垛层错生成方式如公式(1)所示,其中SISF表示超晶格内禀层错(superlattice intrinsic stacking faults), a 为晶格常数。

$$\frac{a}{2}[101] \rightarrow \frac{a}{3}[\bar{2}11] + \text{SISF} + \frac{a}{6}[\bar{1}\bar{2}1] \quad (1)$$

中温拉伸后合金中除了存在SISF外,还存在较多包围着 γ' 相的位错,以及 γ' 相中成对的位错,如图10a、10b中白色箭头所示,这说明中温下拉伸的主要机制除层错切过 γ' 相外,还有APB切过 γ' 相以及位错绕过 γ' 相。

与中低温下合金的主要变形机制为剪切不同,高温

($>850\text{ }^{\circ}\text{C}$)下是以位错绕过 γ' 相为主导的变形机制^[128],典型结构为图11a中 γ/γ' 相界面的位错环以及位错在基体相中引出,而在 γ' 相中很少存在位错。这是由于中低温下孤立位错容易在 γ/γ' 相界面处解离,位错的 $a/3$ 部分切入 γ' 相形成孤立的堆垛层错。而在高温条件下,位错能够在热激活的作用下绕过 γ' 相,因此不会切入 γ' 相形成层错。此外,如图11b所示,由于温度较高,原子扩散速率加快,还能够观察到部分 γ' 相发生了定向粗化^[130]。

6 定向凝固柱晶高温合金的抗蠕变性能及微观组织结构

6.1 合金的抗蠕变性能特征

定向凝固高温合金的抗蠕变性能特征与单晶高温合金相似,蠕变分为3个阶段,其中第2蠕变阶段的蠕变速率以及时长决定了合金的蠕变寿命。如图12所示为DZ125合金在高温低应力条件下的蠕变曲线^[131],合金在相同温度下,应力越高,蠕变寿命越短;相同应力条件下,温度越高,蠕变寿命越短;随着实验温度和应力的提高,合金的应变速率呈现出变大的趋势,而合金的蠕变寿命呈现出下降的趋势,合金表现出了可以观测到的应力敏感行为。对于大多数第1代定向凝固高温合金,其在 $1040\text{ }^{\circ}\text{C}/137\text{ MPa}$ 条件下的蠕变寿命一般不超过100 h,第2代合金在 $1050\text{ }^{\circ}\text{C}/137\text{ MPa}$ 条件下的蠕变寿命一般不超过200 h。

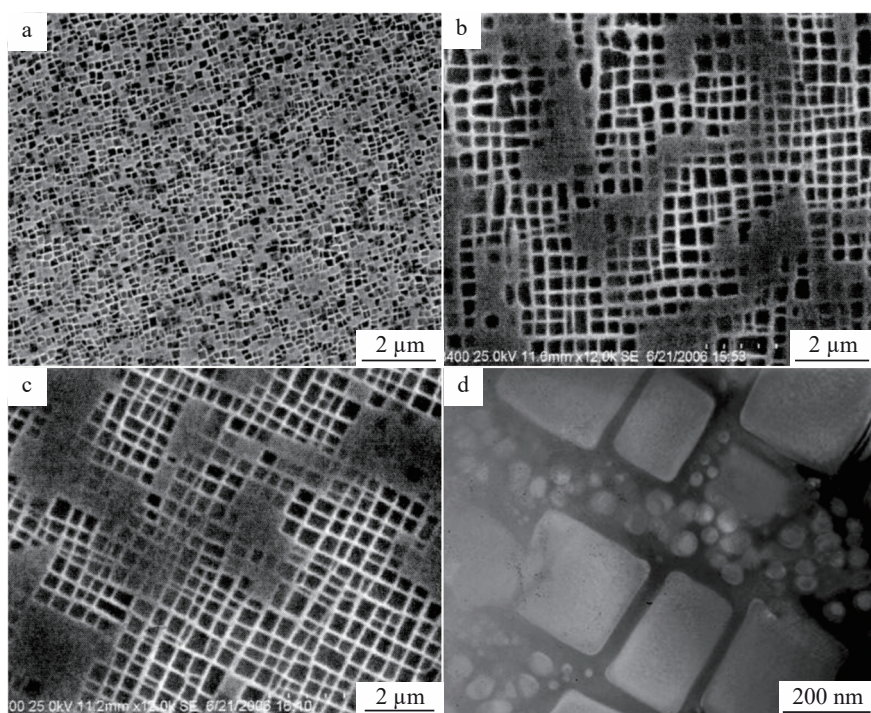
图 7 不同热处理制度后定向凝固高温合金中 γ' 相形貌

Fig.7 Morphologies of γ' phase in directionally solidified superalloy after different heat treatment systems^[63,117]: (a) solid solution treatment, (b) solid solution treatment + primary aging treatment, (c) cubic γ' phase after solid solution treatment + secondary aging treatment, and (d) two different sizes of γ' phase after solid solution treatment + secondary aging treatment

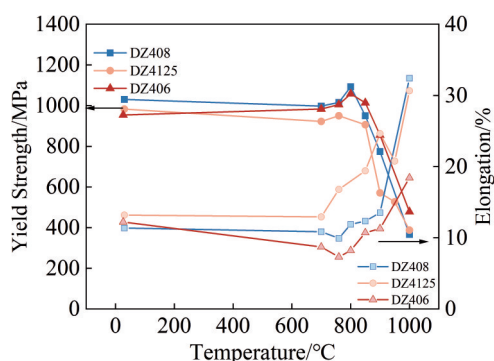


图 8 DZ408、DZ4125、DZ406 3 种合金在不同温度下的屈服强度以及延伸率

Fig.8 Yield strength and elongation of DZ408, DZ4125 and DZ406 alloys at different temperatures^[37,51]

在定向凝固高温合金蠕变过程的 3 个阶段中,第 2 蠕变阶段即稳态阶段至关重要,位错运动与组织演化主要发生在该阶段,进入第 3 蠕变阶段即加速蠕变阶段后,微观缺陷集中形成孔洞导致应力集中,样品应变率快速上升导致断裂^[132-133]。因此分析蠕变过程中的组织演化及位错组态对于针对性改进合金成分,提高合金抗蠕变性能具有重要意义。

6.2 蠕变过程中的组织演化及位错组态

6.2.1 合金蠕变过程中的晶内 γ/γ' 两相组织演化

研究表明,镍基定向凝固高温合金在较高温度($>900^\circ\text{C}$)和较低应力蠕变期间,立方 γ' 相通常会发生沿某个取向的择优长大,并形成筏状组织,这种现象称为 γ' 相的定向粗化或筏排化,这是镍基高温合金特有的现象^[134]。由于施加应力的方向不同,[001]取向的镍基定向凝固高温合金在高温蠕变期间可发生 2 种定向筏化行为^[134-135]:①N 型:形成筏状 γ' 相的方向与应力轴垂直;②P 型:形成筏状 γ' 相的方向与应力轴平行。一般 N 型筏化发生在拉应力条件下的负错配度合金中或压应力条件的正错配度合金中,相反,P 型筏化发生在压应力条件下的负错配度合金或拉应力条件下的正错配度合金中,负错配度合金的筏状结构如图 13 所示^[136]。错配度(δ)计算公式如公式(2)所示:

$$\delta = 2 \frac{a_{\gamma'} - a_{\gamma}}{a_{\gamma'} + a_{\gamma}} \quad (2)$$

其中 $a_{\gamma'}$ 与 a_{γ} 分别表示 γ' 相与 γ 相的晶格常数。

镍基定向凝固合金的错配度通常为负值,其在不同外应力(σ_{ext})条件下的内应力示意图如图 14 所示^[134]。在图 14a 中由于不存在外加应力,因此 1 点与 2 点的化学势相同, γ' 相在长期热暴露过程中会发生非定向粗化。在

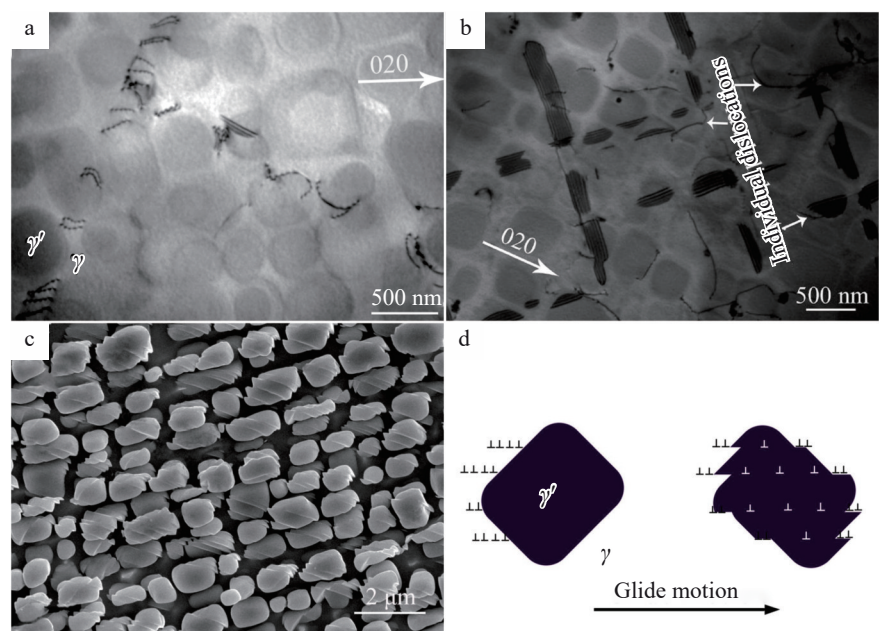


图9 定向凝固高温合金在低温下的拉伸变形机制

Fig.9 Tensile deformation mechanism of directionally solidified superalloy at low temperature^[127-128]: (a) APB cutting through γ' phase at 650 °C, (b) stacking faults cutting through γ' phase at 650 °C, and (c-d) slip band formed by dislocation cutting through γ' phase and its schematic diagram

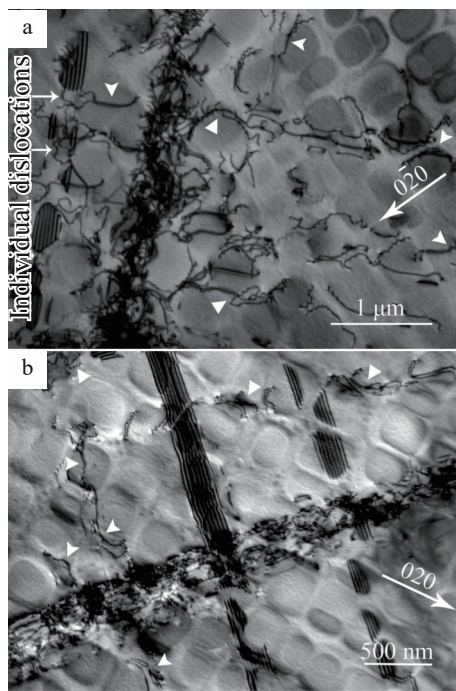


图10 700和750 °C下定向凝固合金发生屈服后的层错

Fig.10 Stacking faults of directionally solidified alloy after yielding at 700 °C (a) and 750 °C (b)^[128]

图14b中由于引入了外加的拉应力,因此会抵消部分 γ' 相中1点处水平方向的拉应力,并加大 γ' 相中2点处竖直方向的拉应力,同时改变两点附近 γ 相中的应力情况。而

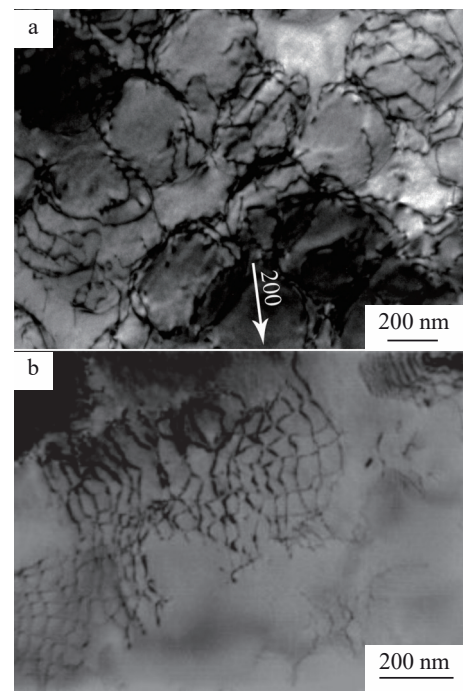


图11 定向凝固合金在高温下的拉伸变形机制

Fig.11 Tensile deformation mechanism of directionally solidified superalloy at high temperature^[128,130]: (a) dislocation loops and dislocation cross-slip, and (b) directional coarsening of γ' phase

由于原子化学势与静应力 σ_H ($\sigma_H = 1/3(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$)直接相关, σ_1 、 σ_2 、 σ_3 为材料力学中3个相互垂直方向上的最

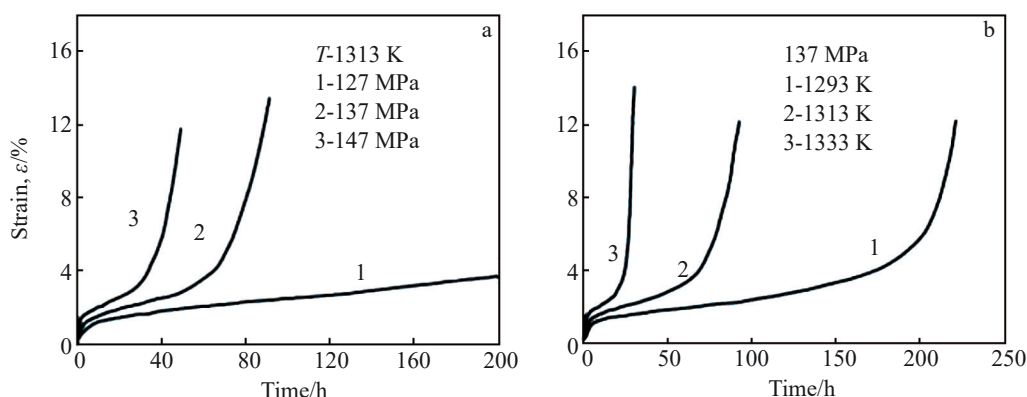


图12 DZ125合金在高温低应力条件下的蠕变曲线

Fig.12 Creep curves of DZ125 alloy under high temperature and low stress conditions^[131]: (a) different stress conditions at 1313 K; (b) different temperature conditions at 137 MPa

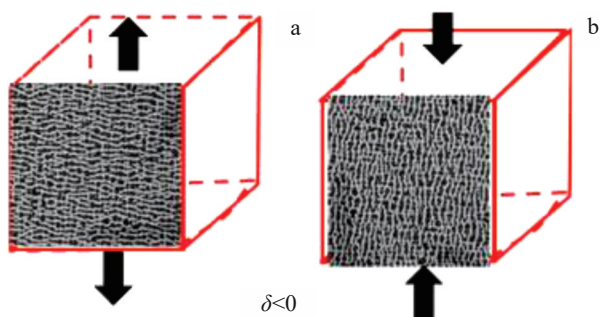


图13 负错配合金在拉压应力下不同的筏状结构

Fig.13 Different raft structures of negative mismatch alloys under tensile and compressive stresses^[136]: (a) N-raft and (b) P-raft

大主应力、中间主应力和最小主应力,因此图14b中两点原子的化学势不再相同而发生原子扩散,最终导致了1点附近基体通道变宽而2点附近基体通道逐渐消失,即发生P型筏化。

大量研究发现,温度、施加应力的方向及大小、加载时间以及固溶之后的冷却速率均会对筏化过程的形态演化起到至关重要的作用^[137-141]。图15总结了影响筏化组织形貌的影响因素,一般而言,加载时间越长、加载温度越高、加载应力越大,筏化组织越明显;同时合金加载温度越高,筏化组织厚度越大,长度更短。此外,对于蠕变断裂合金,距断口越近的位置筏化组织越明显,这说明合金在长期服役条件下,筏化首先发生在应力相对集中的工作段部位。固溶之后的冷却速率会影响到热处理后合金中 γ' 相的形态,冷却速率越快, γ' 相尺寸越小,筏状结构厚度越小,排列更密集,对位错的阻碍作用更强^[141]。

筏化组织对于合金抗蠕变性能的影响因温度、应力而不同,通常认为在高温低应力条件下筏化组织的形成有利于抗蠕变性能,这是由于高温低应力条件下位错以绕过的方式越过 γ' 相,筏状结构延长了位错运动的路径,

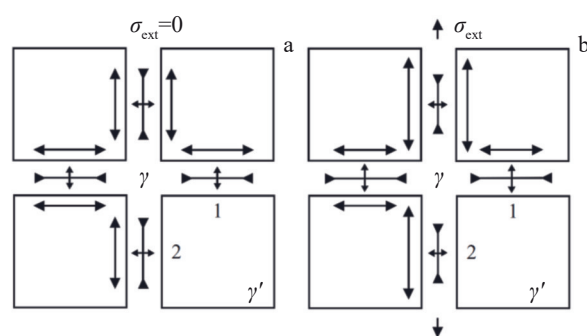
图14 具有 γ/γ' 两相结构合金中的内应力示意图

Fig.14 Schematic diagram of internal stress of alloy with a γ/γ' two-phase structure under different applied stress^[134]: (a) applied stress is zero; (b) applied tensile stress is perpendicular to the upper and lower surfaces

较窄的基体通道宽度也有利于抗蠕变性能的提高^[133]。在低温高应力条件下,筏化结构降低了 γ/γ' 相界面处的错配应力,降低了 γ' 相的抵抗位错切入的能力,也削弱了 γ/γ' 相对位错的钉扎作用,最终导致蠕变寿命短于未筏排化的合金^[142]。

6.2.2 合金蠕变过程中的位错组态

大量研究表明,定向凝固合金在低温高应力以及中温中应力期间,组织变化不大,主要特征为位错切入 γ' 相,同时切入 γ' 相的位错会发生分解,形成不全位错加层错的组态^[136,143-149]。在高温低应力下,主要特征为 γ' 相的筏排化以及在两相界面形成位错网,且局部区域存在界面位错网被破坏的现象。研究发现,对于大量定向凝固柱晶合金,稳态蠕变速率满足以下公式^[143]:

$$\dot{\epsilon}_s = A\sigma^n \exp\left(-\frac{Q_c}{RT}\right) \quad (3)$$

其中, A 为常数, n 为与变形机制有关的常数, $\dot{\epsilon}_s$ 表示稳态蠕变速率, σ 表示归一化的蠕变剪切应力, Q_c 表示激活

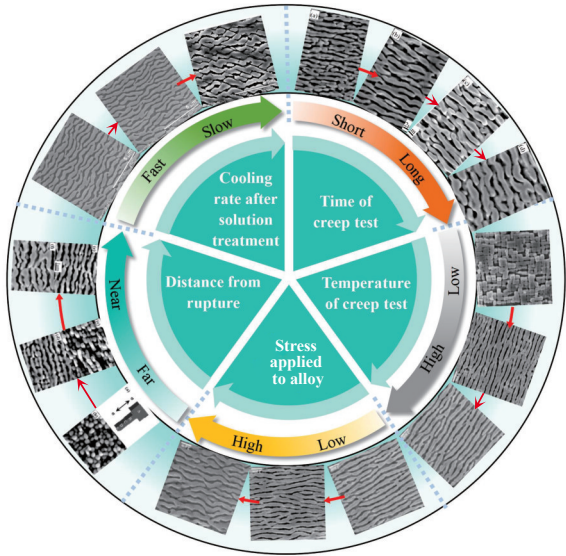


图15 定向凝固高温合金中影响筏排化组织的因素
Fig.15 Factors affecting rafting microstructure in directionally solidified superalloys^[137,140-141]

能, R 为气体常数, T 为温度。当 $n=11$ 时为切过机制, 同时伴随着堆垛层错以及反相畴界的形成, 其蠕变激活能为 675 kJ/mol; $n=3.8$ 时为攀移机制, 其蠕变激活能为 263 kJ/mol; $n<2$ 时为扩散机制, 其蠕变激活能为 106 kJ/mol。当蠕变应力较高时, 合金蠕变机制为切过机制, 当合金的蠕变机制为位错攀移时, 蠕变激活能与合金自扩散激活能相近。当蠕变应力与温度均较低时, 蠕变机制为扩散机制。

Sajjadi 等人^[143]总结了前人关于不同温度、不同应力下稳态蠕变速率的研究, 发现了 GTD111 合金的稳态蠕变速率以及蠕变机制与温度、应力的关系, 如图 16 所示。图 16 中 T_m 表示 GTD111 合金的初熔温度, 为 1523 K, 对应力进行了归一化处理, 灰色菱形表示相同温度 (cons T) 不同应力 (var S) 条件下的蠕变实验, 红色方形表示相同应力 (cons S) 不同温度 (var T) 下的蠕变实验, 蓝色三角形表示特定温度应力条件下的实验, 虚线为等蠕变速率曲线。蠕变区域分为 S (shear)、C (climb)、D (diffusion) 3 个区域, S 区蠕变控制机制主要是高应力条件下位错剪切进入 γ' 相, C 区蠕变机制主要是稍低应力条件下位错攀移越过 γ' 相, D 区蠕变机制主要是低温以及低应力条件下的元素扩散。定向凝固合金主要工作在 S 区以及 C 区条件下, 因此下面将会详细介绍 S 区以及 C 区合金的蠕变机制以及微观结构。

如图 17 所示, 在高应力条件下, 定向凝固合金蠕变机制处于 S 区, 此时 $n \approx 11$, 合金主要蠕变机制为位错切入 γ' 相形成堆垛层错或反相畴界^[136,148]。从能量的角度分析, APB 耦合位错对切入 γ' 相发生在 γ/γ' 相界面处堆积了大量位错时, 这样有利于领先位错切入 γ'

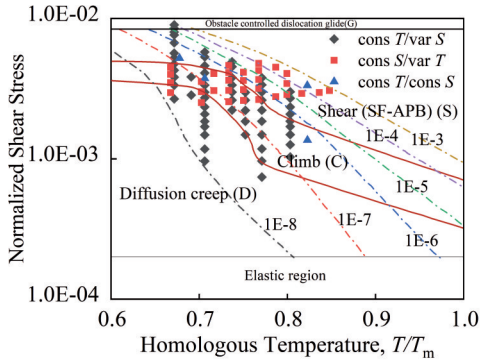


图16 GTD111 合金蠕变机制与温度、应力关系图
Fig.16 Deformation mechanism map of GTD111 alloy with temperature and stress^[143]

相^[150]。因此 APB 切入机制在高应力和高应变的条件下占据优势, 在相界面位错密度不高的低应力条件下不易发生。

如图 18 所示, 在较低应力条件下, 定向凝固合金蠕变机制处于 C 区, 此时 $n \approx 4$, 合金主要蠕变机制为位错攀移越过 γ' 相^[149]。此时在 γ' 相内部位错密度较低, 而在 γ/γ' 相界面处位错塞积较为严重。这是由于低应力条件下位错无法剪切通过 γ' 相, 合金的形变主要是通过位错在基体中滑移, 位错攀移越过 γ' 相, 晶界滑移等方式发生的^[151-152]。如图 18 所示, 随着实验应力的提高, 合金变形机制逐渐由位错攀移向位错剪切通过 γ' 相转变, 表明合金蠕变机制逐渐由 C 区向 S 区转变。

此外, 6.2.1 中所讲到的 γ' 相筏排化也是合金在 C 区发生形变的方式之一^[153-154]。图 19a 为蠕变初期的筏化组织宏观形貌, 此时相界面、 γ 相、 γ' 相内位错均较少; 图 19b 为蠕变中后期筏化组织相界面位错网, 进入蠕变中后期, 位错网密度逐渐增大, 后期甚至有部分位错切入 γ' 相, 使得筏化的 γ' 相出现较大变形; 图 19c、19d 为场发射电子显微镜 (field emission gun scanning electron microscope, FEG-SEM) 下观察到的筏化组织相界面位错网, 位错网的形成过程可以看作降低晶格失配与降低位错线能量之间的动态平衡, 因此位错网的组态存在多种形式^[155], 在此只举例列出其中一种。当温度与应力均较低时, 合金的主要蠕变机制为扩散蠕变, 与叶片实际工作环境差异较大, 在此不作赘述。

7 总结与展望

综述了目前国内外燃气轮机用定向凝固柱晶高温合金的设计思路、发展趋势, 总结了合金的组织特征, 以及合金在不同条件下的力学性能特征, 总结与展望如下:

1) 定向凝固高温合金已发展到第 4 代, 目前国内外主要通过加入 Re、Ru 等元素提高合金性能, 但同时造成

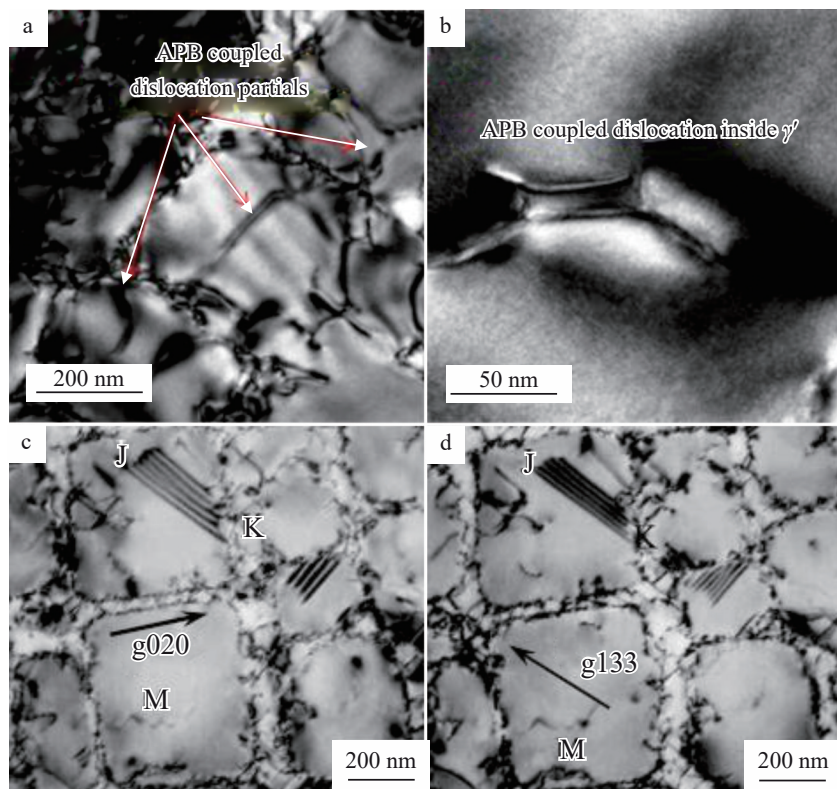


图 17 定向凝固柱晶合金在 S 区低温高应力蠕变断裂后的微观结构

Fig.17 Microstructures of directionally solidified columnar alloys after low temperature and high stress creep rupture in the S zone^[136,148].
(a–b) APB coupled dislocation partials lie within γ' -precipitates; (c–d) stacking faults

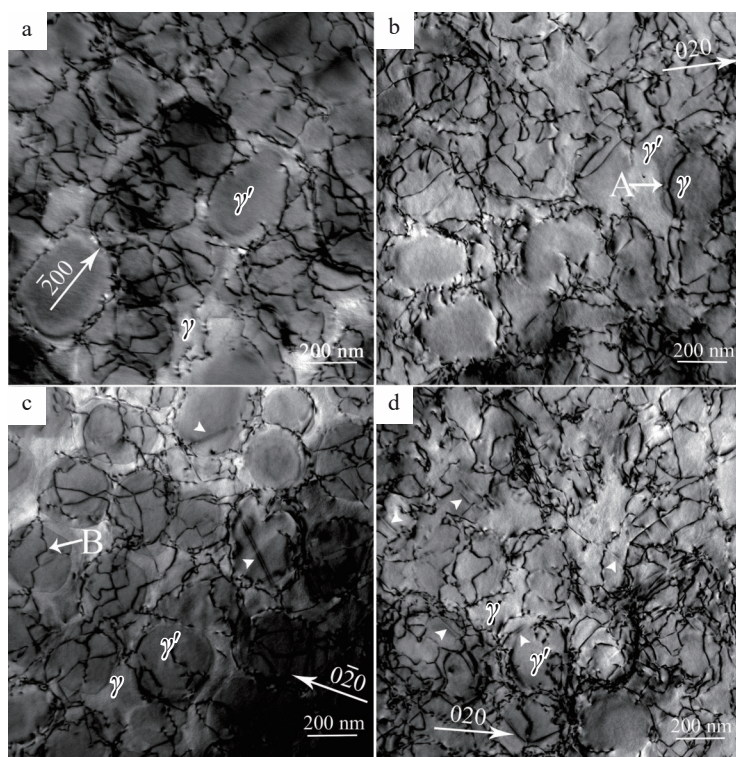


图 18 M4706 合金在 900 °C 不同应力条件下蠕变 1% 后的位错分布

Fig.18 Dislocation distributions of M4706 alloy after 1% creep under different stress conditions at 900 °C^[149]: (a) 300 MPa, (b) 320 MPa, (c) 350 MPa, and (d) 375 MPa

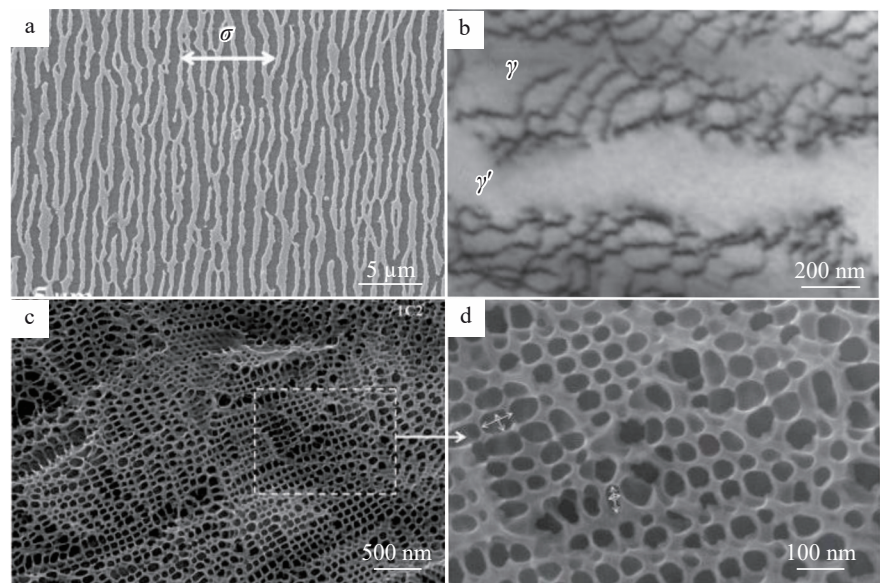


图19 高温低应力条件下蠕变过程中 γ' 相发生筏排化后的相形态及位错组态

Fig.19 γ' phase morphologies and dislocation configuration after rafting during creep under high temperature and low stress^[153]: (a) macroscopic morphology of rafted γ' phase; (b) interface dislocation network of rafted phase; (c–d) dislocation network observed under FEG-SEM

了合金低成本、高比重的问題,无法满足燃气轮机叶片对于合金低成本、大尺寸的要求。通过调整W、Co、Mo、Ta等晶内强化元素以及C、B、Zr等晶界强化元素的含量,乃至引入新的强化元素,获得理想的组织稳定性和长时性能、抗腐蚀性能,是未来定向凝固合金设计的思路,同时消除强化元素如W、Ta的大量加入带来的不利影响成为合金设计的重要挑战。

2)定向凝固合金中柱状晶间存在晶界,柱晶内存在枝晶干与枝晶间,由于不同微观结构将极大影响蠕变、拉伸等力学过程中的位错运动和相互作用,因此应设计合理的热处理工艺,兼顾调控晶界析出相,调控枝晶干与枝晶间的成分偏析以及调控 γ' 相的形貌和体积分数。

3)不同温度下定向凝固合金的拉伸、蠕变等力学性能指标为合金设计的最终目标,合金的晶内变形机制随温度改变而改变,反相畴界能、层错能、错配应力等微结构参数会对晶内强化机制产生决定性的影响,应从元素设计的角度提高晶内强度。此外,晶界强化也会对合金力学性能产生重要影响,晶界的存在与否是定向合金与单晶合金的主要区别。但目前对于定向凝固合金蠕变、拉伸等过程中的晶界组织演化及位错在晶界运动的研究尚未明朗,因此完善晶界处微观结构的演化模型,对于统筹合金晶内晶界强度,提高合金性能乃至消除晶界产生的不利影响具有重要意义。未来可通过先进制样方法,使用高分辨透射电镜表征晶界处的组织演化与位错运动。

参考文献 References

[1] Gong Xiufang(巩秀芳), Yang Gongxian(杨功显). *Dongfang Turbine*(东方汽轮机)[J], 2010(4): 50

[2] Yang Gongxun(杨功勋), Zhang Qiongyuan(张琼元), Gao Zhenhuan(高振桓) *et al. Aerospace Power*(航空动力)[J], 2019(2): 70

[3] Lin Dongliang(林栋梁), Huang Songhui(黄颂惠). *Journal of Materials Science and Engineering*(材料科学与工程学报)[J], 1985, 3(1): 4

[4] Zhang Weiguo(张卫国), Liu Lin(刘林), Zhao Xinbao(赵新宝) *et al. Foundry*(铸造)[J], 2009, 58(1): 1

[5] Pollock T M, Tin S. *Journal of Propulsion and Power*[J], 2006, 22(2): 361

[6] Cetel A D, Duhl D N. *Superalloys 1992*[C]. Seven Springs: The Minerals, Metals & Materials Society, 1992: 287

[7] Burkholder P S, Thomas M C, Helmink R *et al. Turbo Expo: Power for Land, Sea, and Air*[C]. Indianapolis: American Society of Mechanical Engineers, 1999: V004T01A005

[8] Ross E W, O'hara K S. *Superalloys 1992*[C]. Seven Springs: The Minerals, Metals & Materials Society, 1992: 257

[9] Kobayashi T, Koizumi Y, Yokokawa T *et al. Journal of the Japan Institute of Metals and Materials*[J], 2002, 66(9): 897

[10] Kobayashi T, Koizumi Y, Yokokawa T *et al. Journal of the Japan Institute of Metals and Materials*[J], 2004, 68(2): 94

[11] Koizumi Y, Zhang J X, Kobayashi T *et al. Journal of the Japan Institute of Metals and Materials*[J], 2003, 67(9): 468

[12] Zhang J X, Murakumo T, Harada H *et al. Scripta Materialia*[J], 2003, 48(3): 287

[13] Daleo J A, Wilson J R. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*[J], 1998, 120(2): 375

- [14] Wukusick C S, Buchakjian L. *UK Patent, GB2235697*[P]. 1991
- [15] Nakagawa Y G, Ohtomo A, Saiga Y. *Transactions of the Japan Institute of Metals*[J], 1976, 17(6): 323
- [16] Seaver D W, Beltran A M. *Turbo Expo: Power for Land, Sea, and Air*[C]. Orlando: American Society of Mechanical Engineers, 1991: V005T12A006
- [17] Bouse G K, Schaeffer J C, Henry M F. *Superalloys 2008*[C]. Seven Springs: The Minerals, Metals & Materials Society, 2008: 99
- [18] Sreeramagiri P, Bhagavatam A, Alrehaili H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 838: 155634
- [19] Kantzos P, Gayda J, Miner R V *et al. NASA/TM-2000-210359* [R]. Springfield: National Technical Information Service, 2000
- [20] Kawai H, Okada I, Takahashi K *et al. Materia*[J], 1997, 36(6): 643
- [21] Okazaki M, Tabata T, Nohmi S. *Metallurgical Transactions A*[J], 1990, 21(8): 2201
- [22] Zheng Yunrong(郑运荣), Wang Yuping(王玉屏), Xie Jizhou(谢济洲) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 1989, 9(1): 1
- [23] Ohta Y, Hattori H, Nakagawa Y G *et al. Journal of the Iron and Steel Institute of Japan*[J], 1989, 75(6): 956
- [24] Chen Rongzhang(陈荣章). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 1991(2): 19
- [25] Ni Hengfei(倪恒飞), Zhang Guohuan(张国煥), Yan Minggao(颜鸣皋). *Aeronautical Materials*(航空材料)[J], 1981(S2): 1
- [26] Zhang Shuaiqi(张帅奇), Zong Cui(宗 鑫), Chen Shengping(陈升平) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2016, 36(4): 10
- [27] Jia Xinyun(贾新云), Huang Zhaohui(黄朝晖), Tan Yongning(谭永宁) *et al. Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2011, 23(S2): 417
- [28] Li Hui(李 辉), Lou Langhong(楼琅洪), Shi Xuejun(史学军) *et al. High Temperature Structural Materials for Power and Energy-Collections of the 11th Annual Conference of China Superalloys*(动力与能源用高温结构材料—第十一届中国高温合金年会论文集)[C]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2007: 402
- [29] Chen Rongzhang(陈荣章), She Li(余 力), Zhang Hongwei(张宏炜) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2000, 20(4): 14
- [30] Huang Aihua(黄爱华), Yu Xingfu(于兴福), Wang Yufei(王宇飞) *et al. Foundry*(铸造)[J], 2013, 62(5): 448
- [31] Hu Zhuangqi(胡壮麒), Tang Yajun(唐亚俊), Zhang Jishan(张济山) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 1992(S1): 102
- [32] Gao Chengwei(高成薇), Yu Jinjiang(于金江), Sun Changbo(孙长波) *et al. Foundry*(铸造)[J], 2012, 61(3): 246
- [33] Huang Zhaohui(黄朝晖), Jia Xinyun(贾新云), Tan Yongning(谭永宁) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2008, 28(6): 1
- [34] Ma Yaxin(马亚鑫), Men Zhengxing(门正兴), Chen Xiaohui(陈晓辉) *et al. Heavy Casting and Forging*(大型铸锻件)[J], 2017(4): 15
- [35] Guo Jianting(郭建亭). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 46(5): 513
- [36] Wright P K, Anderson A F. *Superalloys 1980*[C]. Batavia: The Minerals, Metals & Materials Society, 1980: 689
- [37] Huang Zhaohui(黄朝晖), Tan Yongning(谭永宁), Jia Xinyun(贾新云) *et al. High Temperature Structural Materials for Power and Energy-Collections of the 11th Annual Conference of China Superalloys*(动力与能源用高温结构材料—第十一届中国高温合金年会论文集)[C]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2007: 394
- [38] Luo Liang(罗 亮), Xiao Chengbo(肖程波), Chen Jingyang(陈晶阳) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2019, 47(6): 34
- [39] DeBoer G J. *NASA-CR-167992*[R]. Cleveland: National Aeronautics and Space Administration, 1981
- [40] Miner R V, Gabb T P, Gayda J *et al. Metallurgical Transactions A* [J], 1986, 17(3): 507
- [41] Marra J. *DOE-SEI-42644*[R]. Orlando: Siemens Energy, Inc, 2015
- [42] Pearcey B J, Versnyder F L. *Journal of Aircraft*[J], 1966, 3(5): 390
- [43] Quigg R J. *High Temperature Materials and Processes*[J], 1993, 11(1-4): 247
- [44] Gell M L, Duhl D N. *US Patent: US-4209348-A*[P]. 1980
- [45] Caruel F, Bourguignon S, Lallement B *et al. Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*[J], 1998, 120(1): 97
- [46] Harris K, Erickson G L, Schwer R E. *Superalloys 1984*[C]. Muskegon: The Minerals, Metals & Materials Society, 1984: 221
- [47] Okada I, Torigoe T, Takahashi K *et al. Superalloys 2004*[C]. Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society, 2004: 707
- [48] Maekawa A. *Journal of Power and Energy Systems*[J], 2011, 5(2): 161
- [49] Kobayashi T, Sato M, Koizumi Y *et al. Superalloys 2000*[C]. Seven Springs: The Minerals, Metals & Materials Society, 2000: 323
- [50] Zhang Xin(张 鑫). *Study on Mechanical Behavior of TC11 and DZ406 Materials at High Temperature and High Strain Rate* (TC11 与 DZ406 材料高温高应变率下的力学性能研究)[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2021
- [51] Tan Yongning(谭永宁), Huang Zhaohui(黄朝晖), Jia Xinyun(贾新云) *et al. High Temperature Structural Materials for Power and Energy-Collections of the 11th Annual Conference of China Superalloys*(动力与能源用高温结构材料—第十一届中国高温合金年会论文集)[C]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2007: 399
- [52] Guo Jianting(郭建亭). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2002, 38(11): 1163
- [53] Chen Jianjun(陈建军), Ding Yutian(丁雨田), Ma Yuanjun(马元俊). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工

- 程[J], 2023, 52(9): 3186
- [54] Peng P, Liu Z J, Yan X T *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 24: 4784
- [55] Yang Dayun(阳大云), Zhang Xuan(张 炫), Jin Tao(金 涛) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(8): 1295
- [56] Zhou T J, Feng W, Zhao H B *et al. Progress in Natural Science: Materials International*[J], 2018, 28(1): 45
- [57] Cheng Yuan(程 远), Zhao Xinbao(赵新宝), Yue Quanzhao(岳全召) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(7): 2599
- [58] Shi Q Y, Ding X F, Wang M L *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2014, 45(4): 1833
- [59] Hu Pinpin(胡聘聘), Chen Jingyang(陈晶阳), Feng Qiang(冯 强) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(2): 332
- [60] Ma Wenyu(马文有), Han Yafang(韩雅芳), Li Shusuo(李树索) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2006, 42(11): 1191
- [61] Zhang J X, Murakumo T, Harada H *et al. Superalloys 2004*[C]. Seven Springs: The Minerals, Metals & Materials Society, 2004: 189
- [62] Zhang J X, Murakumo T, Koizumi Y *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2002, 33(12): 3741
- [63] Choi B G, Kim I S, Kim D H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 478(1–2): 329
- [64] Blavette D, Caron P, Khan T. *Superalloys 1988*[C]. Seven Springs: The Minerals, Metals & Materials Society, 1988: 305
- [65] Giamei A F, Anton D L. *Metallurgical Transactions A*[J], 1985, 16(11): 1997
- [66] Wang G L, Liu J L, Liu J D *et al. Materials & Design*[J], 2017, 130: 131
- [67] Heckl A, Neumeier S, Göken M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(9): 3435
- [68] Shi Z X, Liu S Z, Yue X D *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(6): 1977
- [69] Rae C M F, Reed R C. *Acta Materialia*[J], 2001, 49(19): 4113
- [70] Kearsey R M, Beddoes J C, Jaansalu K M *et al. Superalloys 2004* [C]. Seven Springs: The Minerals, Metals & Materials Society, 2004: 801
- [71] Hobbs R A, Tin S, Rae C M F *et al. Superalloys 2004*[C]. Seven Springs: The Minerals, Metals & Materials Society, 2004: 819
- [72] Feng Q, Nandy T K, Pollock T M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 373(1–2): 239
- [73] Zheng L, Gu C Q, Zheng Y R. *Scripta Materialia*[J], 2004, 50(4): 435
- [74] Carroll L J, Feng Q, Mansfield J F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 457(1–2): 292
- [75] Chatterjee D, Hazari N, Das N. *Procedia Engineering*[J], 2013, 55: 51
- [76] Cui C Y, Osawa M, Sato A *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2006, 37(2): 355
- [77] Reed R C, Yeh A C, Tin S *et al. Scripta Materialia*[J], 2004, 51(4): 327
- [78] Zhang Jinghua(张静华), Zhang Zhiya(张志亚), Li Yingao(李英敖) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 1995(6): 7
- [79] Sun Yuejun(孙跃军), Kang Junguo(康俊国), Gong Shengkai(宫声凯). *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2008, 28(9): 660
- [80] Liu Lirong(刘丽荣), Jin Tao(金 涛), Sun Xiaofeng(孙晓峰) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2006(9): 14
- [81] Gao S, Hou J S, Yang F *et al. Journal of Alloys and Compounds* [J], 2017, 729: 903
- [82] Peng P, Lu L, Liu Z J *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 927: 167009
- [83] Zheng L, Zhang G Q, Lee T L *et al. Materials & Design*[J], 2014, 61: 61
- [84] Mostafaei M, Abbasi S M. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2016, 231: 113
- [85] Mostafaei M, Abbasi S M. *Physica B: Condensed Matter*[J], 2018, 545: 305
- [86] Han F F, Chang J X, Li H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 619: 102
- [87] Chen S S, Liu Z D, Pan C Y *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(8): 2702
- [88] Wang G Q, Zhang J M, Li Y Z *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 26: 2796
- [89] Shi Z X, Liu S Z, Wang X G *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(3): 776
- [90] An W R, Utada S, Antonov S *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 947: 169533
- [91] Lopera M, Spader D, Ghonem H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 769: 138421
- [92] Spader D, Lopera M, Ghonem H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 769: 138355
- [93] Guo X T, Ni Y Q, Wang G Q *et al. Crystals*[J], 2022, 12(7): 886
- [94] Taheri M, Razavi M. *Materials Letters*[J], 2022, 328: 133091
- [95] Ghorbani H, Farhangi H, Malekan M. *Engineering Failure Analysis*[J], 2023, 148: 107061
- [96] Liu L R, Jin T, Zhao N R *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 361(1–2): 191
- [97] Zheng Yunrong(郑运荣). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1999, 35(12): 1242
- [98] He Lizi(何立子), Sun Xiaofeng(孙晓峰), Zheng Qi(郑 启) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2004(2): 40
- [99] Wang F, Xu W L, Ma D X *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 792: 505
- [100] Chen J, Lee J H, Jo C Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 1998, 247(1): 113
- [101] Zhao Tan(赵 坦), Yan Bingchuan(燕冰川), Shen Jian(申 健) *et al. High Temperature Structural Materials for Power and Energy-Collections of the 11th Annual Conference of China Superalloys*(动力与能源用高温结构材料—第十一届中国高温合金年会论文集)[C]. Beijing: Metallurgical Industry Press,

- 2007: 442
- [102] Bae J S, Lee J H, Kim S S *et al. Scripta Materialia*[J], 2001, 45(5): 503
- [103] Guo Jianting(郭建亭). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(3): 465
- [104] Wu Baoping(吴保平), Wu Jiantao(吴剑涛), Li Juntao(李俊涛). *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2018, 39(9): 36
- [105] Wu Baoping(吴保平), Wu Jiantao(吴剑涛), Li Juntao(李俊涛). *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2019, 40(6): 52
- [106] Liu Hao(刘浩), Sui Yongfeng(隋永枫), Yu Peitong(余沛垌) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(10): 3442
- [107] Radavich J, Furrer D. *Superalloys 2004*[C]. Seven Springs: The Minerals, Metals & Materials Society, 2004: 381
- [108] Zheng Yunrong(郑运荣), Cai Yulin(蔡玉林), Ruan Zhongci(阮中慈) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2006, 26(3): 25
- [109] Hou Jieshan(侯介山), Cong Peijuan(丛培娟), Zhou Lanzhang(周兰章) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(5): 945
- [110] Zhao Y S, Zhang J, Luo Y S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 672: 143
- [111] Liu S B, Li W, Fu L B *et al. Corrosion Science*[J], 2021, 187: 109522
- [112] Yu L, Lu Z, Xian J B *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 941: 168933
- [113] Fu Jiabo(付佳博), Wang Chenchong(王晨充), Mateo Carlos Gracia *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2023, 42(9): 722
- [114] Wang X J, Liu L, Huang T W *et al. Vacuum*[J], 2020, 179: 109483
- [115] Wang X J, Huang T W, Yang W C *et al. Vacuum*[J], 2021, 183: 109800
- [116] Takaki T, Sakane S, Ohno M *et al. Computational Materials Science*[J], 2020, 171: 109209
- [117] Zhao Tan(赵坦). *Research on a Second Generation Directionally Solidified Ni Base Superalloy DZ59*(第二代定向柱晶高温合金 DZ59 研究)[D]. Nanjing: Nanjing University of Science & Technology, 2009
- [118] Qiu Yiming(邱一鸣), Zhu Yaoxiao(朱耀霄). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1989, 25(1): 78
- [119] Cui R J, Huang Z H. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26(8): 2079
- [120] Seo S M, Lee J H, Yoo Y S *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2011, 42(10): 3150
- [121] Du Y L, Yang Y H, Zhou Y Z. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(9): 3133
- [122] Lai Yongjun(来永军), Ning Likui(宁礼奎), Liu Yichuan(柳一川) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(6): 2243
- [123] Zeng Qiang(曾强), Chen Xuhui(陈旭辉), Wu Baoping(吴保平) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(9): 3394
- [124] Wu Y, Zhao H Z, Li J K *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 908: 164570
- [125] Li Yiling(李易凌). *Research on the Solution Treatment of a New Type of Nickel-Based Single Crystal Superalloy*(新型镍基单晶高温合金固溶处理研究)[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2020
- [126] Hu Yang(胡阳), Li Yiling(李易凌). *Special Casting & Nonferrous Alloys*(特种铸造及有色合金)[J], 2021, 41(3): 336
- [127] Zhang P, Yuan Y, Li J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 702: 343
- [128] Zhang P, Yuan Y, Shen S C *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 694: 502
- [129] Rae C M F, Reed R C. *Acta Materialia*[J], 2007, 55(3): 1067
- [130] Chu Z K, Yu J J, Sun X F *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(12): 3010
- [131] Tian S G, Meng X L, Tian N *et al. Materials Science Forum*[J], 2013, 747–748: 697
- [132] Ghorbani H, Farhangi H, Malekan M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 890: 145811
- [133] Cheng Y, Zhao X B, Yue Q Z *et al. Materials Today Nano*[J], 2023, 24: 100420
- [134] Kamaraj M. *Sadhana*[J], 2003, 28(1): 115
- [135] Kirka M M, Brindley K A, Neu R W *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2015, 81: 191
- [136] Rai R K, Sahu J K, Pramanick A *et al. Materials Characterization*[J], 2019, 150: 155
- [137] Meng Xianlin(孟宪林). *Microstructure and Creep Properties of DZ125 Superalloy*(DZ125 合金的组织结构与蠕变性能)[D]. Shenyang: Shenyang University of Technology, 2013
- [138] Tian N, Tian S G, Yu H C *et al. High Temperature Materials and Processes*[J], 2015, 34(4): 299
- [139] Tian Ning(田宁), Tian Sugui(田素贵), Yu Huichen(于慧臣) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2014, 24(2): 335
- [140] Guo X T, Xing W J, Zhang H *et al. Crystals*[J], 2022, 12(2): 267
- [141] Chiou M S, Jian S R, Yeh A C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 655: 237
- [142] Yang W C, Yue Q Z, Cao K L *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 137: 127
- [143] Sajjadi S A, Nategh S. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 307(1–2): 158
- [144] Sajjadi S A, Nategh S, Guthrie R I L. *Materials Science and Engineering A*[J], 2002, 325(1–2): 484
- [145] Torfeh M, Mirbagheri S M H, Cormier J *et al. Materials at High Temperatures*[J], 2022, 39(3): 193
- [146] Zhang P, Yuan Y, Niu Q *et al. Journal of Materials Science*[J], 2022, 57(37): 17812
- [147] Tian Ning(田宁), Tian Sugui(田素贵), Yu Huichen(于慧臣) *et*

- al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2014, 35(7): 86
- [148] Tian S G, Tian N, Yu H C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 615: 469
- [149] Zhang P, Li J, Gong X F *et al. Materials Characterization*[J], 2019, 148: 201
- [150] Link T, Feller-Kniepmeier M. *Metallurgical Transactions A*[J], 1992, 23(1): 99
- [151] Parker J D, Wilshire B. *Materials Science and Engineering*[J], 1977, 29(3): 219
- [152] Threadgill P L, Wilshire B. *Metal Science*[J], 1974, 8(1): 117
- [153] Dirand L, Cormier J, Jacques A *et al. Materials Characterization*[J], 2013, 77: 32
- [154] Feller-Kniepmeier M, Link T. *Metallurgical Transactions A*[J], 1989, 20(7): 1233
- [155] Xia W S, Zhao X B, Yue Q Z *et al. Acta Materialia*[J], 2021, 206: 116653
- [151] Parker J D, Wilshire B. *Materials Science and Engineering*[J],

Research Progress of Directionally Solidified Superalloy for Gas Turbine Blade

Fan Yunpeng¹, Zhao Xinbao^{1,2}, Zhou Yu¹, Xia Wanshun¹, Yue Quanzhao¹, Gu Yuefeng^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Zhejiang University, Hangzhou 310027, China)

(2. State Key Laboratory of Silicon and Advanced Semiconductor Materials, Zhejiang University, Hangzhou 310027, China)

Abstract: Directionally solidified superalloys are widely used in turbine blades of advanced power propulsion systems such as industrial gas turbines due to their excellent high-temperature strength, creep resistance, corrosion and oxidation resistance, as well as good structural stability and casting properties. Directionally solidified superalloys for gas turbines have been developed from the first generation to the fourth generation by adjusting the proportions of different solid solution strengthening, precipitation strengthening and grain boundary strengthening elements. The intragranular structures are mainly composed of γ phase and γ' phase. There are carbides, borides and other precipitates at the grain boundaries that can pin the grain boundaries. Under the joint influence of these strengthening phases, nickel-based directionally solidified superalloys have better tensile and creep properties that can change with temperature. Starting with the composition characteristics and microstructure characteristics, this article combines the current application status of directionally solidified superalloys in gas turbines, and further analyzes its performance characteristics. Finally, it looks forward to future research on directionally solidified superalloys.

Key words: directionally solidified superalloy; chemical composition; microstructure; tensile mechanism; creep mechanism

Corresponding author: Zhao Xinbao, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Zhejiang University, Hangzhou 310027, P. R. China, E-mail: superalloys@zju.edu.cn