

低膨胀高温合金晶粒长大规律及其对性能的影响

李万礼^{1,2}, 曹国鑫¹, 刘向宏¹, 孙文儒²

(1. 西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710018)

(2. 中国科学院 金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: 本工作研究了不同热处理制度对低膨胀高温合金析出相的行为以及晶粒长大的影响。实验结果表明, 在 Laves 相析出峰温度范围 (980~990 °C) 保温不同时间, Laves 相尺寸逐渐增大, 晶粒不长大。在 1000~1040 °C 保温 1 h 后 Laves 相开始溶解, 晶粒逐渐长大至 4 级、3.5 级、3 级、2 级, 因此在热加工过程中为避免晶粒长大, 热变形加热温度不应超过 1010 °C, 或在 1000 °C 变形且保温时间不应超过 1 h。晶界 Laves 相的含量对合金性能影响较小, 而合金的晶粒度对其影响较大。

关键词: Laves 相; 晶粒长大; 回溶; 塑性

中图分类号: TG132.1⁺1; TG132.3⁺2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)04-1499-08

低膨胀系列高温合金是一种 Fe-Ni-Co 系列高温合金, 在 650 °C 以下具有较高的强度、低的热膨胀系数、良好的冷热疲劳性能, 以及几乎恒定不变的弹性模量, 广泛用作发动机涡轮外环、封严环等构件, 以精确控制涡轮叶片与外环的间隙, 改善发动机性能, 提高燃烧效率。近几年中国大量选用低膨胀合金作为航空发动机机匣构件, 合金组织由 γ 基体和 γ' 、 ϵ 、 ϵ'' 、Laves、MC 碳化物、G 相等析出相组成。 γ' 相是合金的主要强化相, 数量约占合金的 15.2%, 析出峰在 630 °C 左右, γ' 相与基体具有相同结构 (fcc), 且与基体保持共格连接, 在基体中呈圆形或立方体颗粒状均匀沉淀析出, 为合金提供良好的瞬时强度性能。 ϵ 相是合金中的一个重要相, 分布于晶内和晶界, 呈针状或片状分布, 析出峰为 800 °C 左右, ϵ 相在晶内析出能提高合金的持久性能, 有利于消除合金的缺口敏感性, 大幅度提高其缺口持久寿命。但 ϵ 相的大量析出会消耗合金中 Nb、Ti 元素, 在 ϵ 相周围会形成 γ' 相贫化区, 导致 γ' 相析出量减少, 使得该合金的强度降低, 所以只有当 ϵ 相与 γ' 相析出数量相匹配时, 零件既具有较高的瞬时强度, 又有较好的持久性能。合金中还有一个重要相 Laves 相, 其析出范围在 800~1040 °C, Laves 相在晶界析出会消耗大量的 Nb、Si 元素, 其大量析出会影响后续时效过程中 γ' 和 ϵ 相的析出, 进而影响合金的力学性能。

对低膨胀高温合金研究主要是因为其较低的热膨

胀系数^[1], 可以改善发动机性能, 提高燃烧效率, 各国主要的研究集中在成分、铸锭缺陷、锻造工艺^[2-9]以及缺口敏感性等方面。合金中[Ni]/Fe 以及 C、Mn 等元素对合金的性能^[10-13]影响较大。Nb 元素的偏析问题是合金成分及组织均匀性的难点^[14-16], 良好的均匀化制度对后期的热加工^[17]及力学性能有着至关重要的作用。Si 元素对合金的析出相影响较为重要^[18-24], Si 元素促进 ϵ 相在晶内析出能提高合金的持久性能^[25-26], 在晶界析出可改善合金对应力加速晶界氧化脆性的抗力^[27], 消除缺口敏感性^[28-30], 大幅度提高缺口持久寿命^[31-39]。Laves 相在低温段析出有利于钉扎晶界, 可以阻止晶粒长大, 热变形过程中利用此原理可以得到细晶组织^[40], 提高合金的塑性, 因此在热加工过程中可以利用 Laves 相的析出溶解规律来设计合理的加热温度及时间, 保证晶粒能够正常长大和均匀长大。基于之前的研究并没有明确晶内和晶界析出相对合金的性能有何影响, 特别是没有明确当析出相与晶粒度双重因素作用时影响合金性能的决定因素, 本研究重点揭示了 Laves 相的析出和溶解规律、对晶粒长大的影响以及最终对合金高温性能的影响。

1 实验

实验用一种低膨胀系列高温合金采用真空感应熔炼加真空自耗熔炼双真空工艺冶炼, 经均匀化处理后, 在快锻机上开坯至直径 250 mm 棒材。合金的化学成

收稿日期: 2022-04-20

基金项目: 陕西省重大科技项目 (2020zdzx04-04-02)

作者简介: 李万礼, 男, 1991 年生, 博士, 西部超导材料科技股份有限公司西安聚能高温合金材料科技有限公司, 陕西 西安 710018, E-mail: stuy_1300798@163.com

分(质量分数, %)为: C 0.03, Ni 38, Co 14, Ti 1.6, Nb 5, Si 0.34, Al 0.05, Fe 余量。为了明确合金中 Laves 相的析出及溶解规律,从 $\phi 250$ mm 棒材上切取高倍试样进行分析原始金相组织, 然后进行不同温度的热处理试验。在热加工温度窗口范围内研究不同温度保温不同时间, 晶粒长大的热处理方案如表 1, Laves 相回溶规律及对晶粒长大影响的热处理方案如表 2 所示。高倍处理的金相组织腐蚀液为 35 g FeCl_3 +100 mL HCl +40 mL CH_3OH +10 mL HF +40 mL H_2O 。

2 结果与分析讨论

2.1 原始金相组织

从 $\phi 250$ mm 规格棒材上切取高倍试样进行分析原始金相组织, 如图 1 所示, 从图中可以看出锻态组织

表 1 晶粒长大的热处理方案

No.	Heat treatment scheme
1-1	980 °C/10 min/WC
1-2	980 °C/30 min/WC
1-3	980 °C/60 min/WC
1-4	980 °C/120 min/WC
1-5	980 °C/180 min/WC
2-1	1000 °C/30 min/WC
2-2	1000 °C/60 min/WC
2-3	1000 °C/120 min/WC
3-1	1010 °C/30 min/WC
3-2	1010 °C/60 min/WC
3-3	1010 °C/120 min/WC
4-1	1020 °C/30 min/WC
4-2	1020 °C/60 min/WC
4-3	1020 °C/120 min/WC
5-1	1040 °C/30 min/WC
5-2	1040 °C/60 min/WC

表 2 析出相及对晶粒长大影响的热处理方案

No.	Heat treatment scheme
6-1	980 °C/60 min/WC+1000 °C/30 min/WC
6-2	980 °C/60 min/WC+1000 °C/60 min/WC
6-3	980 °C/60 min/WC+1000 °C/120 min/WC
7-1	980 °C/60 min/WC+1010 °C/30 min/WC
7-2	980 °C/60 min/WC+1010 °C/60 min/WC
7-3	980 °C/60 min/WC+1010 °C/120 min/WC
8-1	980 °C/60 min/WC+1020 °C/30 min/WC
8-2	980 °C/60 min/WC+1020 °C/60 min/WC
8-3	980 °C/60 min/WC+1020 °C/120 min/WC
9-1	980 °C/60 min/WC+1040 °C/30 min/WC
9-2	980 °C/60 min/WC+1040 °C/60 min/WC

呈等轴状, 晶粒大小为均匀的 ASTM 5 级, 且晶内和晶界无 Laves 相析出。

2.2 Laves 相析出规律及晶粒长大试验

根据表 1 的热处理方案, 在 Laves 相析出峰温度 980 °C 保温不同时间, 其金相组织如图 2 所示, 晶界 Laves 形貌如图 3 所示。

由图 2 可以看出, 在 980 °C 保温不同时间后晶粒不长大, 均为 ASTM 5 级。原始锻态组织经过热处理后部分晶粒发生静态再结晶, 晶界更加等轴化。由图 3 可以看出, 当在 980 °C 保温 10 min 后水冷晶界析出 Laves 相, 可以表明固溶温度 980 °C 在 Laves 相的析出峰附近, 在此温度附近保温 Laves 相析出较为敏感。随着保温时间的延长, Laves 相在晶界逐渐增多且粗化, 但在晶内没有析出, 说明只有晶界有足够的能量可以促进相的析出。对晶界 Laves 析出相进行 SEM-EDS 分析, 如图 4 和表 3 所示。Laves 相在晶界呈短棒状, SEM-EDS 点分析及线扫描显示 Laves 相贫 Fe, 富 Si、Nb, 与之前的研究相符^[23]。

不同温度保温 1 h 组织对比如图 5 所示, 可以看出在 1000~1040 °C 温度范围, 晶粒开始长大并由 5 级逐渐长大至 4 级、3.5 级、3 级、2 级。1000 和 1010 °C 保温不同时间的析出相对比如图 6 所示, 可以看出当在 1000 °C 保温超过 30 min 后晶界有 Laves 析出, 而超过 120 min 后晶界 Laves 相变少, 说明随着保温时间的延长, Laves 相在逐渐回溶, 回溶的 Laves 相应为在未达到保温温度 1000 °C 之前的这段时间内析出的。

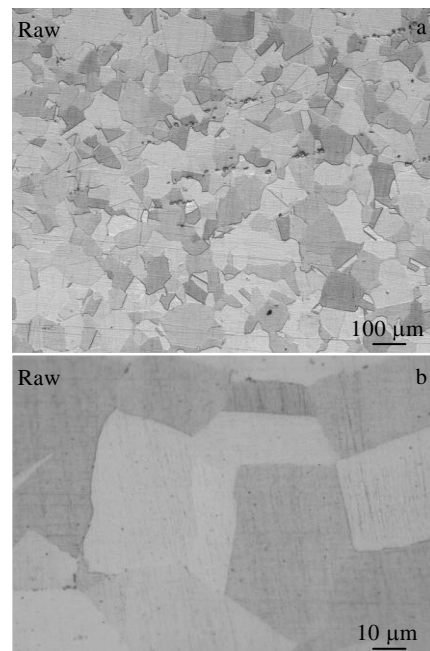


图 1 锻态试样的金相组织

Fig.1 Metallographic microstructures of forging sample

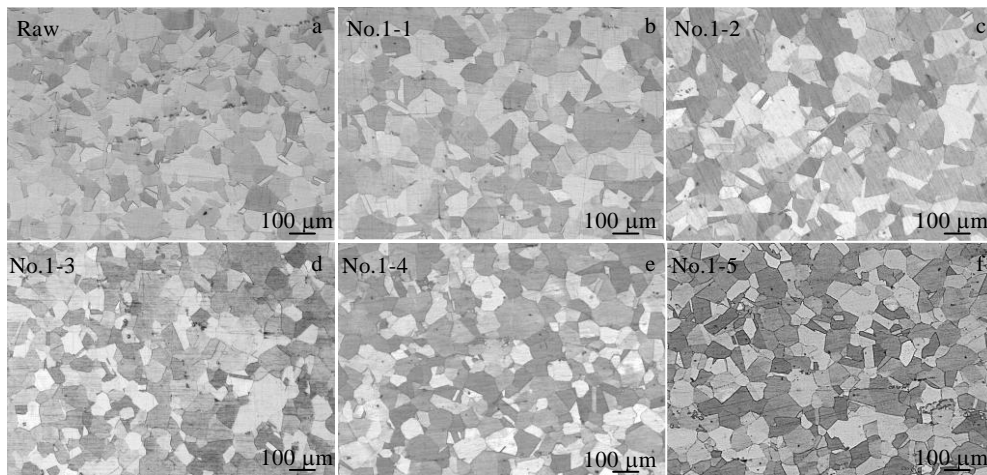


图 2 试样在 980 °C 保温不同时间的金相组织

Fig.2 Metallographic microstructures of sample at 980 °C for different time: (a) 0 min, (b) 10 min, (c) 30 min, (d) 60 min, (e) 120 min, and (f) 180 min

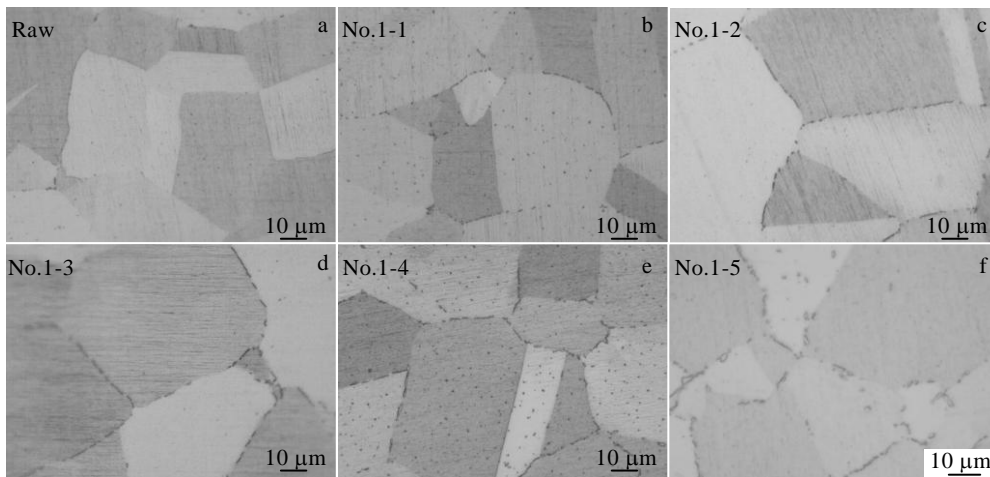


图 3 试样在 980 °C 保温不同时间的析出行为

Fig.3 Precipitation behavior of sample at 980 °C for different time: (a) 0 min, (b) 10 min, (c) 30 min, (d) 60 min, (e) 120 min, and (f) 180 min

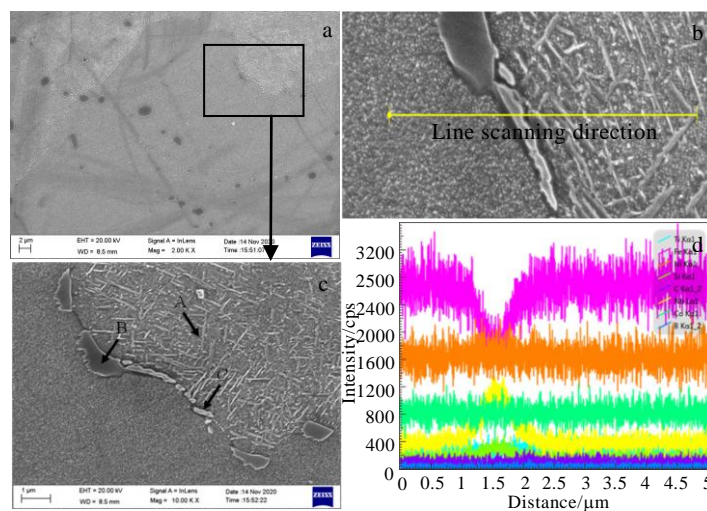


图 4 晶界 Laves 相的 SEM 分析

Fig.4 SEM morphologies (a-c) of Laves phase on grain boundary and EDS element line scanning along line marked in Fig.4b (d)

表 3 图 4c 中 A~C 区域的析出相的成分分析

Table 3 Composition analysis of precipitation of zones A-C marked in Fig.4c

Zone		C content	Si content	Ti content	Fe content	Nb content
A	$\omega/\%$	11.45	0.68	1.27	33.64	7.12
	at%	38.41	0.97	1.06	24.27	3.09
B	$\omega/\%$	10.61	3.11	1.35	27.89	11.33
	at%	36.29	4.55	1.16	20.51	5.01
C	$\omega/\%$	11.73	1.42	1.19	22.67	16.57
	at%	39.80	2.06	1.01	16.54	7.27

2.3 Laves 相回溶规律及对晶粒长大的影响

由图 2 和图 3 可知, 980 °C 在 Laves 相的析出峰附近, 因此在 980 °C 保温 1 h 后晶界会析出大量的 Laves 相, 通过表 2 的热处理方案来研究 Laves 相的回溶规律及其对晶粒长大的影响。不同温度保温 30 min

后 Laves 相回溶对比如图 7 所示, 可以看出 Laves 相的完全回溶条件为大于 1020 °C 或者在 1010 °C 保温时间超过 60 min。1000 °C 保温不同时间 Laves 相析出行为及晶粒长大如图 8 和图 9 所示, 可以看出当在 1000 °C 保温超过 30 min 后 Laves 相开始溶解随之晶粒开始长大, Laves 相的钉扎晶界作用使得晶粒长大需要更高的温度或更长的时间。因此在热加工过程中为避免晶粒长大, 热变形加热温度不应超过 1010 °C 或在 1000 °C 变形且保温时间不应超过 1 h。

2.4 Laves 相含量及晶粒度大小对合金性能的影响

将 $\Phi 250$ mm 棒材继续快锻至 $\Phi 150$ mm 棒材, 研究不同位置 Laves 相的析出含量对合金性能的影响, 在 $\Phi 150$ mm 棒材试样片边部、R/2、心部 3 个位置取高倍和性能试样分析显微组织和拉伸性能如图 10 和表 4 所示, 高倍和性能试样的热处理制度为标准热处理制度。

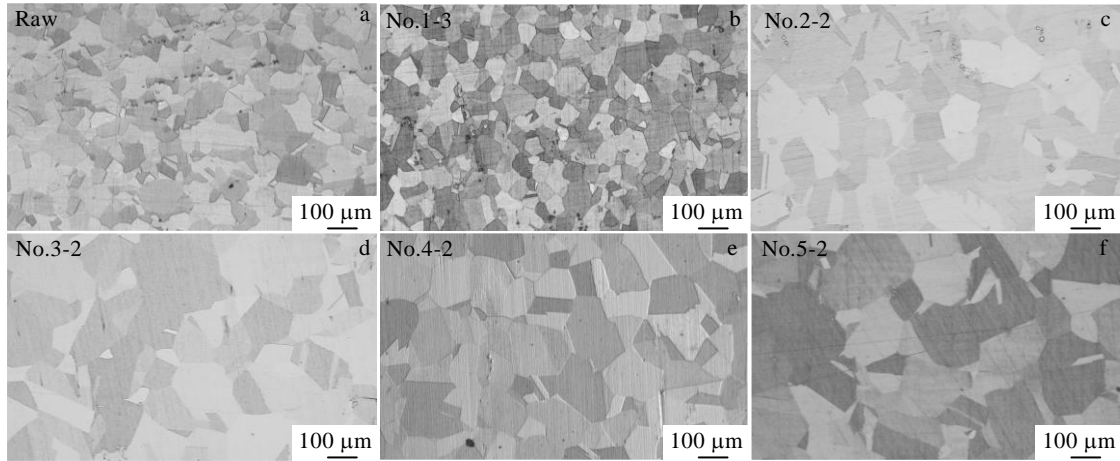


图 5 试样在不同温度保温 1 h 后的组织

Fig.5 Microstructures of samples at different temperatures for 1 h: (a) raw sample, (b) 980 °C, (c) 1000 °C, (d) 1010 °C, (e) 1020 °C, and (f) 1040 °C

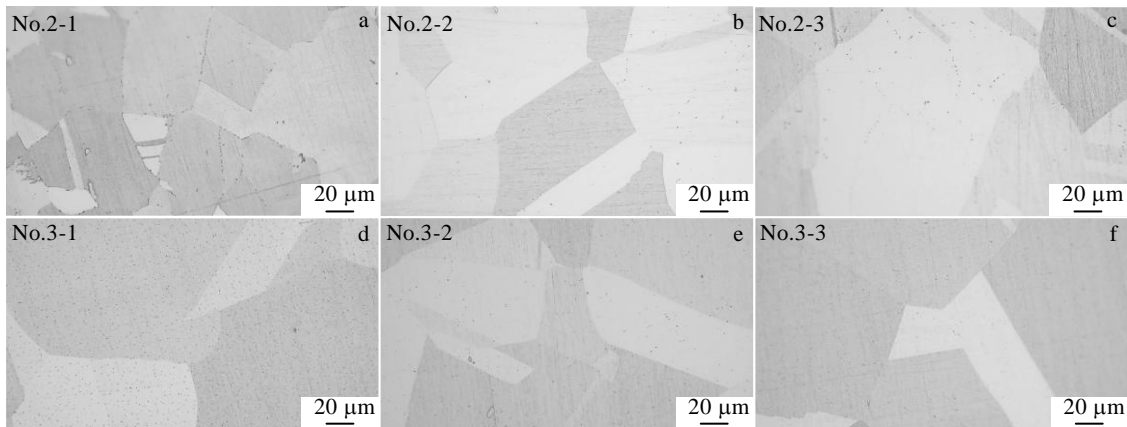


图 6 试样在 1000 和 1010 °C 保温不同时间后的析出相对比

Fig.6 Comparison of precipitation of sample at 1000 °C (a-c) and 1010 °C (d-f) for different time: (a, d) 30 min, (b, e) 60 min, and (c, f) 120 min

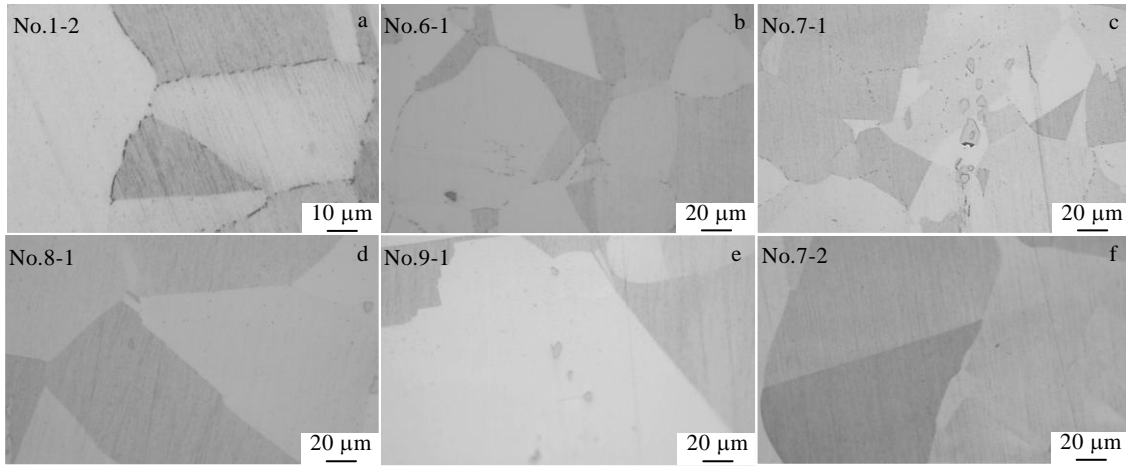


图 7 试样在不同热处理方案下的 Laves 相回溶对比

Fig.7 Comparison of Laves phase solubilization of samples under different heat treatment schemes

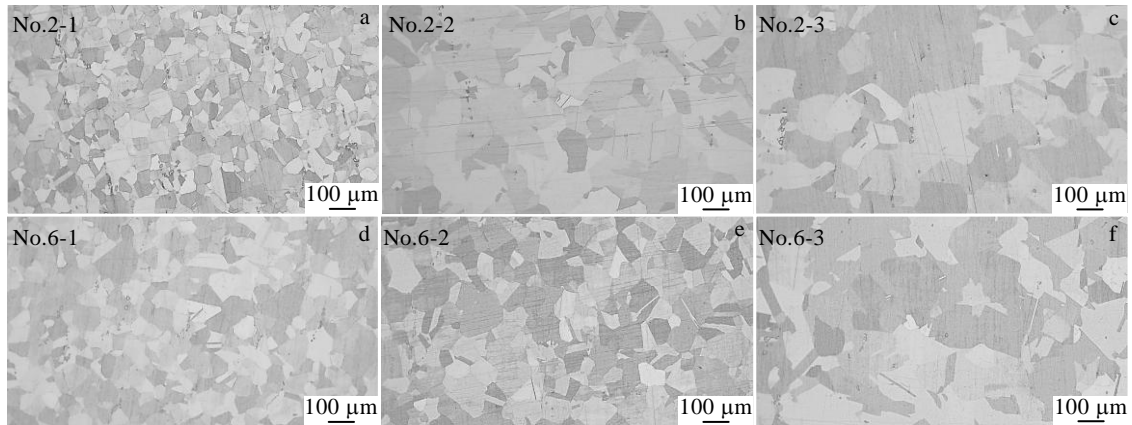


图 8 试样在不同热处理方案下的晶粒的长大

Fig.8 Grain growth of samples under different heat treatment schemes

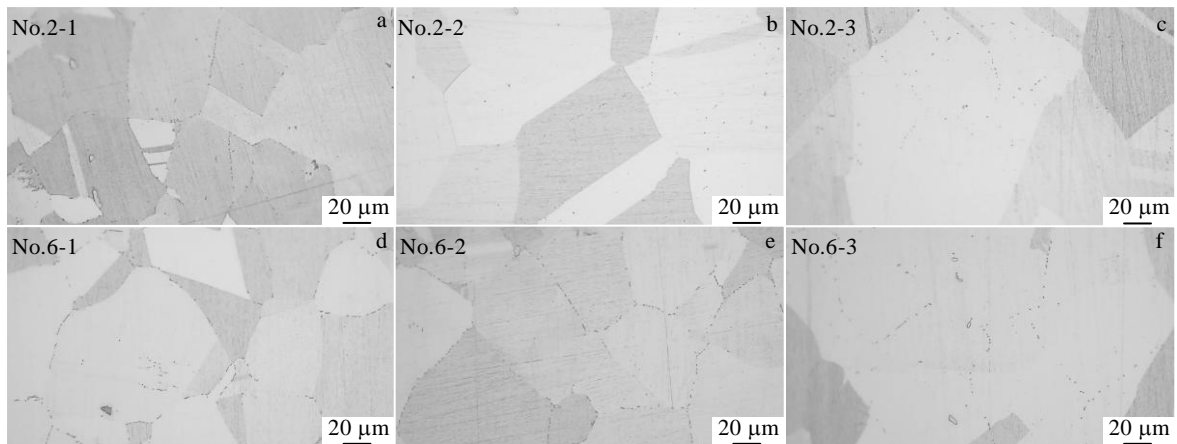


图 9 试样在不同热处理方案下的 Laves 相的析出行为及回溶规律

Fig.9 Precipitation behavior and solubilization of Laves phase of samples under different heat treatment schemes

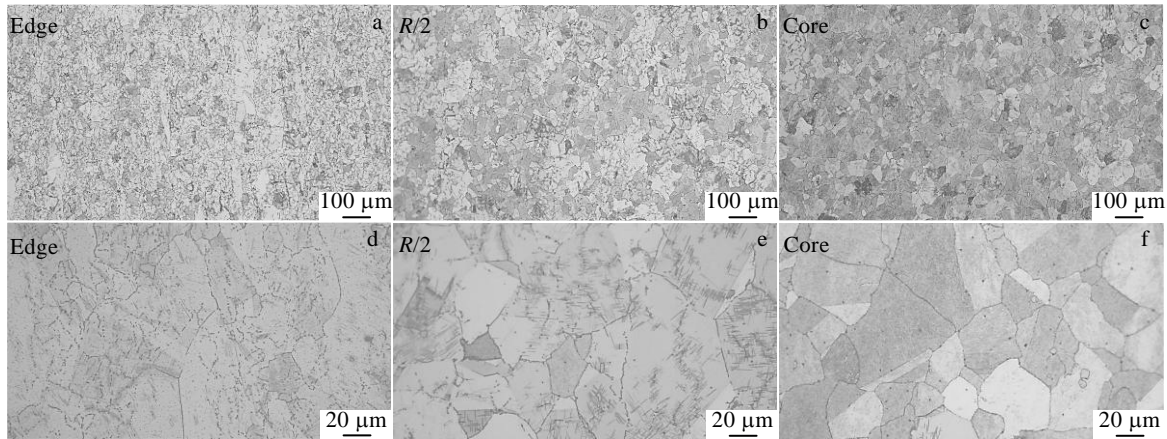


图 10 棒材试样不同位置晶粒度及 Laves 相析出含量对比

Fig.10 Comparison of grain size and Laves phase precipitation content at different positions of bar sample: (a, d) edge, (b, e) R/2, and (c, f) core

由图 10 可以看出, 3 个位置的晶粒度大小差距较小, 边部为 7.5 级局部混晶, R/2 和心部为 7 级, 但边部和 R/2 位置相比心部在晶内和晶界析出较多含量的 Laves 相, 此为快锻过程中心部温度相对较高, 边部温降较快, 晶界 Laves 相析出较多, 使得其晶粒度偏细且混。不同 Laves 相含量对合金性能的影响如表 4 所示, 可以看出 3 个位置的室温拉伸和高温拉伸性能差距较小 (高温断面收缩率均在 42% 左右), 由于 3 个位置的 Laves 相含量有一定的差距, 说明其对合金的性能影响较小, 合金的性能可能与晶粒度的大小相关。

取 $\Phi 250$ mm 棒材同一位置性能试样分别对其进行不同热处理 (980~1040 °C)/60 min/WC+标准热处理, 研究晶粒度大小对合金性能的影响, 不同热处理后的显微组织如图 11 所示, 其拉伸性能如表 5 所示。

由图 11 和表 5 可知, 不同热处理后合金的晶粒度由 5 级逐渐长大为 2 级, 合金的室温拉伸性能差距较

表 4 棒材试样不同位置的拉伸性能对比

Table 4 Comparison of tensile properties at different positions of bar sample

Position	Tensile at room temperature				Tensile at high temperature			
	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ /%	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ /%
Edge	1166	858	16	26	966	711	15.5	42
Edge	1168	873	16	21	992	627	17.5	38
R/2	1124	912	13	19	941	743	17.5	46
R/2	1142	921	12	17	942	753	16.5	42
Core	1135	907	10.5	20	941	808	15.5	39
Core	1127	902	11	18	943	778	16.5	43

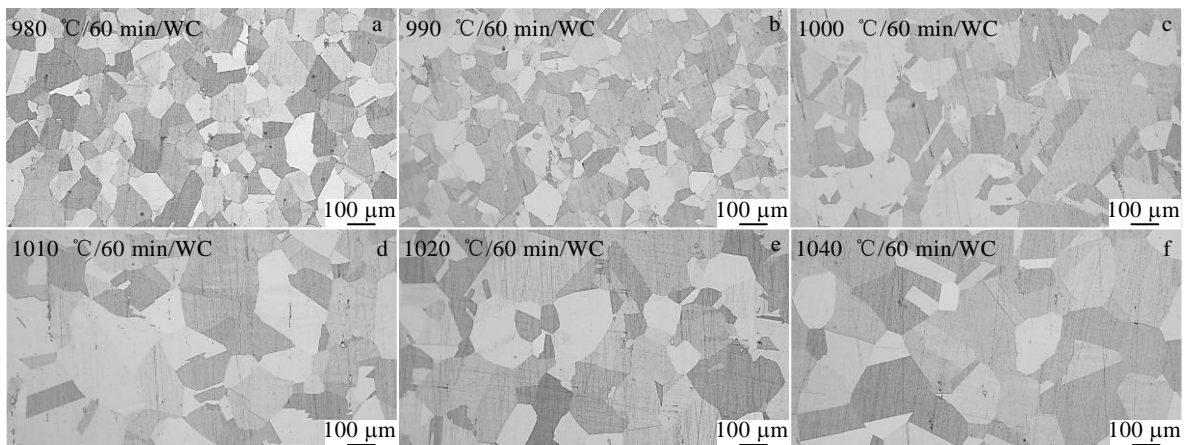


图 11 试样经不同热处理方案后的显微组织

Fig.11 Microstructures of samples after different heat treatment schemes

表5 试样经不同热处理方案后的拉伸性能对比

Temperature/°C	Tensile at room temperature				Tensile at high temperature			
	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ /%	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ /%
980	1153	938	12	15	961	783	21	42
990	1153	923	11.5	16	964	753	20.5	34
1000	1196	867	10	14	1015	687	19	31
1010	1189	832	9.5	15	1010	629	17	26.8
1020	1175	816	9	14	997	624	19	29.4
1040	1176	831	10.5	14	993	654	17.5	23.9

小, 而高温塑性差距较大。合金高温塑性(尤其是高温断面收缩率)随合金晶粒度的增大逐渐降低(高温断面收缩率由42%降低到约24%, 降低幅度43%), 说明晶粒度是影响合金性能的一个关键参数。

3 结论

1) 合金在固溶温度980 °C保温可发生静态再结晶, 随着保温时间的延长, 晶界Laves相形貌逐渐粗化, 限制晶粒长大。在1000~1040 °C保温1 h后晶粒逐渐长大至4级、3.5级、3级、2级。

2) 在1000 °C保温超过30 min后Laves相开始溶解, 晶粒开始长大。Laves相的完全回溶条件为大于1020 °C或者在1010 °C保温时间超过60 min。

3) 晶界Laves相的含量对合金性能影响较小, 而晶粒度对其影响较大, 晶粒越细其高温塑性越好。

参考文献 References

- [1] Deng Bo(邓波), Han Guangwei(韩光伟), Feng Di(冯涤). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2003, 23(S1): 244
- [2] Covarrubias O, Elizarrarás O, Colás R. *Mater Sci Technol*[J], 2011, 27(6): 1092
- [3] Wang Z X, Chen G S, Zhou D H *et al.* *Baosteel Tech Res*[J], 2011, 5(4): 21
- [4] Tang Xiaohui(唐晓辉), Yang Shulin(杨树林), Zang Dechang(藏德昌) *et al.* *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2015, 44(7): 141
- [5] Wang Xincan(王信才), Wei Jiexiang(韦家向), He Yunhua(何云华). *The 13th China Superalloy Annual Conference*(第十三届中国高温合金年会)[C]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2015: 29
- [6] Wang Zhigang(王志刚), Tian Shuixian(田水仙), Yang Xiaoli(杨晓利) *et al.* *The 13th China Superalloy Annual Conference*(第十三届中国高温合金年会)[C]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2015: 26
- [7] Zhao Bin(赵斌). *Special Steel Technology*(特钢技术)[J], 2016, 22(4): 49
- [8] Reng Yonghai(任永海), Wang Panzhi(王攀智), Sun Chuanhua(孙传华) *et al.* *The 15th Annual Meeting of national society of plastic engineering*(第十五届全国塑性工程学会年会)[C]. Jinan: Forging & Stamping Technology, 2017: 499
- [9] Wang Xincan(王信才), Han Guangwei(韩光伟), Yang Yujun(杨玉军). *Special Steel Technology*(特钢技术)[J], 2017, 23(3): 33
- [10] Gu H F, Zhu J Q. *Acta Metall Sin*[J], 1976, 12(2): 207
- [11] Xu J, Sun X K, Liu Q Q *et al.* *Scripta Mater*[J], 1993, 28(10): 1251
- [12] Zhang Hongbin(张红斌). *Sichuan Metallurgy*(四川冶金)[J], 1993(3): 40
- [13] Zhang Shaowei(张绍维). *Aviation Manufacturing Engineering*(航空制造工程)[J], 1994(9): 5
- [14] Chen Qiong(陈琼), Tian Shifan(田世藩), Zhang Shaowei(张绍维). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 1993(1): 13
- [15] Ren Jinqiao(任金桥). *Special Steel Technology*(特钢技术)[J], 2011, 17(1): 16
- [16] Wang Xincan(王信才), Wei Jiexiang(韦家向), He Yunhua(何云华) *et al.* *J Iron Steel Res*(钢铁研究学报)[J], 2011, 23(S2): 76
- [17] Cai Mei(蔡梅). *The 10th National Plastic Engineering Annual Conference*(第十届全国塑性工程学术年会)[C]. Nanchang: China Metal Forming Equipment & Manufacturing Technology, 2007: 224
- [18] Lu Cuifen(卢翠芬). *Metallurgical Analysis*(冶金分析)[J], 1993, 13(4): 36
- [19] Zhang Shaowei(张绍维), Xiao Kui(肖葵). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 1994(11): 19
- [20] Wang Rongming(王荣明), Li Chunzhi(李春志), Yu Jiantong(于建彤) *et al.* *Journal of Aeronautical Materials*(航

- 空材料学报[J], 1995, 15(4): 1
- [21] Liu Ying(刘 瑛), Deng Bo(邓 波), Chen Gansheng(陈淦生) *et al.* *Iron and Steel*(钢铁)[J], 1997(6): 56
- [22] Guo X P, Kusabiraki K, Saji S. *Scripta Mater*[J], 2001, 44(1): 55
- [23] Li Zhao(李 钊), Jiang He(江 河), Wang Tao(王 涛) *et al.* *Acta Metall Sin*(金属学报)[J], 2021, 58(9): 1179
- [24] Marc Ziegele, Oliver Quiring. *Mater Sci Technol*[J], 2012, 28(3): 380
- [25] Liu Yin(刘 瑛), Deng Bo(邓 波), Zhong Zengyong(仲增墉). *J Iron Steel Res*(钢铁研究学报)[J], 1997(S1): 52
- [26] Zhao Yuxin(赵宇新), Zhang Shaowei(张绍维). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2000, 20(3): 6
- [27] Liu Ying(刘 瑛), Deng Bo(邓 波), Chen Gansheng(陈淦生) *et al.* *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 1997,(11): 27
- [28] Smith D, Tillack D J, McGrath J P. *Proceedings of the ASME 1985 Beijing International Gas Turbine Symposium and Exposition*[C]. Beijing: American Society of Mechanical Engineers, 1985: 1
- [29] Kusabiraki K, Amada E, Ooka T *et al.* *ISIJ Inter*[J], 1997, 37(1): 80
- [30] Fan Qianwei(范黔伟), Sun Yan(孙 艳). *Metal Working*(金属加工)[J], 2015,(13): 18
- [31] Heck K, Smith D, Smith J *et al.* *Proc Conf Superalloys 1988*[C]. Huntington: Metallurgical Society, 1988: 151
- [32] Wang Shuhe(王淑荷), Guo Jianting(郭建亭), Lai Wanhui(赖万慧) *et al.* *Acta Metall Sin*(金属学报)[J], 1990, 26(6): 46
- [33] Zhu Jinyuan(朱金元), Zheng Hanping(郑汉平), Liu Fengying(刘凤英) *et al.* *Physics Examination and Testing*(物理测试)[J], 1991(1): 6
- [34] Xie Jun(谢 昀), Yang Ke(杨 柯), Zhao Xu(赵 旭) *et al.* *Acta Metall Sin*(金属学报)[J], 1992, 28(1): 21
- [35] Sato K, Ohno T. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 1993, 2(4): 511
- [36] Ma Tianjun(马天军), Zhao Yucui(赵玉才), Yu Leiyun(郁雷芸). *J Iron Steel Res*(钢铁研究学报)[J], 2003, 15(Z1): 107
- [37] Zhao Yuxin(赵宇新), Zhang Shaowei(张绍维). *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2006, 26(3): 56
- [38] Liu Jing(刘 晶), Zhang Yindong(张银东), Zhang Lixin(张立新) *et al.* *The 13th Shenyang Science Conference*(第十三届沈阳科学学术年会)[C]. Shenyang: China Academic Journal Electronic Magazine, 2016: 1
- [39] Fan Zhaoyuan(樊照远), Li Xuming(李许明), Song Chuanrong(宋传荣) *et al.* *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2017, 46(14): 107
- [40] Guo Hongzhen(郭鸿镇), Yao Zekun(姚泽坤), Zhang Sheng(张 胜) *et al.* *Forging & Stamping Technology*(锻压技术)[J], 1998(5): 3

Grain Growth of Low Expansion Superalloy and Its Effect on Properties

Li Wanli^{1,2}, Cao Guoxin¹, Liu Xianghong¹, Sun Wenru²

(1. Western Superconducting Technologies Co., Ltd, Xi'an 710018, China)

(2. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: Effects of different heat treatment regimes on the precipitate behavior and grain growth of low expansion superalloy were studied. The experimental results show that the size of Laves phase increases gradually but the grain size does not grow when under the Laves phase precipitation peak temperature ranges from 980 °C to 990 °C. After holding at 1000-1040 °C for 1 h, Laves phase begins to dissolve, and the grain size gradually grow to grade 4, 3.5, 3 and 2. Therefore, in the process of hot working, to avoid the growth of grain size, the thermal deformation temperature should not exceed 1010 °C, or the deformation at 1000 °C and holding time should not exceed 1 h. Laves phase content at grain boundary has little effect on the properties of the alloy, but the grain size has a great effect on it.

Key words: Laves phase; grain growth; solubilization; plasticity

Corresponding author: Liu Xianghong, Ph. D., Professorate Senior Engineer, Western Superconducting Technologies Co., Ltd, Xi'an 710018, P. R. China, E-mail: liuxh_wst@163.com