

718Plus 合金 η 相析出行为及其对热变形行为的影响

寇金凤¹, 白亚冠¹, 张鑫¹, 郭伟¹, 张冰冰¹, 李红梅¹, 聂义宏²

(1. 天津重型装备工程研究有限公司, 天津 300457)

(2. 中国第一重型机械股份公司, 黑龙江 齐齐哈尔 161042)

摘要: 采用 OM、SEM、热压缩模拟试验机研究了 718Plus 合金固溶态的显微组织、 η 相的组织演变及无 η 相析出、少量 η 相析出、大量 η 相析出的试样经不同压缩量压缩后的再结晶组织, 得到了不同温度不同变形速率下的压缩工艺。结果表明, 718Plus 合金中 η 相析出峰值温度在 900 °C。 η 相溶解受时间影响较大, 在 1040 °C 固溶 2 h 后 η 相可完全溶解。预先析出少量 η 相在大变形过程中有利于动态再结晶的发生, 而大量析出 η 相在大变形过程中抑制动态再结晶的发生。在大变形量、合适的温度、合适的变形速率下, 预先析出的少量 η 相与动态再结晶过程相互作用, 有利于获得均匀、细小的晶粒组织。

关键词: 718Plus 合金; η 相; 析出; 回溶; 动态再结晶

中图分类号: TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)12-3465-10

IN718 合金是航空发动机涡轮盘应用最多的高温合金, 但当服役温度超过 650 °C 时, 其主要强化相 γ'' 相 (Ni_3Nb) 的失稳转变会导致合金力学性能急剧下降^[1-4]。为了满足航空发动机更新换代的要求, 美国的 ATI Allvac 公司在 IN718 合金的基础上, 通过调整化学成分成功开发出了 718Plus 合金, 其服役温度可达 704 °C, 且主要强化相由与基体半共格的 γ'' 调整为与基体共格的 γ' 相 (Ni_3AlTi), 高温组织稳定性明显提高^[5-9]。目前 718Plus 合金已经在 RR、GE、P&W 等航空发动机上得到推广应用^[10-11]。但是国内对 718Plus 合金的研究才刚刚起步, 对该合金与 IN718 合金的差异尚需更加深入的研究。

IN718 合金是以 γ'' 相强化为主, γ' 强化为辅, 晶界上主要是 δ 相^[12-13]。IN718 合金中利用 δ 相钉扎晶界从而抑制晶粒长大的原理, 发展出了 δ 相时效处理工艺 (DP), 国外利用 DP 工艺来获得细晶组织^[14-15]。718Plus 中则以 γ' 相强化为主, 晶界相主要是 η 相 ($\text{Ni}_3\text{Al}_{0.5}\text{Nb}_{0.5}$)^[16-21]。718Plus 合金与 718 合金虽然名字相似, 但两者基体强化相与晶界强化相完全不同。因此, 本工作对 718Plus 合金中 η 相的析出、回溶行为规律及其对动态再结晶的影响规律进行系统研究, 从而为该合金在热变形过程中 η 相的控制及细晶锻造

工艺提供指导, 这具有十分重要的意义。

1 实验

本实验中 718Plus 合金 (表 1) 采用真空感应熔炼+电渣重熔工艺熔炼得到 $\Phi 220$ mm 的电渣锭, 均匀化热处理后锻造成 $\Phi 16$ mm 的棒料。从锻棒上切取 $\Phi 16$ mm \times 20 mm 的圆柱试样若干, 采用箱式热处理炉开展热处理实验, 研究 η 相的析出和溶解规律。

η 相析出实验过程为: 试样全部进行 1050 °C 保温 2 h 后水冷的固溶处理, 使试样中的 η 相等析出相全部回溶; 然后分别在 800、850、900、950 °C 4 个温度下保温 1、5、10、20 h, 水冷。 η 相回溶实验过程为: 试样全部进行 900 °C 保温 20 h 的时效处理, 使各个试样中的 η 相充分析出; 然后分别在 980、1000、1020、1040 °C 4 个温度下保温 5、20、60、90 min, 水冷。热处理实验完成后对试样进行打磨、抛光, 并用硫酸铜溶液进行腐蚀, 用扫描电镜观察 η 相析出与回溶情况。

锻棒在 1050 °C 保温 2 h 后水冷, 然后在 900 °C 保温 0、10、20 h 水冷后加工成 $\Phi 10$ mm \times 15 mm 的热压缩试样, 并在热压缩模拟试验机上进行热压缩试验。将经不同时效处理后的 3 组试样分别在 950 °C 下以 0.01 s⁻¹ 的速率分别压缩 10%、30%、50%, 水冷。将 900 °C

收稿日期: 2023-12-16

基金项目: 黑龙江省自然科学基金 (JQ2021E007)

作者简介: 寇金凤, 女, 1988 年生, 硕士, 高级工程师, 天津重型装备工程研究有限公司, 天津 300457, 电话: 0452-6811108, E-mail: 15202297887@163.com

表 1 试验用 718Plus 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of 718Plus alloy ($\omega/\%$)									
Co	Mo	Al	Ti	Nb	Fe	Cr	W	C	Ni
9.10	2.88	1.36	0.75	5.45	10.13	17.80	1.11	0.024	Bal.

保温 10 h 水冷的试样加工成 $\Phi 10 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$ 的热压缩试样, 分别在 900、950、1000 $^{\circ}\text{C}$ 以 0.001、0.01、0.1 s^{-1} 的速率压缩 50%, 水冷。将压缩后的试样沿中心纵向剖开, 取其中一半将其加工面打磨抛光后, 用 150 mL HCl+5 mL H_2SO_4 +20 g $\text{CuSO}_4 \cdot \text{H}_2\text{O}$ +80 mL H_2O 溶液腐蚀后再在金相显微镜和扫描电镜下观察再结晶程度、晶粒尺寸及 η 相的形貌、数量和分布情况。

2 结果与分析

2.1 固溶态合金显微组织

对 718Plus 合金进行 1050 $^{\circ}\text{C}$ 保温 2 h 后水冷的固溶处理, 然后观察其显微组织, 见图 1。可见, 固溶处理后除了个别难回溶的一次碳化物外, 晶界和晶内均无其它析出相存在。

2.2 η 相析出行为研究

图 2a₁~2a₄ 分别为 718Plus 合金在 800 $^{\circ}\text{C}$ 时效处理 1、5、10、20 h 后的显微组织。可见试验合金在 800 $^{\circ}\text{C}$ 时效处理 1 h 后, 开始从晶界和孪晶界上析出少量颗粒状的 η 相; 当时效时间延长至 5 h 后, 晶界上 η 相增多, 且部分颗粒生长为短棒状; 当时效时间继续增长至 10 h 后, 晶界上 η 相继续增多, 且颗粒状 η 相几乎全部生长为短棒状; 当时效时间为 20 h 时, 晶界和孪晶界上析出大量短棒状 η 相, 部分短棒状 η 相互连接而呈现为长针状。

图 2b₁~2b₄ 分别为 718Plus 合金在 850 $^{\circ}\text{C}$ 时效处理 1、5、10、20 h 后的显微组织。可见试验合金在 850 $^{\circ}\text{C}$ 时效处理 1 h 后, 晶界和孪晶界上开始析出少量短棒状 η 相, 晶内也观察到少量小颗粒状的 η 相; 时效时间增长至 5 h 后, 晶界上析出大量短棒状的 η 相, 晶内也开始析出少量短棒状 η 相; 时效时间继续增长至

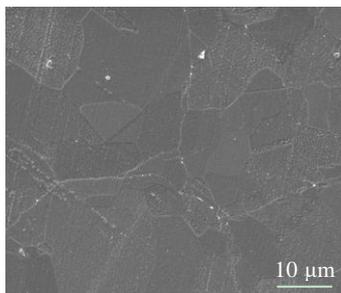


图 1 718Plus 合金 1050 $^{\circ}\text{C}$ 保温 2 h 水冷的显微组织
Fig.1 Microstructure of 718Plus alloy after solution-treatment at 1050 $^{\circ}\text{C}$ for 2 h

10 h 后, 晶界和晶内析出大量短棒状的 η 相, 晶界 η 相长径比增大, 晶内 η 相析出量增加; 当时效时间为 20 h 时, 晶界和晶内的 η 相均生长为长针状且在晶界和晶内呈随机、无序分布。

图 2c₁~2c₄ 分别为 718Plus 合金在 900 $^{\circ}\text{C}$ 时效处理 1、5、10、20 h 后的显微组织。可见试验合金在 900 $^{\circ}\text{C}$ 时效处理 1 h 后, 晶界和晶内析出较多颗粒状的 η 相; 当时效时间增加至 5 h 后, 晶界和晶内析出较多短棒状 η 相; 随着时效时间的增加, 晶内和晶界 η 相增多, 且长径比增大; 时效时间延长到 20 h 后, 晶内、晶界均析出大量长针状 η 相, 其长径比明显增大。经历相同时效时间保温后, 900 $^{\circ}\text{C}$ 下 η 相析出的数量更多。

图 2d₁~2d₄ 分别为 718Plus 合金在 950 $^{\circ}\text{C}$ 时效处理 1、5、10、20 h 后的显微组织。可见, 试验合金在 950 $^{\circ}\text{C}$ 时效处理 1 h 后, 晶界上开始析出少量短棒状 η 相; 时效时间增加至 5 h 后, 短棒状 η 相数量和长径比增加不明显; 时效时间为 10 h 时, 晶内和晶界 η 相增多, 长径比增大; 时效时间延长至 20 h 后, η 相析出量增加不明显, 但 η 相短棒略微变粗, 长径比变小。

对比不同时效温度和时间后的显微组织可以看出, 相同时效时间下, 随着温度的升高, η 相析出数量逐渐增加, 长径比逐渐增大。900 $^{\circ}\text{C}$ 下 η 相析出最快, 析出量也最大, 高于 900 $^{\circ}\text{C}$ 后, 析出速率变慢且析出量明显减少。综上可知, 718Plus 合金中 η 相的析出峰值温度在 900 $^{\circ}\text{C}$ 。

2.3 η 相溶解行为研究

根据以上研究结果可知 900 $^{\circ}\text{C}$ 为 718Plus 合金中 η 相的峰值时效温度, 为了更好地研究 η 相的回溶规律, 将 718Plus 合金试样先进行 1050 $^{\circ}\text{C}$ 保温 2 h 水冷固溶处理, 然后进行 900 $^{\circ}\text{C}$ 保温 20 h 水冷时效处理, 使合金内部析出大量的 η 相, 再对合金进行不同温度、不同保温时间的处理, 研究分析 η 相的溶解规律。

图 3a₁~3a₄ 为 718Plus 合金在 980 $^{\circ}\text{C}$ 分别保温 5、20、60、120 min 后的显微组织。在 980 $^{\circ}\text{C}$ 固溶 5 min 后, 由于时间较短, η 相变化并不明显, 基体内仍然存在大量长针状的 η 相; 固溶 20 min 后, η 相长径比显著减小, 长针状的 η 相发生明显的溶解、断裂, 均变为短棒状; 固溶时间延长至 60 min 后, 除了少数较长的短棒状 η 相, 大部分 η 相长径比进一步减小; 当固溶时间增加至 120 min 后, η 相大量溶解, 基体中只剩少量短棒状或颗粒状的 η 相。

图 3b₁~3b₄ 为 718Plus 合金在 1000 $^{\circ}\text{C}$ 分别保温 5、20、60、120 min 后的显微组织。在 1000 $^{\circ}\text{C}$ 固溶 5 min 后, η 相变化不明显, 基体中仍然为大量长针状 η 相;

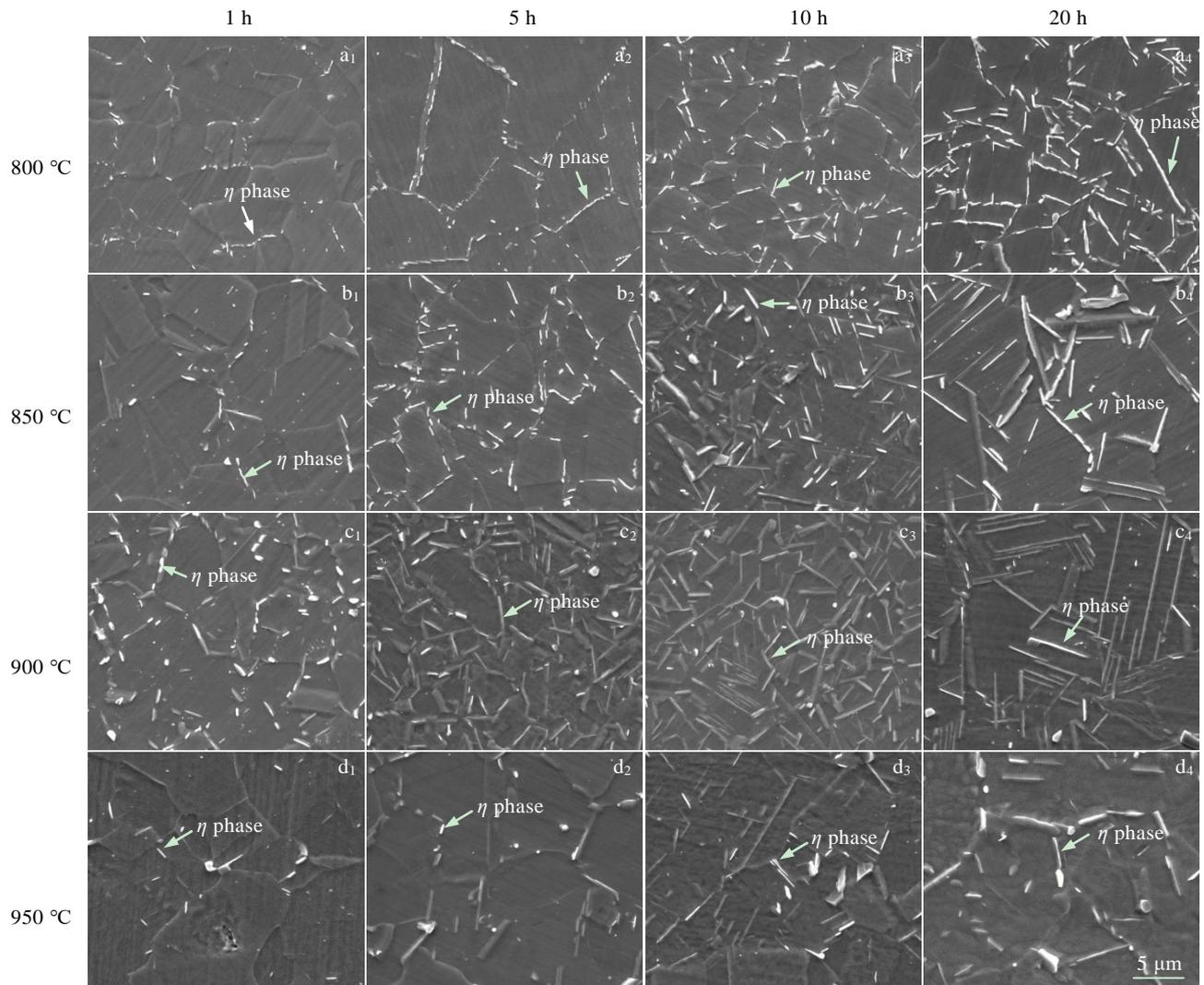


图 2 固溶后的 718Plus 合金在不同温度下时效不同时间的组织形貌

Fig.2 Morphologies of solution-treated 718Plus alloy aged at different temperatures for different time

固溶 20 min 后, 长针状 η 相发生回溶并断开, 长径比显著减小, 此时基体中全部为随机分布的短棒状 η 相; 固溶时间为 60 min 后, η 相进一步减少、变短; 固溶时间为 120 min 后, 短棒状 η 相大量回溶, 基体中只剩下一些颗粒状 η 相。此外, 在该固溶温度下固溶 120 min 后, 晶粒发生明显长大, 这是由于随着晶界 η 相的大量回溶, 失去了对晶界的钉扎作用, 在外界能量的作用下晶粒发生明显长大。可见, 晶界上 η 相的存在能够起到钉扎晶界抑制晶粒长大的作用。

图 3c₁~3c₄ 为 718Plus 合金在 1020 °C 分别保温 5、20、60、120 min 后的显微组织。可见, 1020 °C 固溶 5 min 后仍然存在很多长针状 η 相, 但是与 1000 °C 固溶 5 min 后的组织相比, 长针状 η 相数量减少, 剩余很多短棒状 η 相, 这是由于温度升高促进 η 相溶解, 因此部分长针状 η 相发生溶解断裂从而形成一些短棒

状的 η 相; 固溶 20 min 后, 基体中全部为短棒状 η 相, 其长径比显著减小; 固溶时间延长至 60 min 后, 晶内的 η 相大量溶解, 只有晶界上剩余少量短棒状和颗粒状 η 相; 固溶时间为 120 min 时, 基体中只剩极少量颗粒状 η 相。在 1020 °C 下固溶 120 min 后, 晶界上 η 相全部回溶, 晶粒发生明显长大, 随着晶界的迁移, 极少量颗粒状的 η 相留在了长大后的晶粒内。

图 3d₁~3d₄ 为 718Plus 合金在 1040 °C 分别保温 5、20、60、120 min 后的显微组织。可见, 固溶 5 min 后长针状 η 相全部发生溶解、断裂, 基体中全部为短棒状 η 相; 固溶时间延长至 20 min 时, 短棒状 η 相进一步变少、变短; 固溶时间为 60 min 时, η 相大量溶解, 基体中只剩少量短棒状 η 相, 此温度下晶粒开始长大, 晶界迁移后使少量 η 相留在了新长大后的晶粒内部; 当固溶时间延长至 120 min 后, η 相几乎全部溶解, 晶粒明显长大。

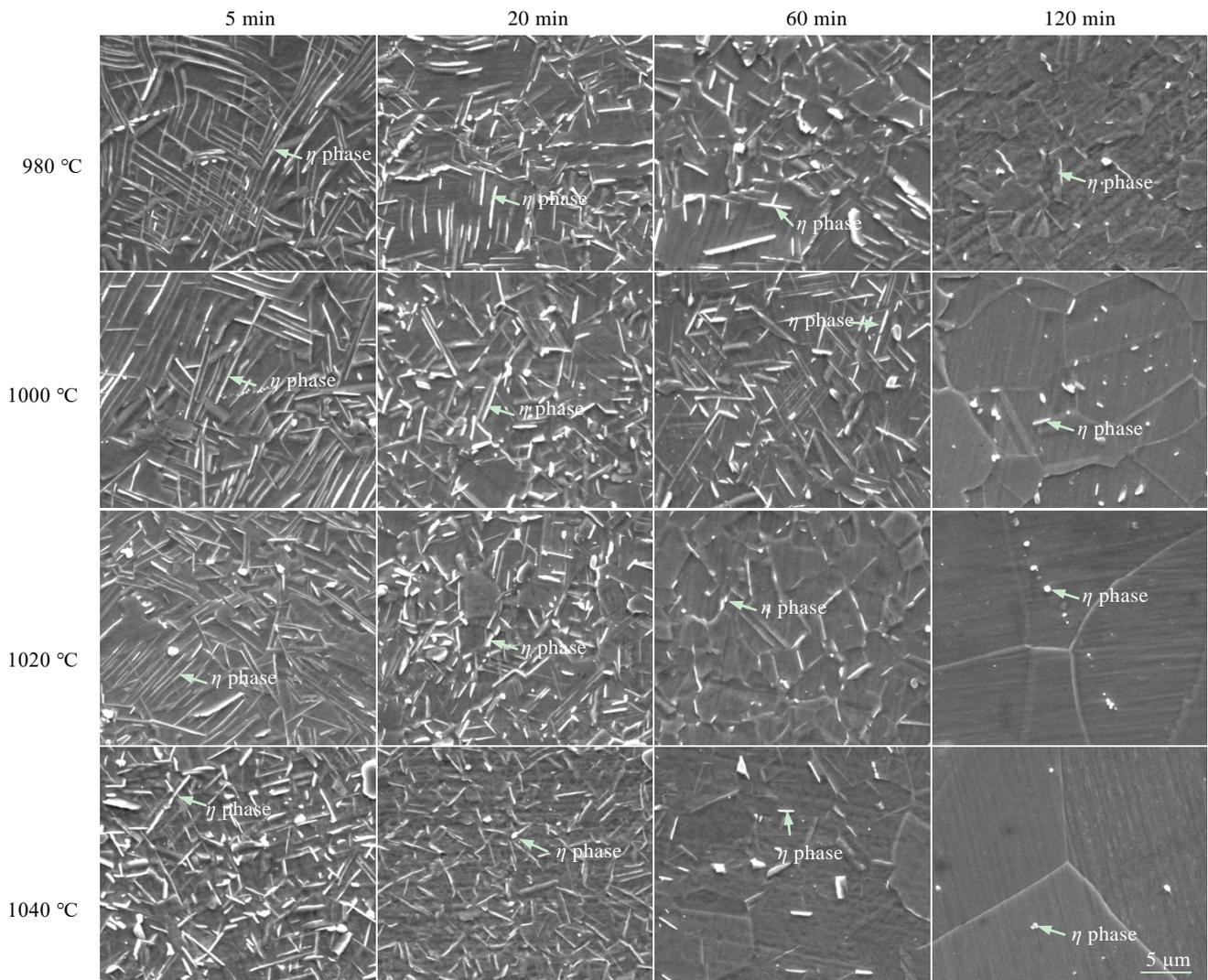


图 3 900 °C/20 h 时效的 718 Plus 合金在不同温度保温不同时间的组织形貌

Fig.3 Morphologies of 900 °C/20 h aged 718Plus alloy heat treated at different temperatures for different time

在 980 °C 以上固溶处理时,随着固溶时间的延长,η 相逐渐溶解到基体中,随着固溶温度的升高,η 相溶解速度加快,在 1040 °C 保温 2 h,η 相可完全溶解。在固溶过程中长针状 η 相首先发生溶解、断裂,形成短棒状 η 相,短棒状逐渐变成颗粒状,直至最后完全溶解。η 相溶解过程中同时发生了晶粒的长大,温度越高、保温时间越长,晶粒长大越明显。主要是由于晶界上 η 相的存在可以起到钉扎晶界的作用,阻碍晶界迁移,随着晶界上 η 相完全溶解,失去了对晶界的钉扎作用,晶粒发生了明显长大。

2.4 η 相对动态再结晶影响规律研究

图 4 为热压缩前无 η 相析出(A 组 a₀~a₃)、少量 η 相析出(B 组图 b₀~b₃)、大量 η 相析出(C 组 c₀~c₃)的试样在 950 °C、以 0.01 s⁻¹ 的速率压缩 0%、10%、30%、50%后的再结晶组织。可见,初始状态下(即压缩量

为 0%),无 η 相析出的试样中晶粒为等轴晶组织且晶界平直;少量 η 相析出的试样中,η 相在晶界上呈短棒状析出,晶内无 η 相;大量 η 相析出的试样中不仅在晶界上析出 η 相,在晶内也析出大量长针状 η 相。3 组试样压缩 10%后,均没有发生动态再结晶,其中 b₁ 试样中 η 相仍然呈短棒状分布于晶界上,c₁ 试样中晶内 η 相开始发生溶解;压缩 30%后,不同状态的试样均发生了部分动态再结晶,动态再结晶比例为: b₂>a₂>c₂;压缩量增加至 50%后,a₀~a₃ 试样和 b₀~b₃ 试样动态再结晶比例显著提高,c₀~c₃ 试样动态再结晶比例变化不大,动态再结晶比例为: b₃>a₃>c₃。在大变形量下(变形量为 50%),有少量 η 相的试样再结晶比例明显高于其它 2 种状态的试样,说明少量短棒状的 η 相存在有助于大变形过程中再结晶比例的提高,而析出大量 η 相在大变形过程中不能促进动态

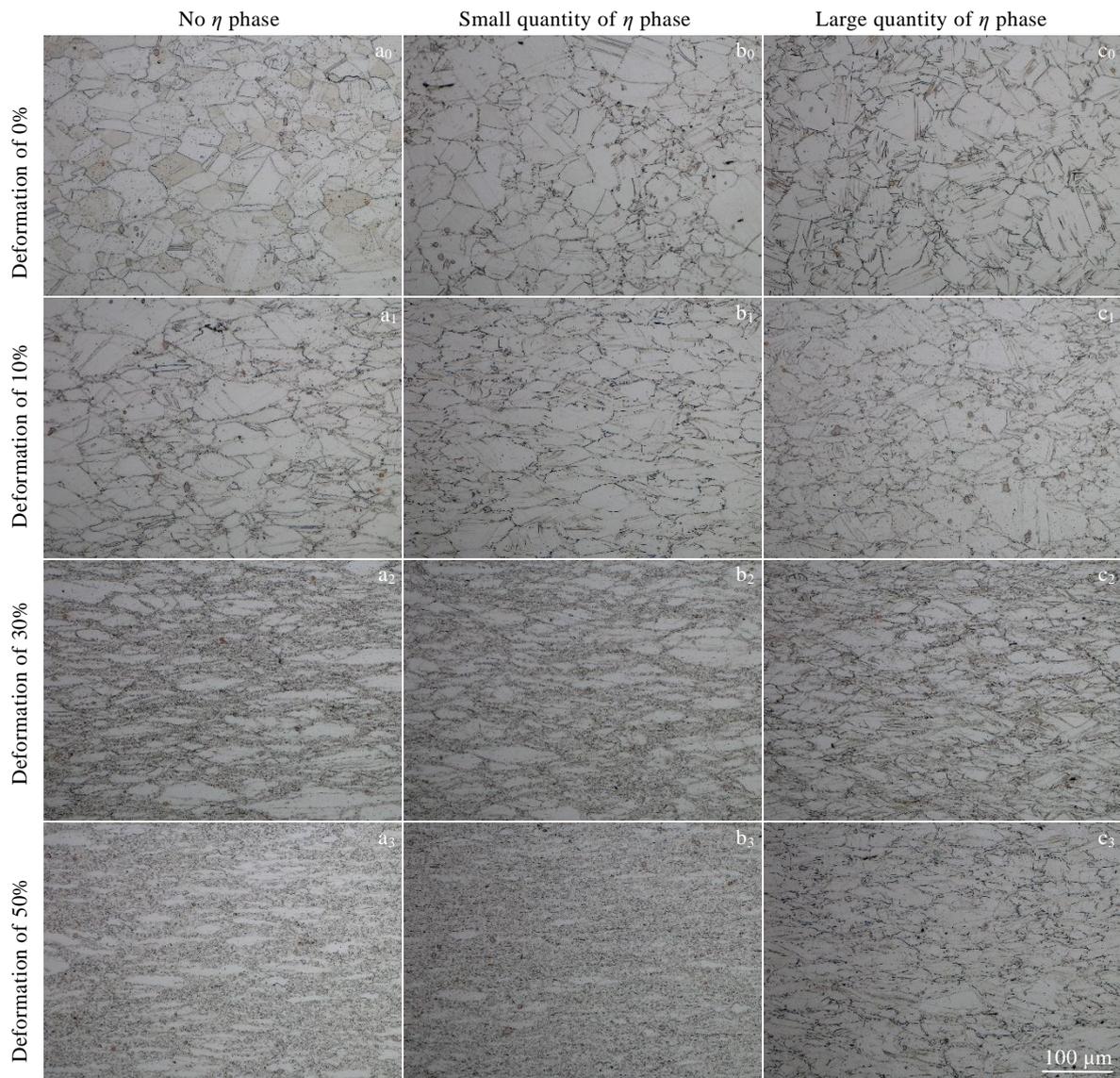


图 4 无 η 相析出 (A 组)、少量 η 相析出 (B 组)、大量 η 相析出 (C 组) 的试样在 950 °C 以 0.01s^{-1} 的速率压缩 0%、10%、30%、50% 后再结晶组织的 OM 照片

Fig.4 OM images of recrystallization structures of the 718Plus alloy with different quantities of η phase under different deformations at 950 °C with the rate of 0.01s^{-1}

再结晶, 反而比无 η 相试样的再结晶比例更低。

图 5 为没有析出 η 相 (A 组: $a_0\sim a_3$)、析出少量 η 相 (B 组: $b_0\sim b_3$)、析出大量 η 相 (C 组: $c_0\sim c_3$) 的试样在 950 °C 以 0.01s^{-1} 的速率压缩 0%、10%、30%、50% 后的 SEM 显微组织。可见, 初始状态下 (压缩 0%) 的试样中, a_0 试样中主要是一些块状的碳化物; b_0 试样中 η 相呈短棒状在晶界和孪晶界上析出; c_0 试样中 η 相不仅在晶界析出, 而且在晶内呈长针状析出。3 组试样压缩 10% 后, 均没有发生动态再结晶, a_1 试样和 b_1 试样中原始晶粒被压扁, 晶界出现明显弓出现象, b_1 试样中长针状 η 相在热变形过程中发生溶解、

断裂, 成为短棒甚至是颗粒状钉扎在晶界上; c_1 试样中晶粒被压扁, 晶界出现弓出现象, 长针状 η 相在热变形过程中发生明显的溶解、断裂, 晶界上 η 相基本都变成短棒状, 而晶内的长针状 η 相在变形过程中的变得弯曲, 甚至断裂。3 组试样压缩 30% 后, a_2 试样中发生部分动态再结晶; b_2 试样中也发生部分动态再结晶, 其动态再结晶比例略高于 a_2 , b_2 试样中短棒状 η 相进一步回溶, 主要呈颗粒状和短棒状钉扎在晶界上; c_2 试样也发生一定程度的动态再结晶, 但动态再结晶比例低于 a_2 和 b_2 , η 相发生溶解、断裂, 全部变为短棒状。3 组试样压缩 50% 后, a_3 试样发生明

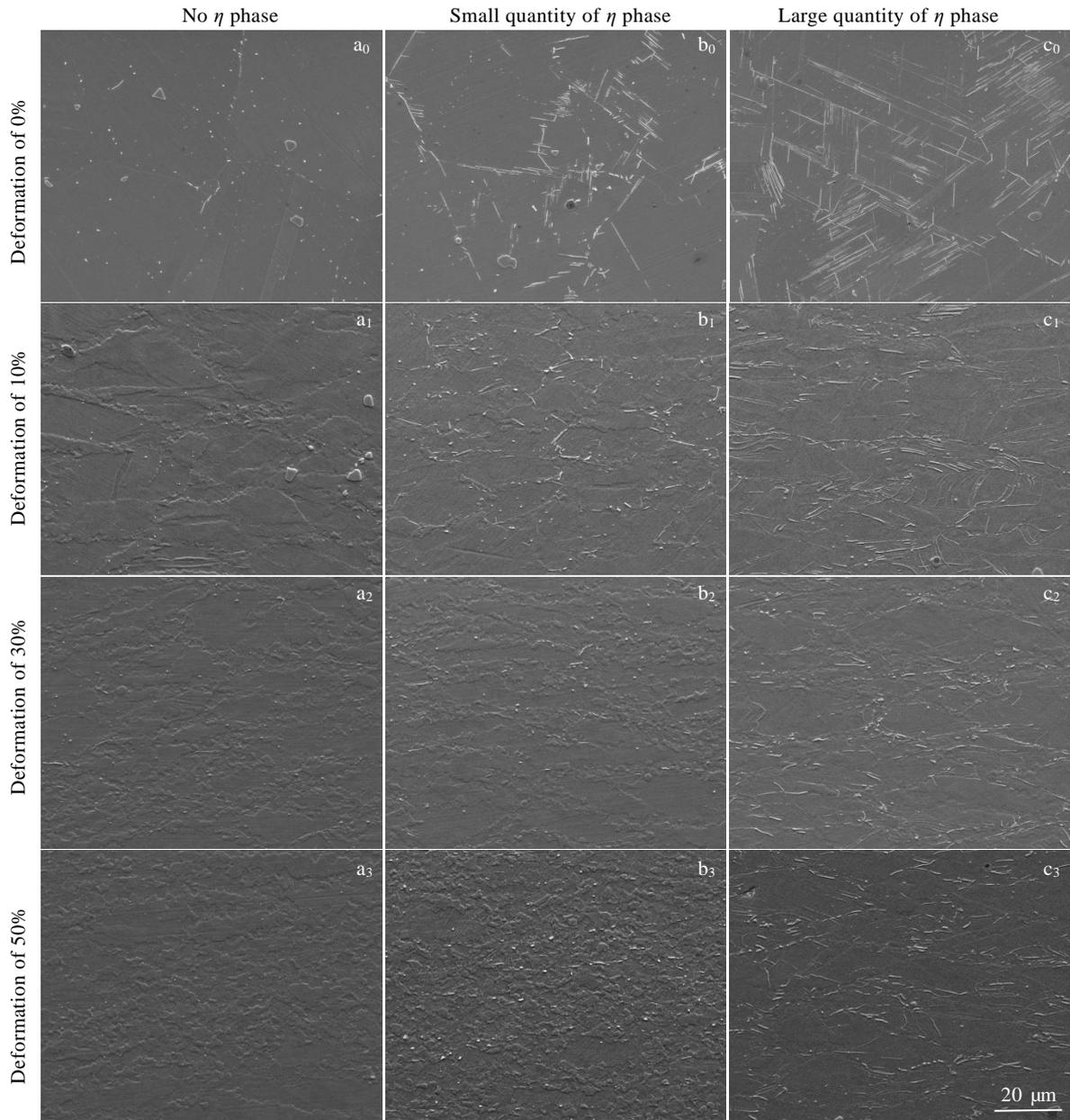


图 5 无 η 相析出 (A 组)、少量 η 相析出 (B 组)、大量 η 相析出 (C 组) 的试样在 950 °C 以 0.01 s⁻¹ 的速率压缩 0%、10%、30%、50% 后的 SEM 形貌

Fig.5 SEM morphologies of 718Plus alloy with different quantities of η phase under different deformations at 950 °C with the rate of 0.01 s⁻¹

显的动态再结晶；b₃ 试样发生完全动态再结晶，试样中仍然有少量颗粒状 η 相；c₃ 试样再结晶比例最低，与 c₂ 试样相当，且 η 相全部变为短棒状，主要分布于晶界上。因此 3 组试样分别进行不同变形量压缩后：在变形量为 30% 时，析出少量 η 相的 B 组试样动态再结晶比例略高于其它 2 组试样；而在大变形量（50%）时，B 组试样动态再结晶比例明显高于 A 组和 C 组试样，颗粒状的 η 相钉扎在晶界上，使再结晶组织均匀

而细小。析出大量 η 相的 C 组试样在不同变形量下均不能起到钉扎晶界、促进再结晶的作用。

3 种状态试样经不同变形量变形后的再结晶程度， η 相形貌、数量及变化过程统计列于表 2 中。可见，在大变形量下，再结晶比例由高到低为：有少量 η 相析出的试样 > 无 η 相析出的试样 > 大量 η 相析出的试样。大量 η 相析出抑制动态再结晶过程，其作用机制还有待深入、系统的研究。综上所述，在试样中预析出少量 η

表 2 不同状态试样压缩后再结晶比例及 η 相变化情况Table 2 Recrystallization ratio and variation of η phase of compressed 718Plus alloy with different quantities of η phase

Deformation/%	Proportion of dynamic crystallization/%			Quantity, morphology and changes of η -phase		
	A	B	C	A	B	C
0	0	0	0	0	A little, rod-like, located at grain boundaries and twin boundaries	A great quantity, long needle-like, located at grain boundaries and grains
10	0	0	0	0	A little, rod-like, located at grain boundaries and twin boundaries, started to dissolve	A great quantity of rod-like η phase and a little long needle-like η phase, located at grain boundaries and grains, started to bend and crack
30	50	55	35	0	A little, rod-like, located at grain boundaries, further dissolved	A great quantity of rod-like η phase and a little long needle-like η phase, located at grain boundaries, further shortened
50	80	100	35	0	A little, rod-like, located at grain boundaries, further dissolved	A great quantity of rod-like η phase, located at grain boundaries, further shortened

相使其呈短棒状析出于晶界,在大变形过程中能够起到钉扎晶界、促进动态再结晶晶粒细化的作用。因此,有必要针对大变形量下,不同温度、不同变形速率开展进一步的研究,以充分利用 η 相的作用来为棒料成形或盘片锻饼等工程实践提供指导。

2.5 不同温度不同变形速率下压缩工艺研究

以上结果说明析出少量 η 相使其呈短棒状析出于晶界,在大变形过程中能够起到钉扎晶界、促进动态再结晶晶粒细化的作用。下面开展了大变形过程中不同温度和不同变形速率下压缩工艺的研究。

图 6 是将析出少量 η 相的试样在 900、950、1000 °C 下分别以 0.001、0.01、0.1 s⁻¹ 的速率压缩 50% 后的 OM 照片。可见,在 900 °C 下压缩时,由于压缩温度较低,再结晶比例均比较低,变形速率越慢,发生动态再结晶比例越高。950 °C 下压缩时,当速率慢至 0.001 s⁻¹ 时,发生完全动态再结晶;当速率为 0.01 s⁻¹ 时,动态再结晶比例为 90%;当速率为 0.1 s⁻¹ 时,动态再结晶比例仅为 60%。在 1000 °C 下压缩时,压缩速率为 0.001 s⁻¹ 时,发生了完全动态再结晶,但由于压缩速率慢且压缩温度高,再结晶晶粒发生了明显的长大;当速率为 0.01 s⁻¹ 时,基本发生完全动态再结晶,晶粒组织均匀、细小;当速率为 0.1 s⁻¹ 时,动态再结晶比例为 80%。

图 7 是将析出少量 η 相的试样在 900、950、

1000 °C 下分别以 0.001、0.01、0.1 s⁻¹ 的速率压缩 50% 后的 SEM 显微组织。可见,900 °C 下变形,变形速率为 0.001 s⁻¹ 时发生少量动态再结晶,变形速率越快,再结晶越不易发生,由于变形温度低,经不同速率变形后 η 相呈短棒状分布于晶界;950 °C 下变形,再结晶程度受变形速率影响较大,变形速率为 0.001 s⁻¹ 时发生完全再结晶,且再结晶晶粒有所长大,这主要与慢速率变形过程中 η 相颗粒全部回溶从而失去了对晶界的钉扎作用有关;变形速率为 0.01 s⁻¹ 时,为完全再结晶组织且晶粒均匀、细小,晶界上存在颗粒状 η 相;变形速率为 0.1 s⁻¹ 时发生部分动态再结晶;1000 °C 下变形,变形速率为 0.001 s⁻¹ 时,发生完全动态再结晶且晶粒已经长大;变形速率为 0.01 s⁻¹ 时基本为完全动态再结晶;变形速率为 0.1 s⁻¹ 时仅发生部分动态再结晶,此条件下变形后 η 相颗粒已全部回溶。

可见,变形过程促进 η 相的回溶,同时变形过程中 η 相又能起到钉扎晶界的作用从而利于获得均匀、细小的晶粒组织。变形温度太低不利于动态再结晶发生,而变形温度太高 η 相回溶速度快,起不到钉扎作用。只有在较大变形量、合适的温度和合适的变形速率下变形时,动态再结晶与 η 相相互影响、相互作用,在发生完全动态再结晶的同时不会发生晶粒长大,从而利于获得均匀、细小的晶粒组织。因此,在工程实

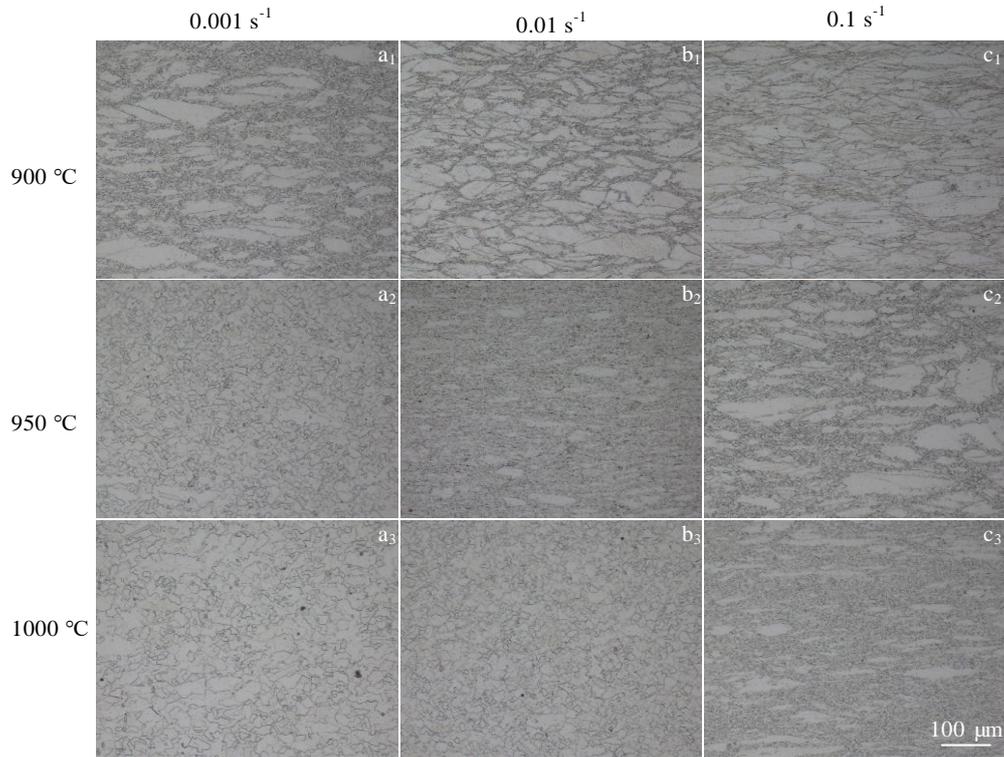


图 6 析出少量 η 相的试样在不同温度下分别以不同的速率压缩 50%后再结晶组织的 OM 照片
Fig.6 OM images of recrystallization microstructures of 718Plus alloy with small quantity of η phase compressed at different temperatures with different rates under the deformation of 50%

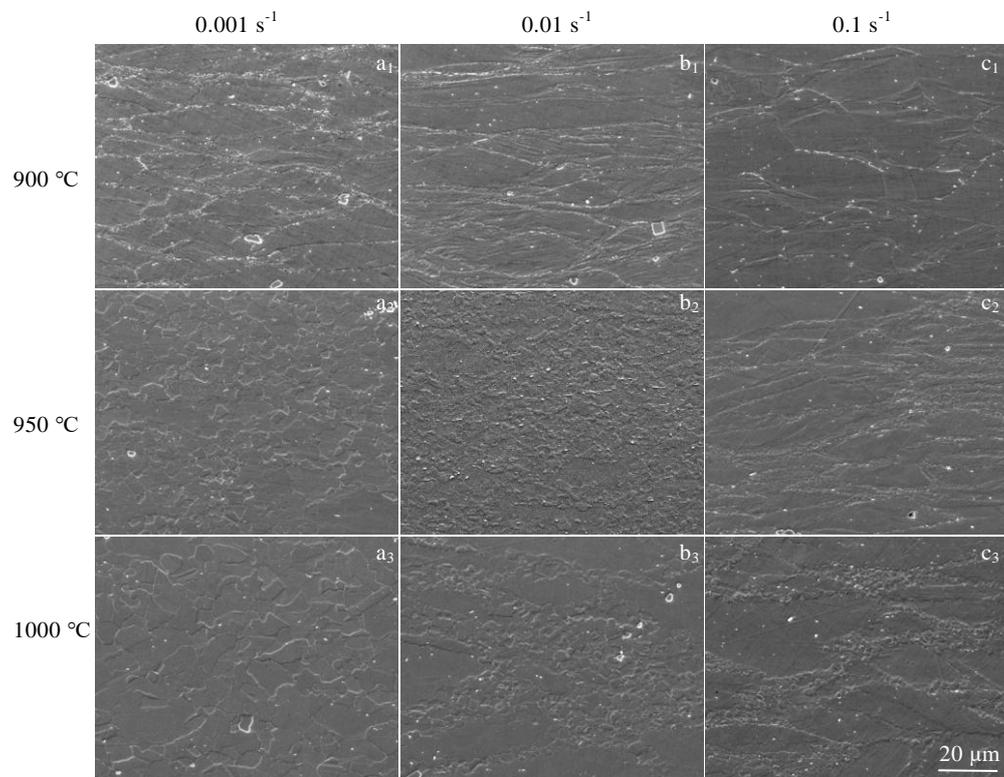


图 7 析出少量 η 相的试样不同温度下分别以不同的速率压缩 50%后的 SEM 形貌
Fig.7 SEM morphologies of 718Plus alloy with small quantity of η phase compressed at different temperatures with different rates under the deformation of 50%

践中,可以利用这一规律选择合适的热变形工艺参数,在棒材制备、盘片锻饼等过程中获得均匀的细晶组织,为最终锻件的组织和性能提供保证。

3 结 论

1) 在 800~950 °C 时效处理时, 718Plus 合金中 η 相首先在晶界和孪晶界呈颗粒状和短棒状析出, 随保温时间延长, 短棒长径比增加; 随温度升高, 晶界上 η 相长径比不断增加, 晶内也会析出大量长针状的 η 相。温度高于 900 °C 后, 析出速度和数量明显下降, 因此 718Plus 合金中 η 相析出峰值温度在 900 °C。

2) 在 980~1040 °C 固溶处理时, η 相从长针状先变为短棒状然后变成颗粒状。 η 相溶解受时间影响较大, 固溶时间为 2 h, η 相基本都溶解, 温度越高, 溶解速度越快。在 1040 °C 固溶 2 h 后, η 相可完全溶解。

3) 预先析出少量 η 相在大变形过程中可以促进动态再结晶的发生, 而大量析出 η 相在大变形过程中抑制动态再结晶的发生。

4) 在大变形量下, 选择合适的温度、合适的变形速率, 预先析出的少量 η 相与动态再结晶过程相互作用, 有利于获得均匀、细小的晶粒组织。

参考文献 References

- [1] Du Jinhui(杜金辉), Lv Xudong(吕旭东), Deng Qun(邓 群) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2012, 31(12): 26
- [2] Asala G, Andersson J, Ojo O A. *Philosophical Magazine*[J], 2019, 99(4): 419
- [3] Shi Zhaoxia(石照夏), Xu Guohua(胥国华), Liu Ning(刘 宁) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(8): 2926
- [4] Wang Miaoquan(王秒全), Tian Chengang(田成刚), Nan Yang(南 洋) *et al. Materials Reports*(材料导报)[J], 2017, 31(10): 72
- [5] Zhang J B, Li J A, Peng Y Y *et al. Materials Transactions*[J], 2022, 36(4): 20050167-3
- [6] Kattoura M, Viswanathan G B, Mannava S R *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2021, 52: 3553
- [7] Xie Xishan(谢锡善), Wang Gailian(王改莲), Dong Jianxin(董建新) *et al. Translated by Loria E A. Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*[M]. Warrendale: TMS, 2005:179
- [8] Xie Xishan(谢锡善), Liang Qiang(梁 强), Dong Jianxin(董建新) *et al. Translated by Loria E A. Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*[M]. Warrendale: TMS, 1994: 711
- [9] Krakow R, Jonestone D N, Eggeman A S *et al. Acta Materialia*[J], 2017, 130: 271
- [10] Hanning F, Khan A K, Andersson J *et al. Welding in World*[J], 2020, 64: 523
- [11] Bai Mingyuan(白明远), Li Zhao(李 钊), Zhang Yong(张 勇). *Hot Working Technology*(热加工技术)[J], 2022, 51(8): 59
- [12] Wang Mingqing(王民庆), Deng Qun(邓 群), Du Jinhui(杜金辉) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(12): 3335
- [13] Du Jinhui(杜金辉), Lv Xudong(吕旭东), Deng Qun(邓 群) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(9): 2359
- [14] Zhao Wei(赵 薇), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报) [J], 2015, 36(S1): 1
- [15] Si Jiayong(司家勇), Chen Long(陈 龙), Liao Xiaohang(廖晓航) *et al. Materials for Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2017, 41(4): 6
- [16] Zhang Haiyan(张海燕), Zhang Shihong(张士宏), Cheng Ming(程 明). *Acta Metallurgical Sinica*(金属学报)[J], 2009, 45(12): 1451
- [17] Eurich N C, Bristowe P D. *Scripta Materialia*[J], 2014, 77: 37
- [18] Zickler G A, Radis R, Schnitzer R *et al. Advanced Engineering Materials*[J], 2010, 12(3): 176
- [19] Wang Mingqing(王民庆), Deng Qun(邓 群), Du Jinhui(杜金辉) *et al. Materials Transaction*[J], 2015, 56(5): 635
- [20] Hosseini S A, Abbasi S M, Madar K Z. *Materials Science & Engineering A*[J], 2018, 712: 780
- [21] Cao Weidi(曹伟地). Translated by Loria E A. *Superalloys 718,625, 706 and Various Derivatives*[M]. Warrendale: TMS, 2005: 165

Precipitation Behavior of η Phase and Its Effect on Hot Deformation in 718Plus Alloy

Kou Jinfeng¹, Bai Yaguan¹, Zhang Xin¹, Guo Wei¹, Zhang Bingbing¹, Li Hongmei¹, Nie Yihong²

(1. Tianjin Heavy Industries Research & Development Co., Ltd, Tianjin 300457, China)

(2. China First Heavy Industries, Qiqihar 161042, China)

Abstract: Solid-state microstructure, microstructure evolution of η phase and the recrystallization microstructure of 718Plus alloy with different η phase after compression with different compression amounts were investigated by OM, SEM and the thermal simulation compression testing machine. The compression process of different temperatures and deformation rates were obtained. The results show that the peak temperature of η phase precipitation occurs at 900 °C. The dissolution behavior of η phase is mainly affected by solution time, and it dissolves effectively after solution treatment at 1040 °C for 2 h. A small quantity of η phase contributes to dynamic recrystallization in large deformation process while a large quantity of η phase restrain dynamic recrystallization. At appropriate deformation temperature and rate, a small quantity of η phase interacts with the dynamic recrystallization process, which makes for the uniform fine crystal structure.

Key words: 718Plus alloy; η phase, precipitation; dissolution; dynamic recrystallization

Corresponding author: Nie Yihong, Candidate for Ph. D., Senior Engineer, China First Heavy Industries, Qiqihar 161042, P. R. China, E-mail: nieyihong@126.com