

GH720Li 合金 γ' 相回溶过程对后续析出的遗传影响

陈佳语, 于秋颖, 董建新, 张麦仓, 姚志浩

(北京科技大学, 北京 100083)

摘要: 研究 GH720Li 合金 γ' 相回溶过程并模拟 Al+Ti 含量以及 Ti/Al 比对 γ' 相后续冷却析出的影响。 γ' 相的冷却析出与 γ' 相回溶及回溶后 Al、Ti 元素的扩散动力学过程有关。保温时间延长与固溶温度升高使 γ' 冷却析出相尺寸减小; 不同冷速下, γ' 析出相尺寸、形状与分布不同。TTT 与 CCT 曲线中, 随着 Al+Ti 含量的增加, 不同冷速下的 γ' 相析出温度升高且相对应的析出时间提前。水冷乃至冷却速率高达 1000 °C/min 时, 无法抑制 γ' 相冷却析出。Ti/Al 比的变化对 γ' 相的析出基本无影响。

关键词: GH720Li 合金; γ' 相; TTT 曲线; CCT 曲线

中图分类号: TG132.3²; TG156.94

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)10-2929-07

GH720Li 合金(美国牌号为 Udimet 720Li)是一种沉淀硬化型镍基高温合金, 主要用于制作在 650~750 °C 下使用的压气机盘和涡轮盘以及在短时间内于 900 °C 使用的涡轮盘^[1,2]。合金中 γ' 强化相形成元素 Al+Ti 含量高达 7.5% (质量分数, 下同), γ' 相的体积分数可达 40%~50%。 γ' 相在合金组织中以细小颗粒存在, 呈现多形态弥散分布。因此, γ' 相对合金组织、性能变化影响很大。

GH720Li 合金的高强度取决于沉淀 γ' 相的弥散析出。 γ' 相析出的形态、大小、分布, 以及颗粒的长大粗化同合金成分与固溶制度存在互为关联的关系。固溶制度中固溶温度、保温时间、析出温度以及冷却速度都与 γ' 相最终的析出有着密切的联系。M. P. Jackson^[3]等人研究了亚固溶处理制度下 γ' 析出相的分布, 但未将不同固溶制度下 γ' 相析出规律做对比。Mao^[4,5]等人利用实验方法研究了冷速对 γ' 相析出的影响, 指出速度不同, γ' 相析出的形貌、数量、大小不同。但 γ' 相回溶的动力学过程对随后冷却过程析出相的遗传影响却鲜有报道。本实验着重探究合金固溶制度中多种综合因素对 γ' 相连续冷却过程中析出行为的影响, 主要从固溶处理参数、冷却速度以及两者交叉作用进行研究。并从回溶动力学角度解释回溶与 γ' 相析出的遗传规律。为避免未回溶的一次 γ' 相对冷却过程中 γ' 相析出行为的影响, 选择过固溶热处理制度进行研究。过固溶处理制度影响着合金元素在基体中扩散的均匀性, 从而影响 γ' 相析出的数量与尺寸。冷速

的变化同样影响 γ' 析出相的尺寸、数量以及形貌。并运用 Jmatpro 软件模拟出 TTT 与 CCT 曲线, 进一步研究 Al+Ti 含量与 Ti/Al 比的变化对 γ' 相析出的影响。

1 实验

实验用 GH4720Li 合金为经真空感应+真空自耗 (VIM+VAR) 双联工艺冶炼后均匀化、开坯及热模锻锻造获得的锻态棒材, 其化学成分如表 1 所示。将合金加工成 10 mm×10 mm×10 mm 的试样。

冷却过程中 γ' 相的析出与固溶温度、保温时间以及冷速等因素有关, 为研究固溶处理制度下 γ' 相形成元素扩散均匀程度对冷却过程中 γ' 相析出行为的影响, 对试样进行固溶处理。固溶制度如表 2 所示。

为研究不同冷速对冷却过程中 γ' 相析出行为的影响及抑制 γ' 相析出可行性, 将 GH720Li 试样在过固溶温度 1200 °C 下, 保温 1 h 后, 进行水冷与空冷。

固溶处理后样品经机械磨光抛光后, 先后进行电解抛光, 电解侵蚀。合金中 γ' 析出相通过场发射扫描电子显微镜进行观察。

表 1 GH720Li 合金化学成分

Table 1 Composition of superalloy GH720Li ($\omega/\%$)

C	Cr	Co	Mo	W	Ti	Al	Ni
0.018	16.01	14.9	3.00	1.28	5.15	2.64	Bal.

收稿日期: 2016-10-16

基金项目: 国家自然科学基金 (51371023)

作者简介: 陈佳语, 女, 1990 年生, 博士生, 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083, 电话: 010-62332884, E-mail: chenjiayu975@126.com

表 2 GH720Li 合金过固溶处理制度

Table 2 Super-solvus solution treatment regime of GH720Li

Temperature/°C	Time/min	Cooling method
1175	5	Water cooling
1180	30, 60, 120, 240	
1200	30, 60, 120, 240, 480	
1220	30, 60	

根据合金成分通过 TC 相图计算 γ' 相回溶平衡相图曲线以及用 Jmatpro 软件模拟出 TTT 与 CCT 曲线, 并模拟出不同 Al+Ti 含量下以及 Al+Ti 含量一定时, 不同 Al/Ti 比下 TTT 与 CCT 曲线变化。

2 实验结果

图 1 为未经固溶处理的 GH720Li 合金锻态原始组织。原始锻态组织中包含 3 种不同尺寸的 γ' 相。不规则一次 γ' 相周围分布着蝶状二次 γ' 相, 球状三次 γ' 相分布在一次、二次 γ' 相周围。根据表 1 的化学成分, 经热力学计算, 该合金 γ' 相的完全回溶温度 $T_{\gamma'}$ 为 1165 °C。并且在 600 °C 时, γ' 相的体积分数为 48%, 之后随着温度的升高, γ' 相的体积分数减小。

为了观察合金析出相在回溶和析出动力学过程中的情况, 把锻态 GH720Li 样品在过固溶 1175 °C 下保温 5 min, 然后快速水淬。图 2 为观察到的组织特征。从图中可以看出, 虽然此时固溶温度高于 γ' 相回溶的理论计算温度, 但保温 5 min 后还能观察到少量的未完全回溶的一次 γ' 相。仔细观察还可以看出, 尽管快速水淬, 还是在冷却过程中析出了细小的 γ' 相。同时还可以看出, 未回溶 γ' 相周围区域相比其他区域, 颜色较暗。据实验观察, 颜色较暗区域为冷却析出的细小的 γ' 相, 颜色较亮区域为析出的尺寸较大的 γ' 相。可能是因为 γ' 相回溶过程受浓度梯度控制。在 1175 °C 下保温 5 min, 由于保温时间较短, 一些一次 γ' 相发生部分回溶, 其周围 Al、Ti 元素浓度较高, 较远区域元素浓度较低。随着 Al、Ti 元素浓度的增加, γ' 析出相的数量增加, 尺寸减小。所以一次 γ' 相周围区域呈现由于 γ' 析出相颗粒尺寸较小造成的颜色较暗区域。由此可见, 过固溶时间过短, 同样影响一次 γ' 相的回溶情况, 进而影响冷却析出 γ' 相的分布、数量与大小。

为了进一步研究 γ' 相回溶动力学过程中固溶温度与保温时间对后续 γ' 相冷却析出的影响, 提高固溶温度到 1180 °C。图 3 为锻态 GH720Li 样品在 1180 °C 下分别保温 30 min, 1, 2 和 4 h 水冷后的 γ' 析出相形貌。由图可知, 一次 γ' 相完全回溶, 且由于基体中 γ' 相形成元素含量高, 水冷并不能抑制 γ' 相的析出。随着保

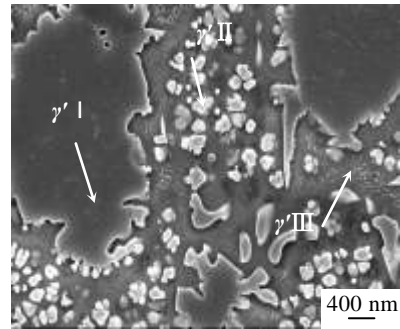


图 1 GH720Li 合金锻态初始组织

Fig.1 Microstructure of γ' phase in the as-forged GH720Li alloy

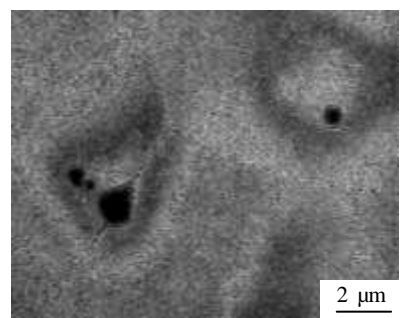


图 2 GH720Li 合金 1175 °C 保温 5 min 水冷后 γ' 相形貌

Fig.2 Microstructure of γ' phases solution treated at 1175 °C for 5 min followed by water quenching

温时间的延长, 冷却过程析出的 γ' 相尺寸逐渐减小, γ' 析出相的形核数量逐渐增加。经 1180 °C 固溶, 冷却析出 γ' 相尺寸由保温 30 min 时的 60 nm 左右逐渐减小至保温 4 h 时的 16 nm 左右。说明此时冷却析出 γ' 相的数量、大小在过固溶温度且保温一定时间下, 排除残余一次 γ' 相的影响后, 依然受到保温时间的影响。

为了进一步验证固溶制度对冷却析出 γ' 相影响规律, 将固溶温度由 1180 °C 提高至 1200 °C, 并延长保温时间。图 4 为锻态 GH720Li 样品在 1200 °C 下分别保温 30 min, 1, 4 和 8 h 水冷后的 γ' 析出相形貌。同样发现, 冷却过程中析出的 γ' 相尺寸同样随着保温时间的延长而减小。同图 3 相比, 相同保温时间内, 冷却过程中析出的 γ' 相尺寸随固溶温度升高而减小。

图 5 给出不同固溶温度下保温不同时间水冷后析出的 γ' 相尺寸随保温时间的变化规律。总体上看, 随着保温时间延长, 水冷后析出的 γ' 相尺寸减小。1180 °C 时, γ' 析出相尺寸随着保温时间的延长而呈持续下降的趋势。但下降速率随着时间的延长有所降低。1200 °C 时, γ' 析出相尺寸在 60 min 之前, 随着保温时间的延长而大幅度减小, 随后, γ' 析出相尺寸下降减

缓

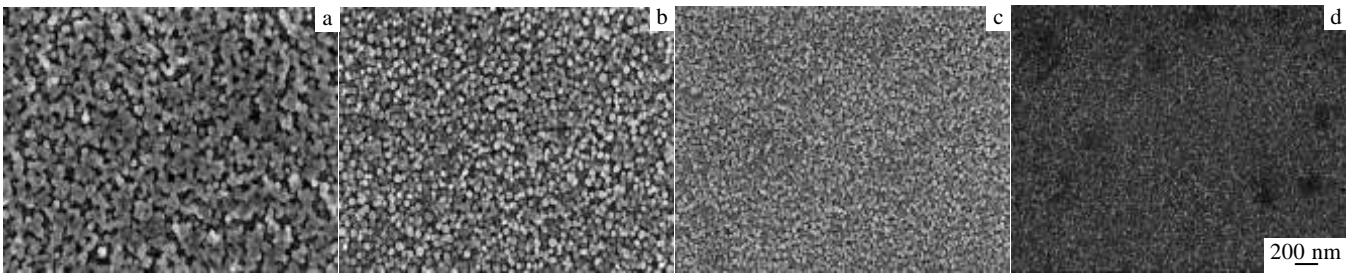


图 3 GH4720Li 合金 1180 °C 保温不同时间水冷后 γ' 相形貌

Fig.3 Microstructures of γ' phases solution treated at 1180 °C for various time followed by water quenching: (a) 30 min, (b) 1 h, (c) 2 h, and (d) 4 h

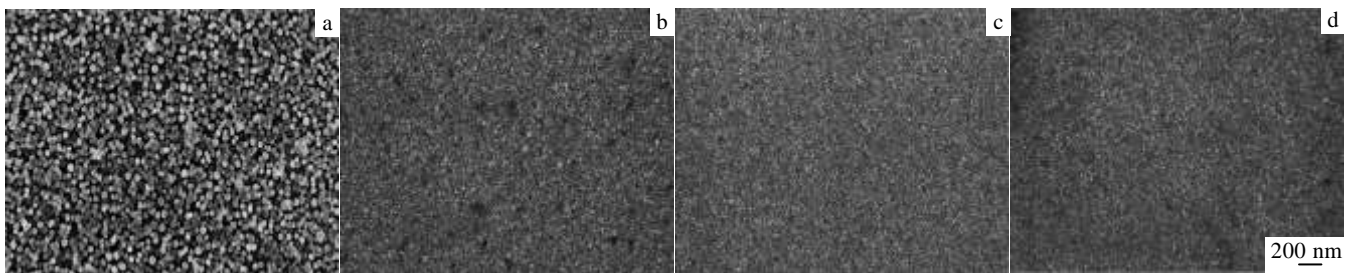


图 4 GH4720Li 合金 1200 °C 保温不同时间水冷后 γ' 相形貌

Fig.4 Microstructures of γ' phases solution treated at 1200 °C for various time followed by water quenching: (a) 30 min, (b) 1 h, (c) 4 h, and (d) 8 h

可见, 2 种温度下 γ' 析出相尺寸下降速率均呈现出随着保温时间延长而降低的趋势。温度越高, γ' 析出相尺寸在保温初期下降越大, 在随后的时间内, γ' 析出相尺寸下降减缓。由此可知, 固溶温度在保温初期对扩散均匀程度有重要作用。

将锻态 GH720Li 样品的固溶温度进一步提高至 1220 °C 分别保温 30 min, 1 h 水冷, 其冷却过程中析出的 γ' 相形貌见图 6。 γ' 析出相尺寸同 1180 和 1200 °C 相比, 明显减小。更加说明固溶温度与时间对 γ' 相冷却析出数量与尺寸的影响。

固溶处理中溶解和冷却两个过程都可能会对 γ' 相的冷却析出产生影响。图 7 为 GH4720Li 合金在相同保温温度 1200 °C 下保温 1 h 后水冷和空冷后 γ' 析出相形貌。水冷条件下, 析出的 γ' 相尺寸非常小, 但水冷并不能抑制 γ' 相的析出。空冷后的 γ' 析出相呈现两种尺寸。其中, 大尺寸的 γ' 析出相的形状由球形转变至近球形或方块状。这与文献[3,6]中 GH4720Li 合金过固溶处理后在慢冷条件下冷却析出的 γ' 相的分布相同。

3 讨论

从合金热力学角度考虑, GH720Li 合金的 γ' 相完

全回溶温度 $T_{\gamma'}$ 约为 1165 °C, 图 8 为 γ' 相的热力学平

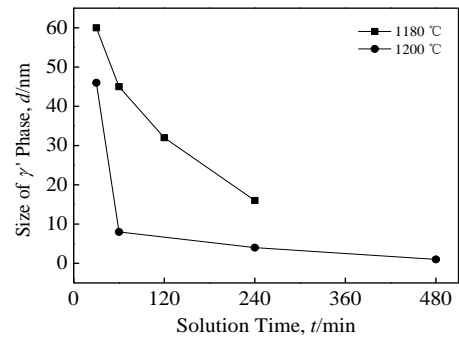


图 5 GH4720Li 合金在 1180 和 1200 °C 下保温不同时间水冷后 γ' 相尺寸变化

Fig.5 Variations of size of γ' phases with various time solution treated at 1180 and 1200 °C

衡析出的计算曲线。以 $T_{\gamma'}$ 为临界点, 把温度区间分成过固溶段 (I)、亚固溶段 (III) 以及两温度段之间的敏感温度段 (II)。过渡温度段 (II) 内一次 γ' 相析出变化程度远比亚固溶温度段 (III) 剧烈。若固溶温度落于 (II) 区, 温度的微小波动都将显著影响合金中

γ' 相变化，即（II）区将对组织和性能的稳定性的敏感性，也是组织和性能稳定性控制的关键区域。

for 1 h followed by quenching in the water (a) and in the air (b)

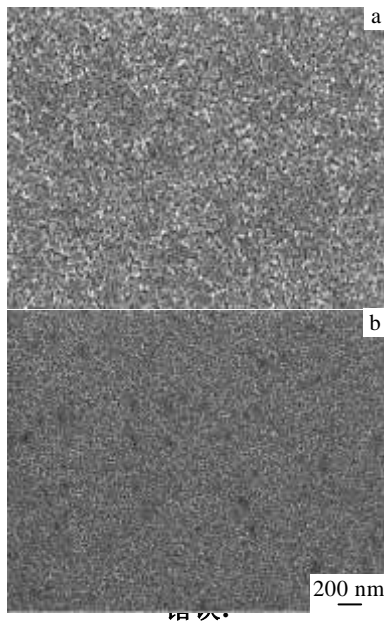


图 6 GH4720Li 合金 1220 °C 保温不同时间水冷后 γ' 相形貌
Fig.6 Microstructures of γ' phases solution treated at 1220 °C for various time followed by water quenching: (a) 30 min and (b) 1 h

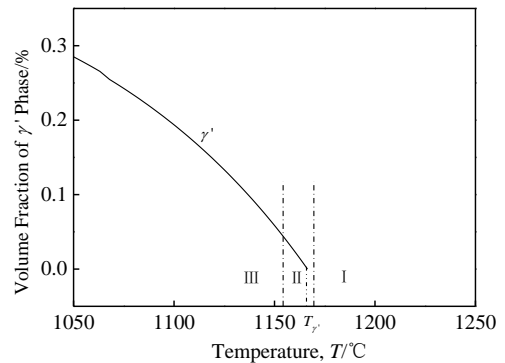


图 8 GH4720Li 合金 γ' 相回溶平衡相图曲线及回溶敏感温度区间
Fig.8 Calculated results of equilibrium γ' phase and dissolution-sensitive temperature range

然而考虑到回溶相中扩散动力学问题，即进而还需考虑析出相的动力学因素，需要考虑的内容就更加复杂。尽管在过固溶温度且在一定保温时间下，一次 γ' 相完全溶入基体，但由于 γ' 相形成元素 Al、Ti 含量在基体内分布不均，随着保温温度与保温时间的增加，Al、Ti 元素分布更加均匀，而与 Al、Ti 含量有关的动力学过程则影响随后 γ' 相析出的形核和长大过程。根据扩散动力学理论，沉淀相回溶到基体的过程为^[7]：沉淀相的溶解、溶质原子通过界面向基体转移以及原子的长程扩散。前两者进行很快，因此，回溶过程主要由原子的长程扩散控制。

冷却过程中冷却速度也是影响 γ' 相析出的主要因素。然而析出 γ' 相尺寸及析出速度主要受冷却过程中合金过饱和度及原子扩散速度的影响。冷却速度的提高导致过冷度的增大，进而导致基体过饱和度增大， γ' 相大量形核析出。由于 γ' 相的大量析出，导致过饱和度降低以及温度的迅速下降造成原子扩散速度降低并且冷却时间较短，以上原因限制了 γ' 相的长大。 γ' 相颗粒尺寸呈单峰模式分布。冷却开始阶段，冷却速度的降低导致过冷度的减小，且冷却初期，温度下降较慢。小的过饱和度与较高的温度导致 γ' 相形核率降低，但却增大了原子的扩散速度，从而 γ' 相得以长大，形成粗大的 γ' 相颗粒。并且随着 γ' 析出相尺寸的增大，错配度增大， γ' 析出相由球形转变为近球形或方块状。随着温度的降低，当溶质过饱和度到达一定程度时， γ' 相二次析出，但较低的温度限制了原子的扩散。因此，限制了二次析出的 γ' 相的长大^[8]。 γ' 析出相颗粒尺寸呈

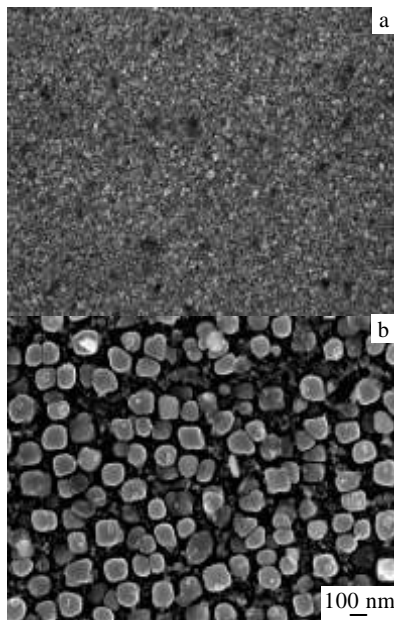


图 7 GH4720Li 合金 1200 °C 保温 1 h 后水冷和空冷后的 γ' 相形貌
Fig.7 Microstructures of γ' phases solution treated at 1200 °C

双峰模式分布。若继续降低冷速, 则会呈现多种尺寸大小分布的 γ' 析出相, 呈现多峰模式分布。

在亚固溶温度下, 一次 γ' 相随着固溶时间的推移, 回溶体积分数减少直至达到一定数值后而不再回溶, 如图 9 所示。过固溶处理时, 一次 γ' 相体积分数随时间延长逐渐减少至 0 (刚完成回溶的时间点设为 t_0), 随后将发生元素的长程扩散。如图 10 所示, t_0 附近, 组织中为原子团簇, 随着时间的延长, 元素扩散均匀。

由此可以看出, 当固溶温度一定, 保温时间较短时, 可能主要强化元素 Al、Ti 还没有扩散均匀, 局部存在高浓度的原子团簇, 导致形核时间短。不管保温时间多长, 固溶温度相同, 冷却速度是一样的, 这样在冷却过程中赋予 γ' 相再析出的时间是相同的。若形核时间短, 随后长大的时间就长, 析出相长大的几率提高。这可能就是固溶温度相同保温时间短, 冷却过程中析出 γ' 相较大的原因。

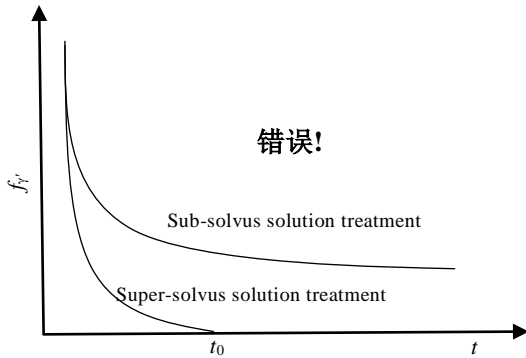


图 9 一次 γ' 相体积分数随固溶时间的变化规律示意图

Fig.9 Schematic diagram of variations of the volume fraction of the primary γ' phase $f_{\gamma'}$ under various solution time

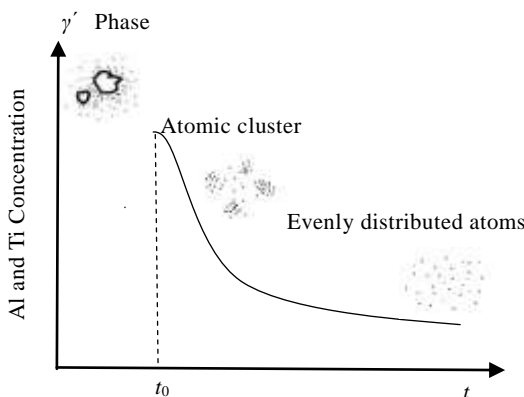


图 10 GH4720Li 合金 γ' 相溶解区 Al 和 Ti 元素浓度随保温时间变化示意图

Fig.10 Schematic diagram of variations of Al and Ti

concentration with solution time in the γ' dissolved zone in GH720Li

从以上分析可以看出, 在 Al+Ti 含量一定的前提下, 固溶制度即固溶温度、固溶时间与冷却速度对 γ' 相冷却析出的尺寸, 数量与形状存在遗传性的影响作用。然而, γ' 相形成元素 Al、Ti 含量及 Ti/Al 比的变化同样对 γ' 相冷却析出存在影响。为进一步探究化学成分的影响, 用 Jmatpro 软件模拟出 TTT 与 CCT 曲线并做分析。图 11 为 Jmatpro 软件模拟的, 当 γ' 相转变量为 0.5%, 不同 Al+Ti 含量下 TTT 与 CCT 曲线变化图。本实验中, 设 γ' 相转变量为 0.5%时, 作为析出起始点。由图 11a 可知, 在高温段, 当 Al+Ti 含量增加时, 曲线出现明显左移, γ' 相析出温度提高且相对应析出时间大大提前。 γ' 相形成稳定核心的尺寸表达式为^[9]:

$$R^* = \frac{2\sigma v_m}{\Delta f_v - \Delta f_s} \quad (1)$$

其中, σ 为单位面积的界面能、 V_m 为析出相的摩尔体积; Δf_v 为形核驱动化学自由能; Δf_s 为单位体积应变能。

由式 (1) 可知, 随着 Al+Ti 含量增加, 过饱和度增大, 导致形核驱动化学自由能增加, 形核临界尺寸降低, γ' 相更易析出。所以 Al+Ti 含量越大, γ' 相析出所对应温度越高且时间越早。Al+Ti 含量的增大, 造成过饱和度增大, 形核率也就相应增大, γ' 相数量随 Al+Ti 含量的增加而增加。但是, 随着温度降低到一定值, 不同 Al+Ti 含量下, 相同温度时, γ' 相析出时间差别减小。这是由于低温下, γ' 相析出主要受原子迁移能力的影响。由于在反应早期, 形核位置就已饱和, 因此, 控制 γ' 相冷却过程中形核的重要因素之一为控制 Al、Ti 含量增加。

由图又可知, 随着 Al+Ti 含量从 3.79 升至 7.79 时, TTT 曲线明显左移, “鼻尖”温度剧烈升高且相对应的析出时间大幅度提前。而当 Al+Ti 含量从 7.79 升至 11.79 时, TTT 曲线同样左移, “鼻尖”温度升高且析出时间提前, 但变化幅度明显小于前者。原因为在 Al+Ti 含量为 7.79 时, 析出温度已经接近 γ' 相溶解温度, 形核位置已经接近饱和, 即使 Al+Ti 含量增加, 形核位置也不会出现过多的增加, 因此析出温度与时间变化不大。

由图 11b 的 CCT 曲线可知, 随着 Al+Ti 含量的降低, 不同冷却速率下的 γ' 相开始析出温度均降低。饱和度减小, 只有进一步增大过冷度才能促使 γ' 相的形核, 且在相同冷速下, 随着 Al+Ti 含量的降低, γ' 相开始析出温度与时间均发生改变。同时, 由图可知, Al+Ti 含量降低至一定程度时, 可导致 γ' 相析出在较高冷速下受到抑制。根据计算, Al、Ti 在 GH720Li 合金的标准成分范围内变化时, TTT 与 CCT 曲线也发生变化, 但变化幅度较小。且可知, γ' 相析出极快。当冷速达

至 1000 °C/min 时, 仍无法抑制 γ' 相冷却析出。

图 12 为 γ' 相转变量为 0.5%, Al+Ti 含量一定时,

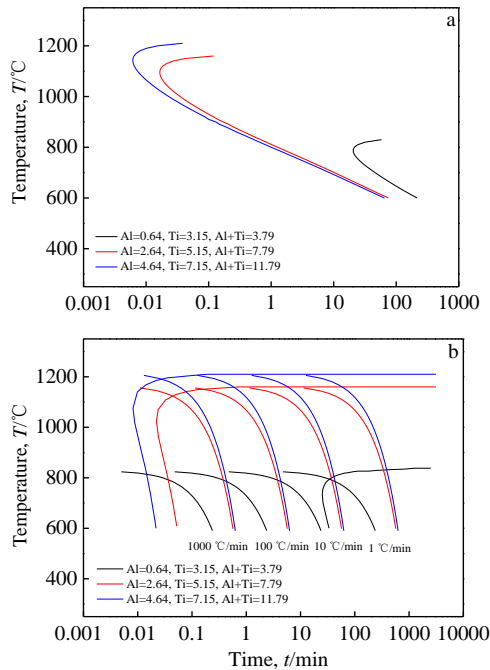


图 11 GH4720Li 合金 γ' 相转变量为 0.5% 时, Al+Ti 含量变化下的 TTT 曲线、CCT 曲线

Fig.11 TTT curves (a) and CCT curves (b) under various Al+Ti contents in GH4720Li sample when the volume fraction of γ' precipitate is 0.5%

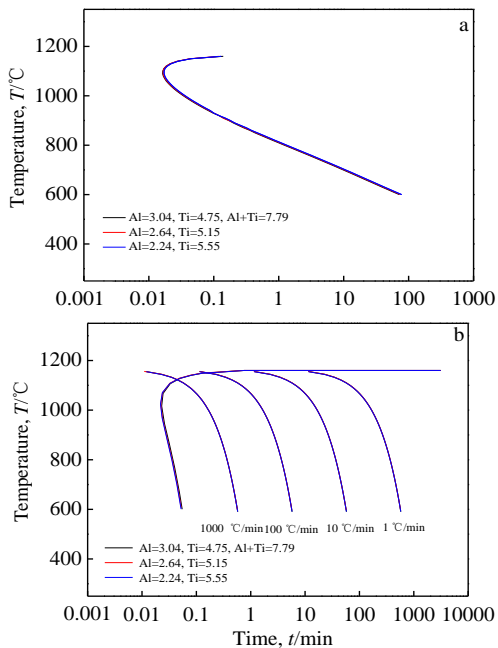


图 12 GH4720Li 合金 γ' 相转变量为 0.5%, Al+Ti 含量为 7.79 时不同 Ti/Al 比下的 TTT 曲线和 CCT 曲线

Fig.12 TTT curve (a) and CCT curves (b) under various Ti/Al ratios in GH4720Li sample when the volume fraction of

γ' precipitate is 0.5% and the Al+Ti content equals to 7.79

不同 Ti/Al 比下的 TTT 和 CCT 曲线。由图可知, 随着 Ti/Al 比的变化, 曲线基本没有变化。说明 Ti/Al 比的变化对 γ' 相的析出基本无影响。

Al+Ti 含量一定时, 固溶制度对 γ' 相回溶动力学过程产生影响进而影响 γ' 相的冷却析出。 γ' 相的回溶过程及回溶后 Al、Ti 元素的扩散将影响到冷却过程中 γ' 析出相数量、形态、大小与分布。Al+Ti 含量变化时, γ' 相的析出温度与时间均改变, 然而 Ti/Al 比却没有明显影响。因此, 改善合金性能需考虑 γ' 析出相数量、形态与大小, 进而需考虑 Al、Ti 含量与固溶制度对 γ' 析出相的遗传性。

4 结 论

1) GH4720Li 合金固溶后冷却过程 γ' 相析出极快, 水冷淬火无法抑制 γ' 相的析出, 得到细小的 γ' 相。空冷后 γ' 析出相呈现两种尺寸。

2) 冷却过程析出的 γ' 相尺寸与 γ' 相回溶及回溶后 Al、Ti 元素的扩散有关。 γ' 冷却析出尺寸随着保温时间的延长与固溶温度的升高大幅度减小, 随后阶段, γ' 相尺寸减小幅度明显减缓。

3) 由 TTT 与 CCT 曲线可知, 随着 Al+Ti 含量的增加, γ' 相析出温度升高且相对应的析出时间提前。当冷速达至 1000 °C/min 时, 仍无法抑制 γ' 相冷却析出。Ti/Al 比的变化对 γ' 相的析出基本无影响。

参考文献 References

- [1] Sims C T, Stolof N S, Hangel W. *The Superalloys II*[M]. New York: Wiley, 1987: 8
- [2] Furrer D, Fecht H. *Journal of the Minerals, Metals and Materials Society*[J], 1999, 51(1): 14
- [3] Jackson M P, Reed R C. *Materials Science and Engineering A*[J], 1999, 259: 85
- [4] Mao J, Chang K M, Yang W H *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2001, 32: 2441
- [5] Mao J, Chang K M, Yang W H *et al. Materials Science and Engineering*[J], 2002, A332: 318
- [6] Furrer D U, Fecht H J. *Scripta Materialia*[J], 1999, 40(11): 1215
- [7] Zhang Maicang(张麦仓), Cao Guoxin(曹国鑫), Dong Jianxin(董建新) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2013, 49: 372
- [8] Smallman R E, Ngan A H W. *Modern Physical Metallurgy* [M]. Oxford: Elsevier, 2014: 287
- [9] Li Hongyu(李红宇). *Study of Decomposition Phenomenon of Supersaturated γ' Phase in Ni-Based Superalloys*(镍基高温

合金中过饱和 γ' 相分解现象研究[D]. Beijing: University

of Science and Technology Beijing, 2011: 42

Heredity Effect of γ' Phase Dissolution Process on Precipitating Process in GH720Li

Chen Jiayu, Yu Qiuying, Dong Jianxin, Zhang Maicang, Yao Zhihao

(University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: The influence of the dissolution process of γ' phase on the subsequent precipitating process of γ' phase in GH720Li alloy was investigated and the effect of Al+Ti contents and Ti/Al ratios on γ' precipitate was also simulated. Results show that the precipitation of γ' phase is influenced by the dissolution of γ' phase and the diffusion of Al and Ti elements. The size of γ' precipitate decreases with the increase of solution time and temperature. The precipitation of γ' phase exhibits various sizes, shapes and distributions under the water cooling condition. It can be shown in TTT and CCT curves that the precipitating temperature increases and the precipitating time decreases under various cooling rates with changes in Al+Ti contents. The precipitation of γ' phase can not be inhibited under the water cooling condition and even when the cooling rate is 1000 °C/min. Meanwhile, no obvious influence is observed on the precipitation process of γ' phase with the various Ti/Al ratios.

Key words: GH720Li; γ' phase; TTT curve; CCT curve

Corresponding author: Chen Jiayu, Candidate for Ph. D., University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62332884, E-mail: chenjiayu975@126.com