



固溶温度对 GH4251 合金中一次 γ' 相 和晶粒组织的影响

田沛玉, 王晗旭, 李新宇
(宝武特种冶金有限公司, 上海 201900)

摘要: 固溶温度是调控高温合金析出相和晶粒组织的重要因素。本研究通过设计不同固溶温度研究了一种新型镍基变形高温合金 GH4251 的晶粒组织和一次 γ' 相, 采用多尺度表征分析研究了固溶温度对微观组织的影响。结果表明, 晶粒尺寸和一次 γ' 相含量随着固溶温度增加显著减少。尤其是在过固溶温度下, 一次 γ' 相几乎被全部溶解, 晶界失去钉扎力, 导致晶粒粗大, 造成拉伸强度和塑性显著下降。通过对 GH4251 合金一次 γ' 相等效颗粒半径 r 及含量 f 的统计分析, 并进行数据拟合获得了一次 γ' 相的这两个参数和平均晶粒尺寸之间的关系。从原子扩散的角度讨论了 GH4251 合金中的一次 γ' 相溶解行为, 发现一次 γ' 相的 γ'/γ 界面存在 Cr 和 Co 的富集及 Al、Ti 和 Ta 的贫化。在溶质元素富集和弹性应力场的相互作用下, 一次 γ' 相边缘凸起, 逐渐脱离形成小尺寸的 γ' , 较高的固溶温度加速了该过程, 最终导致一次 γ' 相溶解消失。

关键词: GH4251 合金; 一次 γ' 相; 晶粒; 固溶处理

DOI: 10. 20057/j. 1003-8620. 2025-00025 **中图分类号:** TG113

The Effect of Solution Treatment Temperature on the Primary γ' Phase and the Grain Structure in GH4251 Alloy

Tian Peiyu, Wang Hanxu, Li Xinyu
(Baowu Special Metallurgy Co., Ltd., Shanghai 200940, China)

Abstract: Solution treatment temperature is a critical factor in regulating the precipitate and grain structure of superalloys. In this study, different solution treatment temperatures were applied to investigate the grain structure and the primary γ' phase of a novel deformed nickel-based superalloy GH4251. The effects of solution treatment temperature on the microstructure were analyzed using multi-scale characterization analysis. The results show that both grain size and the volume fraction of primary γ' phase decrease significantly with increasing solution treatment temperature. Particularly at the over-solid solution temperature, the primary γ' phase is nearly entirely dissolved, causing the grain boundaries to lose their pinning force, which results in grain coarsening and a significant decrease in tensile strength and ductility. The increase in grain size is the primary cause of the reduced room-temperature tensile properties of the alloy. Statistical analysis of the equivalent particle radius (r) and volume fraction (f) of the primary γ' phase in GH4251 was conducted, and data fitting was used to establish the relationship between these two parameters and the average grain size. The dissolution behavior of the primary γ' phase in GH4251 alloy was analyzed from the perspective of atomic diffusion. It was observed that the γ'/γ interface of the primary γ' phase exhibited enrichment of Cr and Co alongside depletion of Al, Ti, and Ta. Under the combined influence of solute element enrichment and the elastic stress field, the edges of the primary γ' phase protruded, gradually detaching to form smaller γ' particles. The elevated solid solution temperature accelerated this process, ultimately leading to the complete dissolution of the primary γ' phase.

Key Words: GH4251 Alloy; Primary γ' Phase; Grain; Solution Treatment

镍基高温合金以其优异的高温力学性能、组织稳定性和加工性能成为航空发动机关键热端部件的必选材料^[1-2]。GH4251 合金作为一种新型高性能镍基变形高温合金, 是新一代航空发动机热端部件的重要候选材料之一^[3-5]。该合金在 U720Li 的基础上优化了 Ti/Al 比和 Nb 含量以解决 η 相变和相应的组织不稳定问题^[1,3]。以 Nb 替代 Ti 可降低 γ' 相的溶解温度和析出动力学, 从而有助于获得较高的

温性能^[6]。

对于 γ' 相强化合金, γ' 相的特征极大的影响了合金的综合性能, 而固溶处理是调控 γ' 相最重要的手段之一, 过/亚固溶温度能够显著影响一次 γ' 相和晶粒组织^[7-10]。Gai Y C 等^[10]针对 GH4151 合金设计了不同的固溶温度, 发现随着固溶温度升高一次 γ' 相面积分数减少, 二次 γ' 相长大, 晶粒由于一次 γ' 相钉扎作用减小而长大进而导致了晶界强度降

低。郭浩坤等^[11]在对GH4175合金的研究中发现当温度超过1 150 °C时,一次 γ' 相发生不连续回溶,导致晶粒快速长大。Wang N等^[12]认为晶界共格相产生的弹性应变能和非共格相产生的界面能同时存在时,能够产生最佳的晶界钉扎效果,加热工艺对一次 γ' 相的溶解行为具有较大的影响。武金江等^[13]研究发现U720Li合金中一次 γ' 相在1 180 °C下加热30 min后完全溶解,并发生了不均匀回溶,导致晶粒异常长大。在一次 γ' 相溶解过程中,其形态变化受到了 γ' 相和 γ 相的晶格错配引起的弹性应变能影响^[14]。对于新型镍基高温合金GH4251,关于固溶温度如何影响其 γ' 相的溶解行为及造成的影响的问题鲜有报道,然而这对理解该合金中的 γ' 相演变以及通过热工艺获得均匀细晶组织意义重大。

本研究针对GH4251合金,利用多尺度表征和分析方法,观察并分析了经过1 100~1 140 °C固溶处理后合金的晶界一次 γ' 相和晶粒组织。研究了固溶温度对该合金晶粒尺寸的影响,并讨论了晶界一次 γ' 相溶解机制。研究结果可为深入理解固溶温度对GH4251合金显微组织的影响以及制定热工艺以获得理想的显微组织提供指导。

1 实验材料及方法

实验材料为锻态GH4251合金棒材。该材料经过真空感应熔炼(VIM)后+保气氛电渣重熔(ESR)+真空自耗重熔(VAR)三联冶炼工艺并进行快锻开坯和径锻成型。所有制备工艺过程在宝武特种冶金有限公司完成。实验合金的化学成分见表1。在锻态棒材上取切片后通过线切割获取若干20 mm×20 mm×15 mm试样块用于热处理实验,然后分别在1 100、1 110、1 120、1 130、1 140 °C固溶处理2 h后空冷(AC)。差示扫描量热分析(DSC)样品在氩气环境中以15 °C/min的加热速率从400 °C升温至1 400 °C^[15],结果表明,GH4251合金 γ' 相完全溶解温度为1 126 °C,因此,1 100、1 110、1 120 °C为亚固溶温度,1 130、1 140 °C为过固溶温度。

金相试样需经过研磨和机械抛光后,在20 g CuCl+100 mL HCl+100 mL C₂H₅OH室温溶液中腐蚀20~25 s,烘干后通过AXIO imager A2 m光学显微镜

(OM)观察试样的晶粒组织。

扫描试样的制备需将试样块经过研磨和机械抛光后,先在20 mL CH₃OH+80 mL H₂SO₄室温溶液中利用低压直流电源在25V电压下进行电解抛光5~10 s,然后在15 gCr₂O₃+10 mL H₂SO₄+150 mL H₃PO₄溶液中在5V电压下腐蚀2~4 s。腐蚀后的样品需进行超声清洗和烘干,利用Zeiss Ultra 55热场发射扫描电子显微镜观察析出相形貌。析出相的统计至少采集5个视场,采用Photoshop软件标记颜色后再利用Jmat-Pro软件进行统计,析出相的平均尺寸为等效颗粒直径,含量为面积分数。

制备TEM样品需先取 ϕ 3 mm×0.3 mm的圆片,机械研磨至30~50 μ m厚,进行超声清洗后,将10% HClO₄+90% C₂H₅OH溶液降温到-25 °C,在25V电压下进行双喷电抛减薄。使用FEI Tecnai G2 F20扫描透射电子显微镜配备的高分辨率能量色散x射线光谱(HR-EDS)探头进行元素扫描分析。

拉伸试样在同一切片的相同半径位置取样,拉伸性能测试在Instron 5985万能试验机上进行。按照GB/T 228.1—2021和GB/T 228.2—2015进行室温和高温单轴拉伸测试。拉伸试样总长度为65 mm,标距为25 mm。

2 实验结果

2.1 晶粒组织

经过不同固溶温度后的显微组织的光学显微镜观察结果如图1所示。可看出当固溶温度为1 100~1 120 °C时,晶粒组织细小且较均匀,晶界存较大尺寸的一次 γ' 相。对比来看,1 110 °C时晶界大尺寸的一次 γ' 相较多,如图1(a1, a2)所示,随着温度升高晶界一次 γ' 相减少,如图1(b1, b2)~图1(e1, e2)所示。当温度达到1 130 °C时,晶粒明显长大,并且,晶界的一次 γ' 相几乎消失,如图1(d1, d2)和图1(e1, e2)所示,这表明,当固溶温度接近1 130 °C时, γ' 相完全溶解,这与DSC结果相符。图1(f)显示了不同固溶温度下的平均晶粒尺寸,可见,随着固溶温度升高,晶粒尺寸显著增加,当温度为1 110 °C时,晶粒最小,仅为18 μ m; 1 110 °C和1 120 °C下晶粒尺寸接近,但和1 100 °C时

表1 GH4251合金的化学成分(质量分数)

Table1 The chemical composition of GH4251 alloy

C	Co	Cr	Ti	Al	W	Mo	Ta	Nb	B	Zr	Ni
0.01~0.03	23.5~26.5	12.5~14.5	3.5~5.5	2~3	1.1~1.3	2.5~3.0	0.8~1.1	0.8~1.1	0.02	0.03	余

相比长大了一倍左右;当温度升高到 1 130 °C,晶粒尺寸和 1 120 °C时相比又长大一倍,超过 100 μm;而温度升高到 1 140 °C时,晶粒尺寸为 128 μm,可见晶粒长大速度放缓。另外,观察发现过固溶温度条件下,晶粒的尺寸均匀性变差。

2.2 一次 γ'相

为了更清楚的观察一次 γ'相,利用 SEM 观察不同固溶温度后的试样,如图 2(a)~(e)所示。结果表明,随着固溶温度升高,一次 γ'相显著减少。从一次 γ'相的尺寸分布来看,近似正态分布。当温度在 1 100~1 120 °C(亚固溶温度)时,一次 γ'相的等效直径在 1 μm 以上的占大多数;当温度超过 1 130 °C(过固溶温度),大多低于 1 μm。不同固溶温度后一次 γ'相的平均等效颗粒直径 $\bar{d}_{\text{primary } \gamma'}$ 和含量如图 2 (f)所示,一次 γ'相平均等效直径随着固溶温度升高呈下降趋势(仅在 1 120 °C时有所回升),而其含量则随着温度升高急剧下降,过固溶温度条件下不足 0.5%。

2.3 不同固溶温度下的拉伸性能

GH4251 合金经过不同固溶温度后的室温拉伸性能如图 3 所示。从图 3 (a)可以看到亚固溶温度条件下(1 100~1 120 °C)抗拉强度和屈服强度随着温度升高较缓慢降低,过固溶温度条件下(1 130、1 140 °C)显著降低。断后伸长率和断面收缩率也有相似规律,如图 3(b)所示。从图 1 和图 2 可知,在过固溶温度条件下,晶粒尺寸较大,晶界析出相含量显著减少。Jena P S M 等^[16]指出一次 γ'相的共格性是影响拉伸性能的原因之一,γ 基体和不共格的一次 γ'相越多,对强度和塑性的影响越大。研究表明,细晶镍基高温合金中析出相强化和晶界强化提供了主要的强化贡献^[17-18]。通过统计发现,随着固溶温度升高,总的 γ'相含量略有降低。GH4251 合金在 1 100~1 120 °C 范围,虽然一次 γ'相含量显著降低,如图 2(f)所示,但强度和塑性略有降低,如图 3 所示,由于该温度范围内晶粒尺寸在 50 μm 以

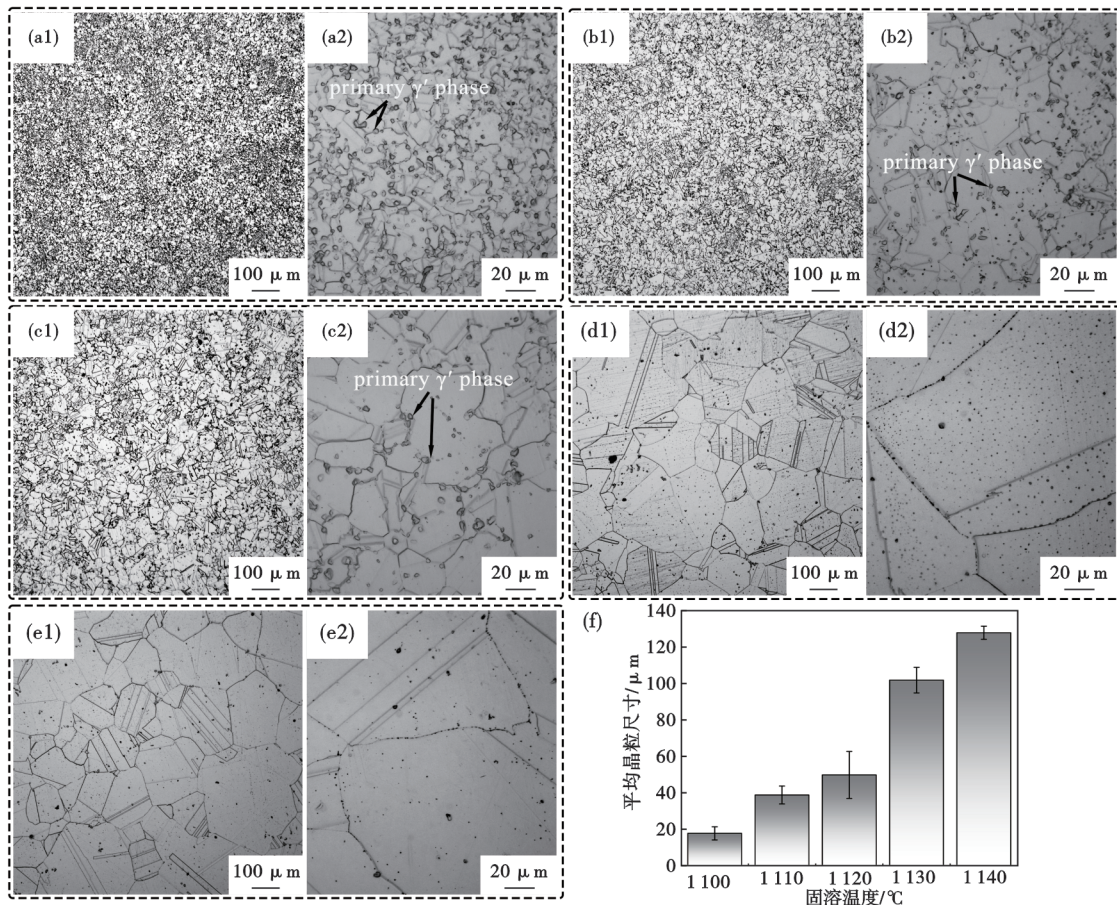


图1 GH4 251 合金不同固溶温度后的晶粒组织:(a1), (a2) 1 100 °C; (b1), (b2) 1 110 °C; (c1), (c2) 1 120 °C; (d1), (d2) 1 130 °C; (e1), (e2) 1 140 °C; (f) 平均晶粒尺寸随固溶温度的变化
 Fig. 1 Grain structure of GH4 251 alloy at different solution temperatures : (a1), (a2) 1 100 °C; (b1), (b2) 1 110 °C; (c1), (c2) 1 120 °C; (d1), (d2) 1 130 °C; (e1), (e2) 1 140 °C; (f) variation of average grain size with solution temperature

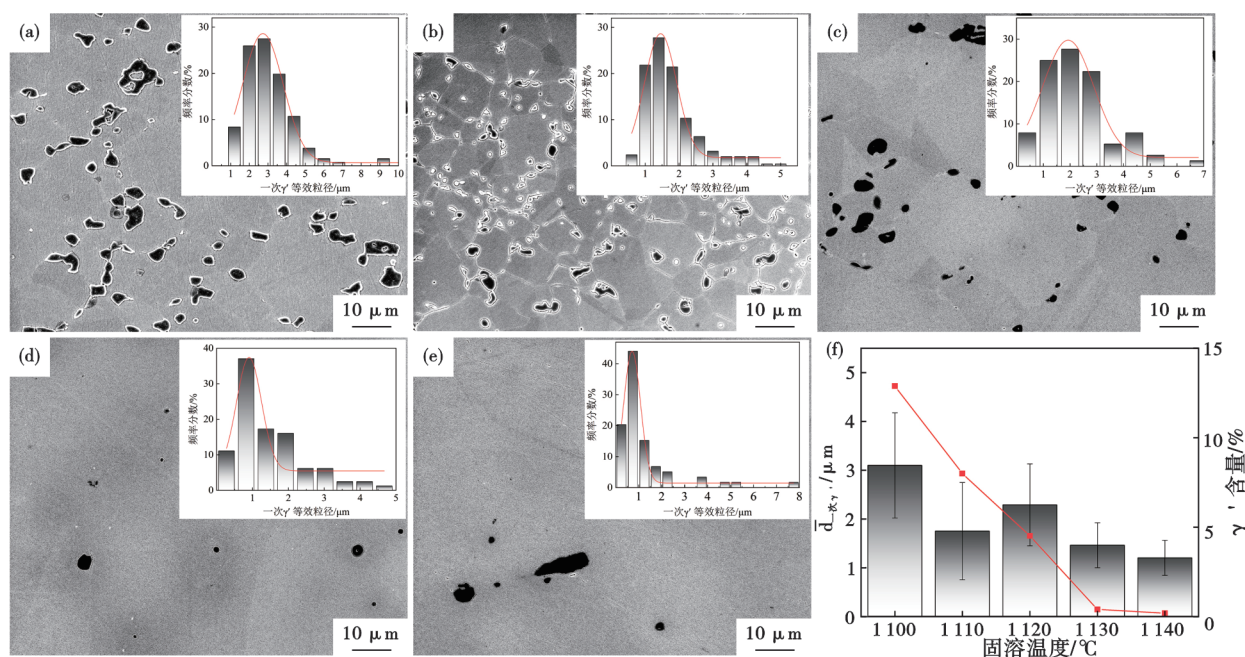


图2 GH4251 合金不同固溶温度后的一次 γ' 相 SEM 分析:(a) 1 100 °C, (b) 1 110 °C, (c) 1 120 °C, (d) 1 130 °C, (e) 1 140 °C, (f) 平均等效颗粒直径 $\bar{d}_{\text{primary } \gamma'}$ 和一次 γ' 相含量随固溶温度的变化
 Fig. 2 SEM analysis of the primary γ' phase after heat treatment at different solution temperatures : (a) 1 100 °C, (b) 1 110 °C, (c) 1 120 °C, (d) 1 130 °C, (e) 1 140 °C, (f) variation of average equivalent particle diameter $\bar{d}_{\text{primary } \gamma'}$ and primary γ' phase with solution temperature

下,属于较细晶粒,可见此温度范围内一次 γ' 相含量的变化对拉伸性能的影响较小。通过以上分析可知,GH4251 合金在不同固溶温度下室温强度和塑性的降低主要应是由于晶粒尺寸增加致使晶界减少导致的。

图 4 显示了 750 °C 下固溶温度对拉伸性能的影响。图 4(a) 表明,固溶温度在 1 100~1 130 °C 范围内,抗拉强度接近;当固溶温度为 1 140 °C 时抗拉强度显著降低;屈服强度随着固溶温度升高而降低,

当固溶温度超过 1 120 °C,屈服强度下降显著。从图 4(b) 可看出,随着固溶温度升高,断后伸长率基本呈下降趋势,而断面收缩率并无明显规律。可见在固溶实验温度范围内 750 °C 下的拉伸强度和断后伸长率变化趋势基本和室温相同。过固溶温度下一次 γ' 相大量溶解如图 2(d) 和图 2(e) 所示,导致晶界一次 γ' 相的钉扎力消失,产生粗晶粒,同时高温下晶界强度较低,这导致 750 °C 下实验合金的强度和塑性均降低。

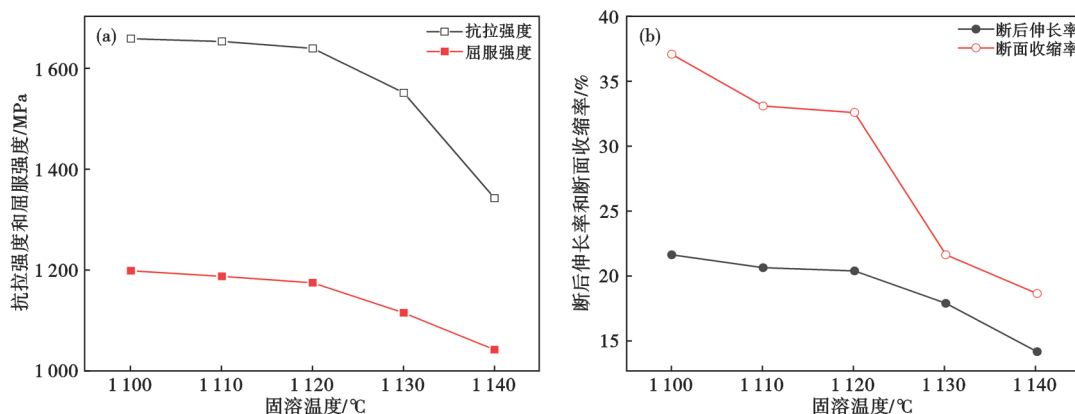


图 3 GH4251 合金不同固溶温度下室温拉伸性能:(a) 抗拉强度和屈服强度, (b) 断后伸长率和断面收缩率
 Fig. 3 Room temperature tensile properties of GH4251 alloy at different solution temperatures: (a) tensile strength and yield strength, (b) elongation rate and the reduction of area

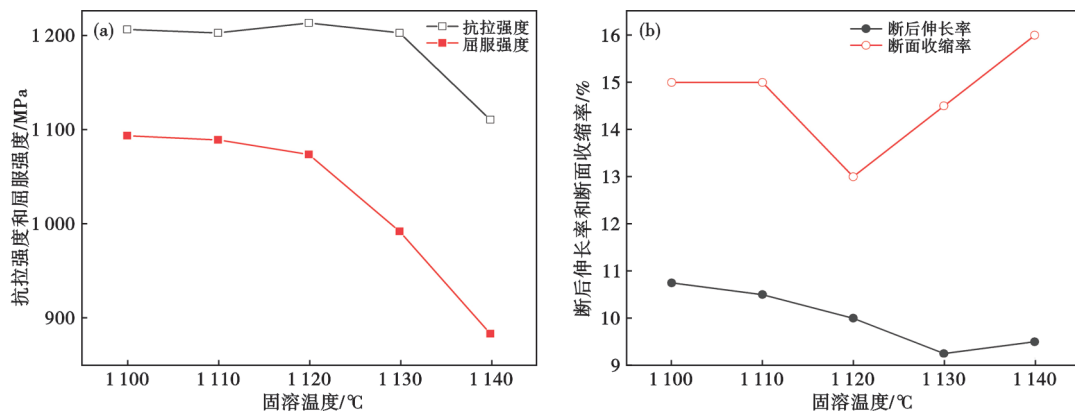


图 4 GH4251 合金不同固溶温度下 750 °C 的拉伸性能: (a) 抗拉强度和屈服强度, (b) 断后伸长率和断面收缩率

Fig. 4 Tensile properties of GH4251 alloy at 750 °C at different solution temperatures: (a) tensile strength and yield strength, (b) elongation and the reduction of area

3 结果讨论

3.1 固溶温度对晶粒尺寸的影响

实验合金的拉伸性能在过固溶温度条件下的显著下降,如图 3 和图 4 所示,固溶温度与晶粒尺寸增加具有对应关系,如图 1 所示。这是由于随着固溶温度升高,晶界一次 γ' 相溶解加快,尤其是过固溶条件下晶界一次 γ' 相急剧减少,如图 2 所示,晶界受到的钉扎力大幅降低,这导致了过固溶条件下晶粒的快速长大^[11,19]。根据晶界析出相阻碍高温下的 γ 晶粒粗化的原理,在析出相阻碍晶粒长大的钉扎力和正常晶粒长大的驱动力的平衡前提下,很多研究者研究了临界晶粒尺寸 D_c 和析出相相关参数的关系^[20-23],如式(1)。

$$D_c = \frac{Ar}{f^n} \quad (1)$$

式中, A 和 n 为和模型相关的比例常数, r 为晶界析出相的半径, μm ; f 为晶界析出相的体积分数。需要

注意的是该模型适用于单峰分布析出相。假设 $D_c = D$ (D 为平均晶粒尺寸, μm) 时正常晶粒长大停止, 带入公式(1)后可得到 D 、 r 和 f 之间的关系。由图 1 和图 2 可知, GH4251 合金晶界主要存在一次 γ' 相, 因此, r 为一次 γ' 相的等效颗粒半径, f 取值为一次 γ' 相的面积分数。将等式(1)两边取对数后, 得到式(2)。

$$\ln \frac{D}{r} = -n \ln f + \ln A \quad (2)$$

将不同固溶温度下的 r 和 f 代入后, 进行数据拟合。图 5(a) 显示的结果为所有固溶温度下的拟合结果, 数据相关度为 0.87, 显然这个结果并不理想, 从图 5(a) 中可以看出, 固溶温度为 1100 °C 时的数据偏离较大。若不考虑该数据点, 重新拟合后的结果如图 5(b) 所示, 线性相关度达到 0.99。可见重新拟合后得到的参数更符合实际情况。

因此, GH4251 合金的平均晶粒尺寸 D 和晶界一次 γ' 相的含量 f 及半径 r 之间的关系可表示

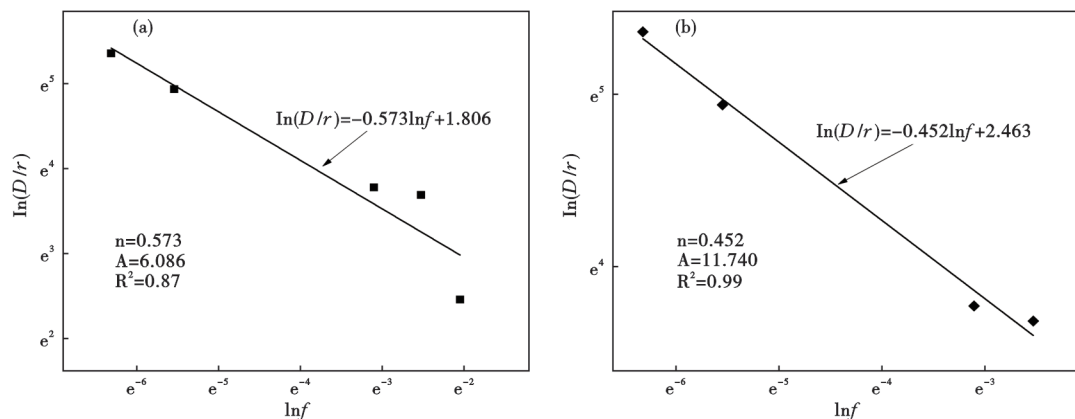


图 5 GH4251 合金 D/r 和 f 之间的关系: (a) $\ln(D/r)$ vs $\ln f$ (未优化), (b) $\ln(D/r)$ vs $\ln f$ (优化后)

Fig. 5 The relationship between D/r and f : (a) $\ln(D/r)$ vs $\ln f$ (non-optimized), (b) $\ln(D/r)$ vs $\ln f$ (optimized)

为式(3)。

$$D = 11.74r/f^{0.452} \quad (3)$$

必须明确的是式(3)适用于 $D \geq 39 \mu\text{m}$ 的 GH4251 合金。而对于固溶温度低于 1110°C 的情况需要更多数据进行拟合以获得新的模型。式(3)可为通过调控晶界一次 γ' 相的尺寸和体积分数控制 GH4251 的晶粒尺寸提供依据。

晶粒长大的本质是大角度晶界的不断迁移,晶界迁移是通过热激活过程进行的,温度越高晶界处的原子跃迁频率越快,这导致了晶界迁移的速度增加,进而使晶粒发生长大^[24-25]。由于一次 γ' 相变形比较困难,较高体积分数并且具有一定尺寸的晶界一次 γ' 相能够提供较大的钉扎力,阻碍晶界迁移,有利于获得均匀细小的晶粒组织^[26]。因此,亚固溶温度下的细晶组织是实验合金拉伸性能较高的主要原因,而过固溶温度下由于晶界一次 γ' 相溶解,钉扎力丧失,晶粒发生粗化,进而主导了拉伸强度和塑性显著降低。

3.2 固溶温度对一次 γ' 相的溶解行为的影响

随着固溶温度升高,晶界的一次 γ' 相迅速减

少,如图 2 (a)-(e)所示,这是因为高温加速了一次 γ' 相的溶解。而一次 γ' 相如何在高温下溶解的问题引人关注。图 6(a)为固溶温度为 1100°C 的试样的 SEM 图像,图 6(b)为图 6(a)中红色线框位置的放大图,可见晶内存在大量块状和花瓣状二次 γ' 相,并在一次 γ' 相周围存在较多几十纳米尺寸的细小 γ' 相。在固溶温度为 1120°C 的试样中观察到一次 γ' 相边缘的溶解瞬态形貌,如图 6(c)所示,似乎正在脱离出小的 γ' 相。在固溶温度为 1140°C 的样品中捕捉到一次 γ' 相的一个侧面有一些细小的 γ' 相 ($150\sim 200 \text{ nm}$)正在脱离,如图 6(d)所示,这从近似立体的视角印证了图 6(c)的观察结果。但这种演变现象的具体原因需要进一步讨论。一次 γ' 相的这种形态变化实际上属于一种形态失稳过程,而 γ' 相的形态失稳和元素的扩散有关^[27-29]。

图 7 为对 1120°C 固溶条件下的试样进行 TEM-EDS 元素面扫描结果。结果显示,Al、Ti、Ta 和 Nb 主要进入 γ' 相,Co、Cr、W 和 Mo 主要进入 γ 基体。观察可知在 γ'/γ 界面附近有 Cr 和 Co 元素富集,而界面附近的 Al、Ti 和 Ta 相对 γ' 相内显示贫化。这和 Chen Y Q 等^[27]的研究结果相似,他们认为 Co 和 Cr 在 γ'/γ 界面处的富集阻碍了其他元素的扩散,同

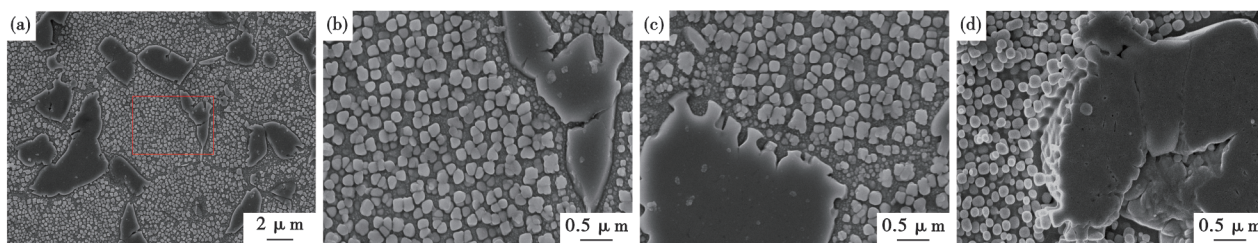


图 6 GH4251 合金不同固溶温度下一次 γ' 相的形态观察:(a)和(b) 1100°C , (c) 1120°C , (d) 1140°C

Fig. 6 The morphology of the primary γ' phase observed after heat treatment at different solution temperatures: (a) and (b) 1100°C , (c) 1120°C , (d) 1140°C

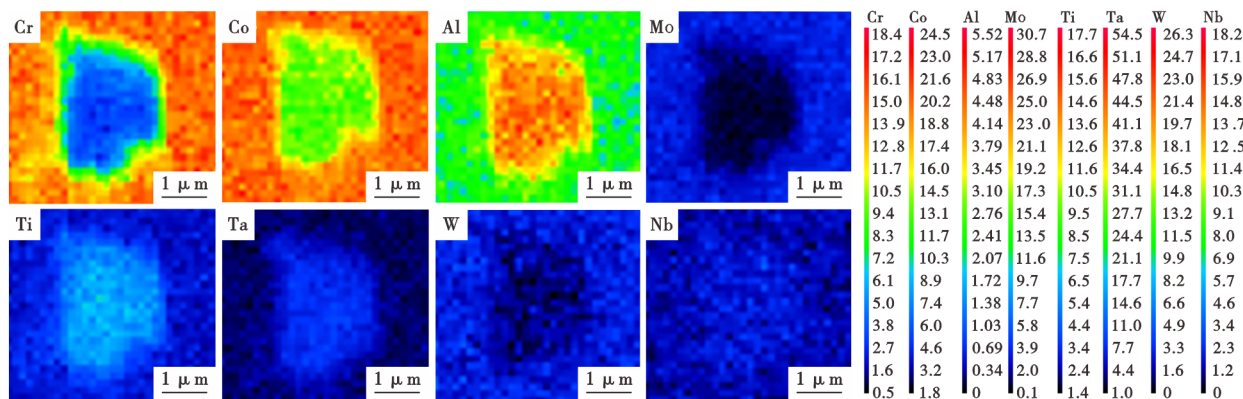


图 7 GH4251 合金在 1120°C 固溶温度下一次 γ' 相的 TEM-EDS 元素面分析

Fig. 7 The TEM-EDS elemental mapping analysis of the γ' phase at the solution temperature of 1120°C

时,由于Al和Ti的贫化导致了局部晶格错配度增加,因此,产生的高弹性应变,会导致 γ' 相将沿着应变大的方向分裂。当固溶温度提高,元素的扩散速率增加,这促进了扩散控制的 γ' 相的溶解速率增大^[14,30-31]。Fan X Q等^[32]研究得出一次 γ' 相的溶质原子富集作用比二次 γ' 相更强。此外,从图6(c)中可以看到一次 γ' 相边缘为不规则形态,形成了很多凹槽,这是由于不同晶向的化学驱动力不同导致的,在凹槽的边缘弹性应变能集中分布^[33-34]。Cha P R等^[33]通过相场模拟计算表明, γ' 相边缘凹槽形成的弹性应力场可诱导 γ 相中溶质原子富集,在此作用下 γ' 相发生局部溶解。随着一次 γ' 相边缘凹槽曲率半径增大,在相邻凹槽逐渐向 γ' 相内侵入的作用下,最终形成小颗粒的 γ' 相脱离。然而在溶质元素富集和弹性应力场的相互作用下,新的小颗粒 γ' 相继续形成,如图6(d)中一次 γ' 相的形态所示^[35]。这个过程的反复发生会导致了一次 γ' 相尺寸逐渐减小。

根据上述研究绘制了GH4251合金一次 γ' 相溶解机制示意图,如图8所示。在化学驱动作用下发生 γ 基体中的Co和Cr向 γ'/γ 界面富集,并且随着Co和Cr的富集,界面处的Al、Ti、Ta等 γ' 相形成元素向 γ' 内扩散,导致界面处Co和Cr浓度升高而Al、Ti、Ta的浓度降低。这促进了本就存在不规则轮廓的一次 γ' 相的形态失稳,轮廓出现凹槽,这增强了弹性应力场的作用,加速了溶质原子的扩散速率。

随着凹槽处Co和Cr元素富集速率加快,使得凹槽曲率增加,这意味着局部区域 γ 相侵入 γ' 相的程度增加。一次 γ' 相边缘形成了一个小的 γ' 相凸起,并逐渐脱离形成小尺寸 γ' 相。而固溶温度升高会加速溶质原子扩散,从而加速该过程,直至一次 γ' 相减小到一定尺寸后在 γ'/γ 界面Co、Cr富集的侵入作用下逐渐溶解消失。

4 结论

本研究通过多尺度表征分析研究了不同固溶温度(1 100~1 140 °C)条件下GH4251合金的显微组织,分析了固溶温度对晶粒尺寸和一次 γ' 相的影响。

1) 随着固溶温度增加,GH4251合金的晶粒尺寸增大,晶界一次 γ' 相含量降低,尤其是在过固溶温度(1 130 °C和1 140 °C)下获得了粗晶晶粒,并且晶界一次 γ' 相几乎溶解消失。晶粒尺寸增加是该合金拉伸性能降低的主要原因。

2) 通过数据拟合获得了GH4251合金平均晶粒尺寸 $D(D \geq 39 \mu\text{m})$ 和一次 γ' 相等效颗粒半径 r 及含量 f 的关系。过固溶温度下一次 γ' 相的大量溶解,导致了晶界钉扎作用消失,晶粒的长大失去限制,进而导致合金拉伸强度和塑性大幅降低。

3) 一次 γ' 相的 γ'/γ 界面存在Cr和Co的富集及Al、Ti和Ta的贫化。在溶质原子富集和弹性应力场作用下,分离出小尺寸 γ' 相,一次 γ' 相逐渐减小,直至溶解消失。

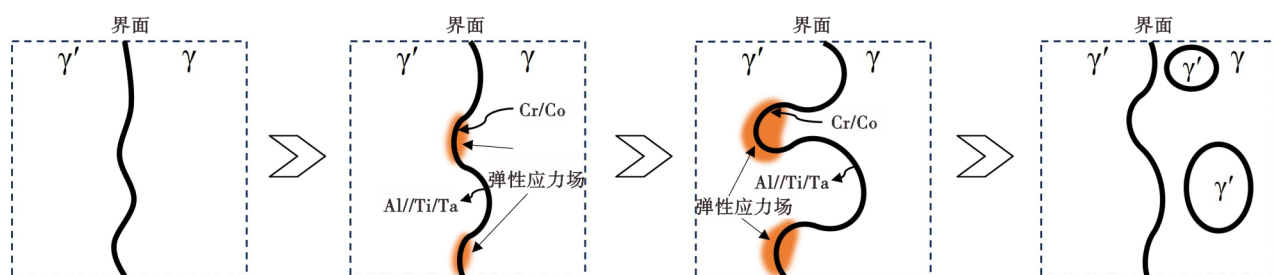


图8 GH4251合金一次 γ' 相溶解机制示意图

Fig. 8 The schematic diagram of the primary γ' phase dissolution mechanism of GH4251 alloy

参考文献

- [1] Jullien M, Black R L, Stinville J C, et al. Grain size effect on strain localization, slip-grain boundary interaction and damage in the Alloy 718 Ni-based superalloy at 650 °C[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 912: 146927.
- [2] 李新宇,白佳铭,张浩鹏,等. 先进镍基粉末高温合金 FG4108 在不同应力条件下的蠕变行为[J]. 金属学报, 2023.
- [3] Yu H Y, Wang J, Qin H L, et al. Deformation behavior of a new Ni-Co base superalloy GH4251 during hot compression[J]. Materials Research Express, 2023, 10(1): 016511.
- [4] Dong J X, Yu H Y, Cao R, et al. The effect of pre-strain on tex-

- tures, nano-twins and mechanical properties of a novel Nickel-based superalloy GH4251 with low stacking fault energy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2024, 915: 147271.
- [5] Lv Y T, Ouyang X, Tian Y, et al. Insight into the hot corrosion behavior of GH4251 high-temperature superalloy fabricated by selective laser melting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2024, 1002: 175166.
- [6] Yu H Y, Qin H L, Chen X Z, et al. Alloy design and development of a novel Ni-co-based superalloy GH4251[M]. *Proceedings of the 10 th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives*. Cham: Springer Nature Switzerland, 2023: 117-132.
- [7] Zhou Z J, Zhang R, Cui C Y, et al. Influence of solution temperature on microstructure and creep behaviors of a Ni-Co base superalloy for turbine disc[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 853: 143741.
- [8] Liu P, Zhang R, Yuan Y, et al. Microstructural evolution of a Ni-Co based superalloy during hot compression at γ' sub-/ super-solvus temperatures[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 77: 66-81.
- [9] Detrois M, Rotella J, Goetz R L, et al. Grain boundary engineering of powder processed Ni-base superalloy RR1000: Influence of the deformation parameters[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 627: 95-105.
- [10] Gai Y C, Zhang R, Yang J X, et al. Effects of heat treatment on γ' precipitates and tensile properties of a Ni-base superalloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 842: 143079.
- [11] 郭浩坤, 罗 皎, 张志刚. GH4175合金固溶过程中 γ 相晶粒长大与 γ' 相回溶规律研究[J]. *精密成形工程*, 2022, 14(4): 28-37.
- [12] Wang N, Ji Y Z, Wang Y B, et al. Two modes of grain boundary pinning by coherent precipitates[J]. *Acta Materialia*, 2017, 135: 226-232.
- [13] 武金江, 赵广迪, 姜昊源, 等. 加热工艺对难变形高温合金U720Li中 γ' 相溶解及晶粒长大行为的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2024, 53(8): 2205-2216.
- [14] Wang T Y, Wang X M, Zhao Z H, et al. Dissolution behaviour of the γ' precipitates in two kinds of Ni-based superalloys[J]. *Materials at High Temperatures*, 2016, 33(1): 51-57.
- [15] Duan J, An T, Gu Y, et al. Effect of γ' phase and microtwins on the microstructural evolution and mechanical properties of a novel Ni - Co base superalloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 865: 144323.
- [16] Jena P S M, Tripathy S, Mahato B, et al. Role of void nucleation at primary- γ'/γ interface on strain softening of nickel base superalloy 720Li[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 958: 170388.
- [17] Tan L M, Li Y P, Deng W K, et al. Tensile properties of three newly developed Ni-base powder metallurgy superalloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 804: 322-330.
- [18] Li C, Teng J W, Yang B B, et al. Correlation between microstructure and mechanical properties of novel Co-Ni-based powder metallurgy superalloy[J]. *Materials Characterization*, 2021, 181: 111480.
- [19] 孔永华, 胡华斌, 李东方, 等. 热连轧GH4169合金的晶粒长大行为[J]. *稀有金属材料与工程*, 2012, 41(5): 877-880.
- [20] Smith C S. Grains, phases, and interfaces an interpretation of microstructure[J]. *Transaction Metallurgy Society of AIME*, 1948, 175: 15-51.
- [21] Song K, Aindow M. Grain growth and particle pinning in a model Ni-based superalloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2008, 479(1-2): 365-372.
- [22] Hillert M. Inhibition of grain growth by second-phase particles[J]. *Acta Metallurgica*, 1988, 36(12): 3177-3181.
- [23] 郑 冰, 徐 东, 王怡群, 等. 34CrNi3MoV钢奥氏体晶粒长大模型验证与应用[J]. *特殊钢*, 2023, 44(6): 101-106.
- [24] Collins D M, Conduit B D, Stone H J, et al. Grain growth behaviour during near- γ' solvus thermal exposures in a polycrystalline nickel-base superalloy[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(9): 3378-3391.
- [25] Sellars C M, Whiteman J A. Recrystallization and grain growth in hot rolling[J]. *Metal Science*, 1979, 13(3-4): 187-194.
- [26] Zhang H K, Ma H C, Chang T X, et al. Deformation mechanisms of primary γ' precipitates in nickel-based superalloy[J]. *Scripta Materialia*, 2023, 224: 115109.
- [27] Chen Y Q, Prasath babu R, Slater T J A, et al. An investigation of diffusion-mediated cyclic coarsening and reversal coarsening in an advanced Ni-based superalloy[J]. *Acta Materialia*, 2016, 110: 295-305.
- [28] Li X Y, Zhang H P, Bai J M, et al. The evolution of γ' precipitates and hardness response of a novel PM Ni-based superalloy during thermal exposure[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 942: 168757.
- [29] 张义文, 王福明, 胡本芙. Hf含量对镍基粉末高温合金中 γ' 相形态的影响[J]. *金属学报*, 2012, 48(8): 1011-1017.
- [30] Masoumi F, Jahazi M, Shahriari D, et al. Coarsening and dissolution of γ' precipitates during solution treatment of AD730™ Ni-based superalloy: Mechanisms and kinetics models[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 658: 981-995.
- [31] Yu H, Wang Z T, Zhang B Y, et al. Irregular growth of the γ' phase in a Ni-based superalloys under slow cooling rate[J]. *Materials Letters*, 2022, 307: 131067.
- [32] Fan X Q, Guo Z P, Wang X F, et al. Morphology evolution of γ' precipitates in a powder metallurgy Ni-base superalloy[J]. *Materials Characterization*, 2018, 139: 382-389.
- [33] Cha P R, Yeon D H, Chung S H. Phase-field study for the splitting mechanism of coherent misfitting precipitates in anisotropic elastic media[J]. *Scripta Materialia*, 2005, 52(12): 1241-1245.
- [34] Jackson M P, Reed R C. Heat treatment of UDIMET 720Li: The effect of microstructure on properties[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1999, 259(1): 85-97.
- [35] 胡本芙, 刘国权, 吴 凯, 等. 镍基粉末冶金高温合金中 γ' 相形态不稳定性研究[J]. *金属学报*, 2012, 48(3): 257-26.